



**ČVUT**

ČESKÉ VYSOKÉ  
UČENÍ TECHNICKÉ  
V PRAZE

**FAKULTA  
STROJNÍ  
ČVUT V PRAZE**

**ČESKÉ VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V PRAZE**

**FAKULTA STROJNÍ**

**ÚSTAV MATERIÁLOVÉHO INŽENÝRSTVÍ**

# **HODNOCENÍ ÚNAVOVÉHO PORUŠENÍ LOPATEK Z NIKLOVÝCH SLITIN**

**DIPLOMOVÁ PRÁCE**

**AUTOR:**

Bc. Lukáš Jurásek

**VEDOUCÍ PRÁCE:**

Ing. Jan Krčil, Ph.D.  
Ing. Jiří Pavlas

**STUDIJNÍ PROGRAM:**

Výrobní inženýrství

Praha 2023

## I. OSOBNÍ A STUDIJNÍ ÚDAJE

Příjmení: **Jurásek** Jméno: **Lukáš** Osobní číslo: **484108**  
Fakulta/ústav: **Fakulta strojní**  
Zadávací katedra/ústav: **Ústav materiálového inženýrství**  
Studijní program: **Výrobní inženýrství**  
Specializace: **Bez specializace**

## II. ÚDAJE K DIPLOMOVÉ PRÁCI

Název diplomové práce:

**Hodnocení únavového porušení lopatek z niklových slitin**

Název diplomové práce anglicky:

**The analysis of fatigue failure of nickel-alloy rotor blade**

Pokyny pro vypracování:

- 1) Vypracovat teoretickou rešerši o niklových slitinách používaných v leteckém průmyslu; jejich namáhání a porušení
- 2) Na základě teoretické rešerše navrhnout experimentální hodnocení vybraného materiálu
- 3) Připravit experimentální vzorky, provést analýzy, měření a hodnocení
- 4) Evaluovat výsledky získané v experimentální části a diskutovat je s dostupnou odbornou literaturou
- 5) Vyvodit závěry

Seznam doporučené literatury:

- [1] ANDERSON, T. L. FRACTURE MECHANICS Fundamentals and Applications. Third edition. 6000 Broken Sound Parkway NW, Suite 300: Taylor a Francis Group, 2005. ISBN 978-1-4200-5821-5.
- [2] SURESH, Subra. Fatigue of Materials. Second. Cambridge University Press, 1998. ISBN 978-0-521-57046-6.
- [3] SMALLMAN, R. E.; BISHOP, R. J. Modern Physical Metallurgy and Materials Engineering. Linacre House, Jordan Hill, Oxford OX2 8DP: Butterworth-Heinemann, 1999. ISBN 0 7506 4564 4.
- [4] PLUHAŘ, Jaroslav. Fyzikální metalurgie a mezní stavy materiálů. Praha, Bratislava: Státní nakladatelství technické literatury Alfa, 1987.
- [5] REED, Roger C. The Superalloys Fundamentals and Applications. The Edinburgh Building, Cambridge CB2 2RU, UK: Cambridge University Press, 2006. ISBN 978-0-521-85904-2.

Jméno a pracoviště vedoucí(ho) diplomové práce:

**Ing. Jan Krčil, Ph.D. ústav materiálového inženýrství FS**

Jméno a pracoviště druhé(ho) vedoucí(ho) nebo konzultanta(ky) diplomové práce:

**Ing. Jiří Pavlas ČVUT v Praze, FS, Ústav letadlové techniky**

Datum zadání diplomové práce: **29.03.2023** Termín odevzdání diplomové práce: **31.07.2023**

Platnost zadání diplomové práce: \_\_\_\_\_

Ing. Jan Krčil, Ph.D.  
podpis vedoucí(ho) práce

prof. RNDr. Petr Špatenka, CSc.  
podpis vedoucí(ho) ústavu/katedry

doc. Ing. Miroslav Španiel, CSc.  
podpis děkana(ky)

## III. PŘEVZETÍ ZADÁNÍ

Diplomant bere na vědomí, že je povinen vypracovat diplomovou práci samostatně, bez cizí pomoci, s výjimkou poskytnutých konzultací. Seznam použité literatury, jiných pramenů a jmen konzultantů je třeba uvést v diplomové práci.

\_\_\_\_\_  
Datum převzetí zadání

\_\_\_\_\_  
Podpis studenta

# Abstrakt

Tato práce se zabývá únavovým porušením rotorových lopatek prvního a druhého stupně vysokotlaké turbíny trubohřídelového motoru TV3-117. Práce obsahuje podrobnou teoretickou rešerši na téma niklových superslitin, creepu, lomové mechaniky a únavového poškození. V rámci popisu superslitin Ni je věnován důraz zejména slitinám využívaným pro výrobu lopatek turbín a turbínových disků. Další zmiňované kapitoly se zaměřují na obecný popis problematiky porušování těchto komponent.

Ve druhé části práce je stručně popsán experimentální materiál a jeho původ, provedení experimentu a jeho vyhodnocení které se zaměřuje zejména na hodnocení snímků z optické a elektronové mikroskopie v kombinaci s ověřením základních mechanických vlastností zkoumaných materiálů (substrát ŽS6K a alitační vrstva). Na základě zkušeností nabytých během provádění experimentální činnosti a vyhodnocení výsledků lze jako kritický článek celého systému stanovit alitační vrstvu a technologii jejího nanášení. Pozorovaná vrstva je nevyhovující a s velkou pravděpodobností způsobuje předčasné poruchy rotorových lopatek vysokotlaké turbíny. Detailní shrnutí výsledků je v závěrečných kapitolách (kapitoly Diskuse a Závěr).

# Abstract

This thesis deals with fatigue failure of high pressure turbine (first and second stage) blades in turboshaft engines of TV3-117 type. Thesis includes a detailed theoretical part which focuses on nickel superalloys, creep, fracture mechanics and fatigue failure. Chapter describing Ni superalloys is mainly focused on cast alloys used for manufacturing of turbine blades and disks. The rest of the aforementioned chapters take a broader approach and describe the expected phenomena in general.

The second part of thesis includes a short introduction of the experimental material and its origin. The experimental regime is described and evaluation of results is based on optical and scanning electron microscopy findings put together with a basic mechanical properties verification of the experimental materials (ZhS6K alloy and its thermal barrier coating in the form of an alitiation layer). Based on the experience gained during the testing and evaluation phase, the most probable failure point was identified in the alitiation layer which shows a tendency to experience brittle fracture failure, crack initiation and corrosion damage. Reasons for this behaviour are described in the ending chapters, where the most probable factors causing the failure are mentioned.

# Prohlášení

Tímto prohlašuji, že jsem svou diplomovou práci vypracoval samostatně pod vedením Ing. Jiřího Krčila, Ph.D. a Ing. Jiřího Pavlase, a to pouze pomocí podkladů uvedených v seznamu použité literatury v souladu s Metodickým pokynem o dodržování etických principů při přípravě vysokoškolských závěrečných prací, vydaným ČVUT v Praze.

V Praze dne .....

.....  
Bc. Lukáš Jurásek

# Poděkování

Touto formou bych chtěl poděkovat vedoucím předkládané práce Ing. Janu Krčilovi, Ph.D. a Ing. Jirímu Pavlasovi za odborné vedení a čas který mi během průběhu tvorby závěrečné práce věnovali. Dále bych rád poděkoval Ing. Vladimíru Márovi, Ph.D. za pomoc při pozorování na elektronovém mikroskopu a Ing. Tomášovi Čenskému, Ph.D. za pomoc při realizaci experimentální části diplomové práce. V neposlední řadě bych chtěl touto formou poděkovat své rodině, která mě během průběhu celého studia maximálně podporovala.

# Seznam použitých zkratek

- **AISI:** American Iron and Steel Institute
- **APB:** Anti Phase Boundary - Antifázové rozhraní
- **BCC:** Body Centered Cubic - krychlová prostorově středěná mřížka
- **BCT:** Body Centered Tetragonal - tetragonální prostorově středěná mřížka
- **CSF:** Complex Stacking Fault - Komplexní vrstevná chyba
- **CTOD:** Crack Tip Opening Displacement - rozevření trhliny
- **DBTT:** Ductile-Brittle Transition Temperature - tranzitní/přechodová teplota (odpovídá  $T_p$ )
- **DS:** Directional Solidification - usměrněné tuhnutí
- **EPLM:** Elasticko plastická lomová mechanika
- **FCC:** Face Centered Cubic - krychlová plošně středěná mřížka
- **GOST:** Ruská státní norma
- **HCP:** Hexagonal Close Packed - šesterečná těsně uspořádaná mřížka
- **LELM:** Lineárně elastická lomová mechanika
- **ODS:** Oxide dispersion Strengthened - oxidicky zpevněný materiál
- **SE(B):** Single Edge Notched Bend - vzorek pro 3-bodový ohyb s vytvořenou trhlinou
- **SEM:** Scanning Electron Microscopy - řádkovací elektronová mikroskopie
- **SX:** Single Crystal - monokrystalická struktura
- **TBC:** Thermal Barrier Coating - tepelně odolná vrstva
- **TCP:** Topologically Close Packed - topologicky těsně uspořádané fáze
- **TIT:** Turbine Inlet Temperature - teplota na vstupu do trubiny
- **T<sub>FTE</sub>:** Fracture Transition Elastic Temperature
- **T<sub>FTP</sub>:** Fracture Transition Plastic Temperature
- **T<sub>p</sub>:** Přechodová teplota

# Obsah

<b>1</b>	<b>Úvod</b>	<b>9</b>
<b>I</b>	<b>Teoretická část</b>	<b>10</b>
<b>2</b>	<b>Superslitiny na bázi niklu</b>	<b>11</b>
2.1	Rozdělení superslitin na bázi Ni . . . . .	11
2.2	Metalurgie superslitin na bázi Ni . . . . .	12
2.2.1	Fázové složení . . . . .	13
2.2.2	Zpevnění karbidickými částicemi . . . . .	17
2.2.3	Další formy zpevnění . . . . .	17
2.3	Výroba superslitin na bázi Ni . . . . .	18
<b>3</b>	<b>Tečení a relaxace</b>	<b>19</b>
3.1	Princip žárupevnosti . . . . .	19
3.1.1	Vysokoteplotní creep . . . . .	19
3.1.2	Difuzní creep . . . . .	20
3.1.3	Nízkoteplotní creep . . . . .	21
3.2	Relaxace . . . . .	22
3.3	Shrnutí . . . . .	22
<b>4</b>	<b>Lomová mechanika</b>	<b>23</b>
4.1	Základní druhy porušení . . . . .	23
4.1.1	Tvárné porušení . . . . .	23
4.1.2	Křehké porušení . . . . .	26
4.1.3	Tranzitní křivky . . . . .	27
4.2	Lineárně-elastická lomová mechanika . . . . .	29
4.2.1	Rovinná deformace a rovinná napjatost . . . . .	29
4.2.2	Ideální pevnost a Inglisova teorie . . . . .	31
4.2.3	Energetické kritérium - Griffithova teorie . . . . .	33
4.2.4	Irwin - hnací síla trhliny a křivky nestability . . . . .	34
4.2.5	Faktor intenzity napětí . . . . .	37
4.3	Elasticko plastická lomová mechanika . . . . .	39
4.3.1	J-integrál . . . . .	40
4.3.2	Rozevření trhliny a CTOD zkouška . . . . .	41
4.4	Shrnutí . . . . .	42

<b>5 Únavové poškození</b>	<b>43</b>
5.1 Přístupy k únavovým dějům . . . . .	43
5.1.1 Přístup celkové únavové životnosti (Total-life approach) . . . . .	44
5.1.2 Přístup tolerované velikosti defektu (Defect-tolerant approach) . . . . .	44
5.1.3 Přístupy safe-life a fail-safe konceptů . . . . .	44
5.2 Mechanismy únavy monokrystalických a polykrystalických materiálů . . . . .	45
5.3 Šíření únavových trhlin . . . . .	48
5.3.1 Mechanismy šíření únavových trhlin . . . . .	48
5.3.2 Režimy únavového poškození - Paris . . . . .	50
5.4 Shrnutí . . . . .	52
<b>II Experimentální část</b>	<b>53</b>
<b>6 Předmět experimentální části</b>	<b>54</b>
6.1 Rotorové lopatky turbíny kompresoru . . . . .	54
6.1.1 Teplota a její změny . . . . .	55
6.1.2 Vysokoteplotní koroze . . . . .	56
6.1.3 Odstředivé síly . . . . .	57
6.2 Materiál ŽS6K . . . . .	57
6.3 Metodika a parametry provedení experimentální části . . . . .	58
<b>7 Výsledky experimentu</b>	<b>60</b>
7.1 Analýza lomových ploch . . . . .	61
7.2 Analýza metalografických výbrusů . . . . .	66
7.3 Chemická analýza vybraných oblastí . . . . .	68
7.4 Výsledky měření tvrdosti a nanotvrdosti . . . . .	72
<b>8 Diskuse výsledků</b>	<b>74</b>
<b>9 Závěr</b>	<b>79</b>



# 1. Úvod

Motor TV3-117 a jeho varianty jsou jedním z nejrozšířenějších turbohřídelových motorů na světě. V současnosti je montován na zhruba 95 % vrtulníků výrobců Kamov a Mil. V jedné úpravě (TV3-117VMA-SBM1) byl dokonce uzpůsoben pro využití jako turbovrtulový motor pro letadlo Antonov An-140. V České republice je množství těchto motorů součástí vojenských vrtulníků Mi-24/35 a Mi-17/171a a jejich servis provádí společnost LOM Praha s.p. která také poskytla zkušební vzorky pro tuto práci.

Předmětem zkoumání v této práci jsou rotorové lopatky prvního a druhého stupně vysokotlaké turbíny (obrázek 1). U těchto lopatek v minulosti došlo k předčasným lomům a v průběhu generálních oprav jsou často nalezeny ve značně poškozeném stavu. Vzhledem k původu těchto motorů je však zejména v dnešní době poměrně problematické zajistit detailní informace o materiálech a jejich způsobech porušení.



**Obrázek 1:** Rotorová lopatka prvního stupně vysokotlaké turbíny turbohřídelového motoru TV3-117.

Lopatky jsou vyhotoveny metodou přesného lití na vytavitelný model z materiálu značeného ŽS6K dle GOST (lze hledat i jako ZhS6K, ZhC6K). Vzhledem k použití materiálu a období kdy byl vyvinut (období studené války) jsou dostupné informace velmi limitované a většinu materiálových charakteristik z volně dostupných zdrojů dohledat nelze. Pro ochranu před spaliny leteckého paliva jsou lopatky pokryty alitační vrstvou která se nanáší formou suspenze a následného difuzního žíhání.

Teoretická část práce se zabývá popisem superslitin niklu se zaměřením na slitiny používané v letectví. V dalších kapitolách jsou popsány jednotlivé materiálové disciplíny, které souvisí s předkládaným problémem porušování rotorových lopatek. V práci je dále popsáno creepové poškození, lomová mechanika a únavové poškození.

V experimentální části je popsán průběh zkoušení včetně zvolených metod a postupů. Hlavním přínosem této části je analýza výsledků a následná diskuse, která shrnuje veškerá zjištění a udává je do souvislosti s odbornou literaturou.

Cílem předkládané práce je tedy objasnit proces poškození rotorových lopatek prvního a druhého stupně turbíny leteckého motoru TV3-117.

# **I. Teoretická část**

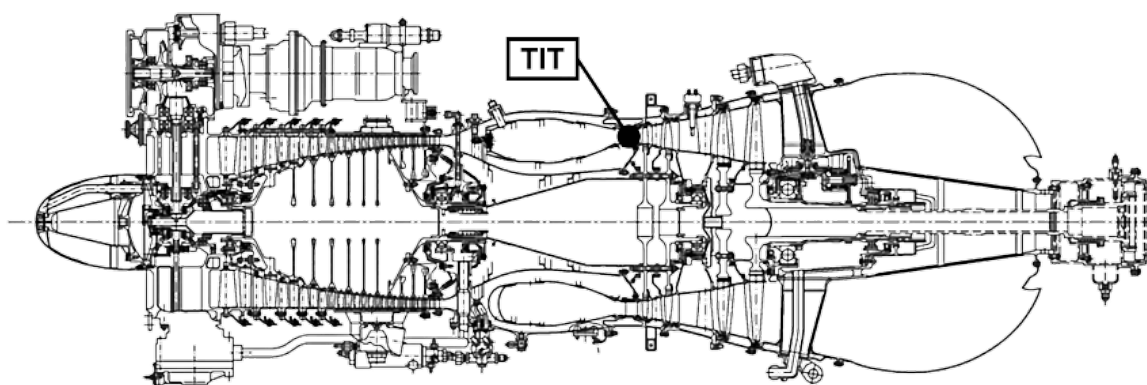
## 2. Superslitiny na bázi niklu

Vzhledem k tématu diplomové práce bude v následující kapitole věnována pozornost materiálům používaným pro součásti v tzv. horké části proudového motoru. Tato část proudového, potažmo turbohrádelového motoru se vyznačuje nejvyššími dosahovanými teplotami a nároky na materiál. Z toho důvodu se zde aplikuje odlišný přístup ke konstrukci, kdy materiály s vysokou specifickou pevností (hliník, titan) ustupují materiálům vysoce tepelně odolným (slitiny na bázi kobaltu a zejména niklu).

Nutnost provozovat tyto motory při tak extrémních podmínkách vychází z druhého zákona termodynamiky, kdy TD účinnost lze v nejjednodušší formě vyjádřit jako poměr mezi teplotními rozdíly v motoru a vztažením provozní teploty k absolutní nule, viz rovnice 2.1.

$$\eta = \frac{T_{HOT} - T_{OKOLI}}{T_{HOT} - 0} \quad (2.1)$$

Z tohoto důvodu současné proudové motory dosahují v oblasti turbíny (TIT - Turbine inlet temperature - viz obrázek 2) teplot, které se velmi blíží, v případě nejvýkonějších motorů i překračují, teplotu tání materiálů, ze kterých jsou součásti vyrobeny. Pro ochranu těchto součástí se v dnešní době využívá několika způsobů chlazení. Mezi ně patří hlavně „polštářování“ součástí proudem studeného vzduchu a užívání tepelně odolných povlaků na bázi keramiky. Oběma způsoby však lze limitovat ohřívání součástí jen do určité míry a stále tak ve velké míře závisí na samotném konstrukčním materiálu. [1, 2, 3]



Obrázek 2: TV3-117 s vyznačenou oblastí teploty TIT. [4]

### 2.1 Rozdělení superslitin na bázi Ni

Mezi základní rozlišení superslitin niklu patří dělení na slitiny tvářené a odlévané, kdy hlavním odlišujícím prvkem je množství fáze  $\gamma'$  a  $\gamma''$  v matici. Čím větší je poměr těchto fází vůči základní fázi  $\gamma$ , tím hůře jsou slitiny tvaritelné. Na základě toho lze říci, že slitiny s více než 50-60 % poměrem těchto fází jsou netvaritelné a jsou tak určeny pouze pro slévání. [1, 2, 3]

Vlivem rozdílných podílů zpevňujících fází je použití těchto slitin v rámci proudových motorů odlišné. Slitiny tvářené vykazují lepší únavovou životnost a obecně mechanické vlastnosti. Jsou tedy používány pro mechanicky namáhané součásti, které však nejsou přímo vystaveny velmi vysokým teplotám. Slévané slitiny naopak vykazují velmi dobrou odolnost proti creepovému poškození a korozi za vysokých teplot, proto se používají především pro výrobu lopatek a dalších součástí v přímém kontaktu s hořícími spalinami. [1, 2, 3]

Dále lze tyto slitiny dělit na čistě niklové a železo-niklové. Železo-niklové slitiny vycházejí z austenitických korozivzdorných ocelí, do kterých je přidáno větší množství niklu (25-60 %). Tyto slitiny vykazují lepší mechanické vlastnosti, ale jsou tepelně omezeny do zhruba 650 °C a to z důvodu tvorby  $\gamma'$  fáze, která tyto materiály výrazně zpevňuje, ale snižuje jejich teplotní odolnost. Čistě niklové slitiny představují výrazně dražší, ale nejlépe tepelně odolnou alternativu. K zlepšení jejich vlastností dochází zejména tvorbou  $\gamma'$  fáze, která zaručuje dobré vlastnosti za vysokých teplot. [1, 2, 3]

## 2.2 Metalurgie superslitin na bázi Ni

Nikl je kov velmi podobný kobaltu a železu. Jeho hustota při normální teplotě je 8907 kg/m<sup>3</sup>, to je oproti dalším materiálům využívaným pro letecké motory několikrát více (Al - 2698 kg/m<sup>3</sup>, Ti - 4508 kg/m<sup>3</sup>). Jeho teplota tání (1455 °C) představuje maximální hodnotu, při které je teoreticky možno jeho slitiny používat. Jedním ze zásadních parametrů z hlediska tepelné odolnosti je absence alotropických modifikací niklu, kdy jeho mřížka je kubická plošně středěná (viz obrázek 3), dále jen FCC (Face Centered Cubic), v celém teplotním intervalu. Žádané mechanické vlastnosti těchto slitin jsou ve větší míře zajišťovány několika formami zpevnění, mezi které patří hlavně:

- Precipitační vytvrzování intermetalických fází ( $\gamma'$  a  $\gamma''$ )
- Zpevnění tuhého roztoku matrice
- Precipitační vytvrzování formou zpevnění hranic pomocí karbidických částic
- Velikost zrn, jejich tvar a orientace
- Čistotou zpracovávaného materiálu

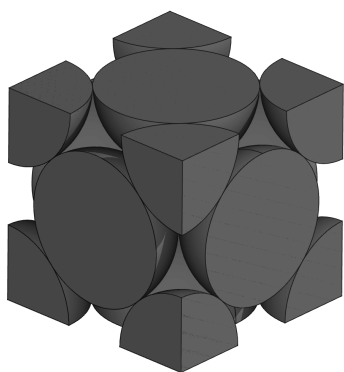
Na základě požadavků pro danou slitinu lze výše zmiňovanými formami zpevnění vhodně ovlivňovat vlastnosti až do momentu, kdy výsledná slitina vykazuje stanovené parametry. Obecně se u těchto slitin sledují zejména mechanické vlastnosti za zvýšených teplot, odolnost proti creepovému poškození, odolnost proti únavovým jevům a odolnost proti chemické korozi, potažmo korozi za vysokých teplot. [1, 2, 3]

## 2.2.1 Fázové složení

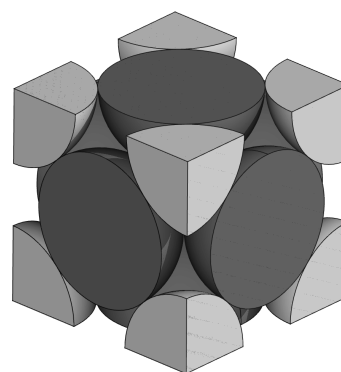
V rámci superslitin niklu rozlišujeme tři hlavní fáze. Jedná se o základní fázi - matici, která je u drtivé většiny slitin tvořena fází  $\gamma$ , nejdůležitější zpevňující fází  $\gamma'$  a fází  $\gamma''$ . [1]

### Základní fáze - $\gamma$

První důležitou fází vyskytující se v niklových superslitinách je fáze  $\gamma$ , která zároveň tvoří matici. Vyznačuje se velkou stabilitou krystalové mřížky (FCC), kterou jak již bylo zmíněno, nemění až do teploty tání. FCC mřížka zaručuje nejvyšší hustotu atomů a dobré plastické vlastnosti díky přítomnosti mnoha skluzových systémů. Je vhodná pro zpevňování formou intersticiálních a substitučních atomů. Tato vlastnost je velmi důležitá pro zpevňování formou tuhého roztoku, kterého se využívá u převážné většiny slitin pro dosažení vhodných mechanických vlastností a zavedení velkého množství cizích částic pro další vytvrzování formou karbidických částic nebo precipitací intermetalik. [1, 2, 3]



**Obrázek 3:** FCC krystalová mřížka fáze  $\gamma$ , která se skládá čistě z atomů Ni.



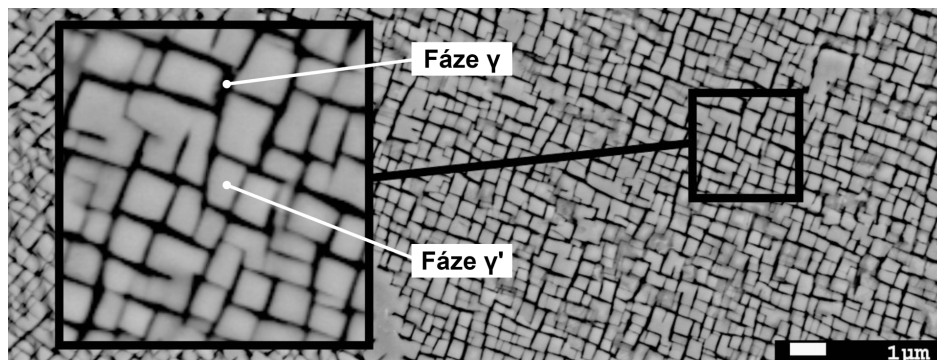
**Obrázek 4:**  $L_{12}$  struktura fáze  $\gamma'$ , kde tmavě zobrazené atomy jsou atomy Ni, světle Al.

### Hlavní zpevňující fáze - $\gamma'$

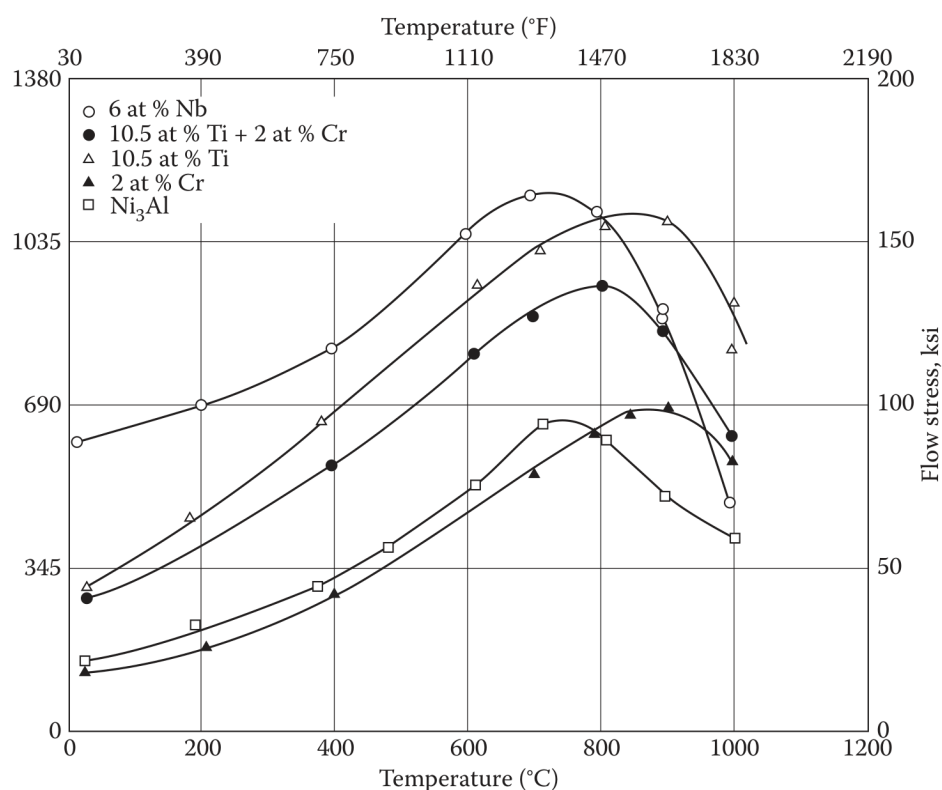
Nejdůležitější fází v rámci systému superslitin Ni je fáze  $\gamma'$ . Tato fáze se vyznačuje velmi vysokou teplotní stabilitou (do 1100 °C), svojí uspořádaností a vysokou mírou koherence s maticí. Základní chemické složení fáze  $\gamma'$  je  $Ni_3Al$ , kdy Al může být částečně nahrazen Ti v případě slitin, které jsou Ti více legovány a v některých případech i Nb. Krystalická stavba fáze  $\gamma'$  je velmi podobná mřížce FCC, kdy v případě fáze  $\gamma'$  dochází k uspořádání atomů do  $L_{12}$  struktury, viz obrázek 4. Vysoká míra uspořádanosti zajišťuje zvýšení energie nutné pro průchod dislokace touto fází, které se v rámci FCC struktur pohybují v rovině  $\{111\}$ . Při průchodu dislokace touto rovinou nastává situace, kdy atom Ni je nucen zaujmout pozici, která je termodynamicky výhodněji zaujata atomem Al (Ti) a v důsledku toho se zvyšuje potřebná energie na průchod dislokace. Během tohoto jevu dochází k vytvoření tzv. antifázového rozhraní (dále jen APB - Anti Phase Boundary), kdy vzniknou vazby Ni-Ni a Al-Al, které by za normálních okolností uspořádaného roztoku byly Ni-Al a Al-Ni. [1, 2, 3]

Vysoká míra koherence s maticí je dána nízkým rozdílem mezi mřížkovými parametry matrice tvořené fází  $\gamma$  ( $a = 0,3517 \text{ nm}$ ) a fází  $\gamma'$  ( $a = 0,3570 \text{ nm}$ ), kdy rozdíl mezi nimi tvoří asi 1,5 %. Narozdíl od materiálů pro běžné konstrukční účely (ocel,...), kdy je obecně menší

míra koherence považována za výhodnější z hlediska mechanických vlastností, u superslitin Ni je vysoká míra koherence výhodnější z pohledu tvoření precipitátů, které zlepšují vlastnosti těchto slitin za vysokých teplot. Při vysoké míře koherence dochází k jejich snadnější tvorbě, zlepšení jejich stability a rozložení. Koherence fáze  $\gamma'$  klesá v případě nahrazení Al ve struktuře pomocí Ti nebo Nb a to vlivem většího poloměru jejich atomů. V neposlední řadě má míra koherence vliv na tvar částic fáze  $\gamma'$  ve struktuře, kdy čím nižší je koherence s matricí, tím větší je tendence tvořit hranaté oblasti fáze  $\gamma'$ , viz obrázek 5. [1, 2, 3]

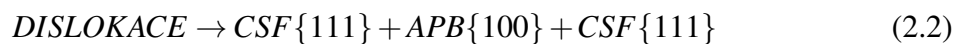


**Obrázek 5:** Snímek pořízený SEM podélného řezu oběžné lopatky turbíny turbohřídelového motoru TV3-117. Ze snímku lze konstatovat, že vlivem vyššího podílu ostatních legujících prvků ve fázi  $\gamma$  dochází ke snížení koherence s matricí a výsledné oblasti fáze  $\gamma'$  zaujímají spíše kubický tvar.



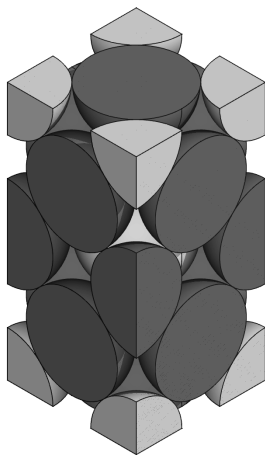
**Obrázek 6:** Vliv teploty a složení fáze  $\gamma'$  na mez kluzu, kdy ve většině případů dochází k zdvojnásobení hodnoty meze kluzu fáze  $\gamma'$  za zvýšených teplot oproti normální teplotě. Pozn.: levá stupnice uvažuje jednotky MPa. [2]

Fáze  $\gamma'$  je také charakteristická anomálním průběhem meze kluzu, která do určité teploty (zhruba 800 °C) roste a paradoxně tak s rostoucí teplotou zlepšuje mechanické vlastnosti (obrázek 6). Toto chování je způsobeno interakcí dislokací s  $L_{12}$  strukturou, kdy jak již bylo zmíněno za určitých podmínek vzniká APB, které brání dalšímu pohybu dislokace. Přesná definice tohoto chování je stále předmětem debaty, ale obecně se uvažuje, že v těchto případech hrají roli tzv. Kear - Wilsdorfovi zámky, kdy dochází ke spojení dvou parciálních dislokací s komplexní vrstevnou chybou (dále jen CSF - Complex Stacking Fault) formou APB (schematicky v rovnici 2.2). Jelikož se jedná o systém několika parciálních dislokací, které se liší preferenční rovinou skluzu, dojde k znemožnění jejich pohybu - zamknutí. S rostoucí teplotou dochází k zlepšení pohyblivosti dislokací a tím pádem se zvyšuje pravděpodobnost, že dislokace změni rovinu svého skluzu - dojde k příčnému skluzu dislokace. Díky tomuto jevu vzniká větší množství Kear - Wilsdorfových zámek a materiál tak zpevňuje. Efekt Kear - Wilsdorfových zámek upadá nad teplotou 800 °C z důvodu snižování celkové uspořádanosti  $L_{12}$  struktury  $\gamma'$  a vlivem toho se snižuje množství APB potřebných pro uskutečnění tohoto mechanismu. [1, 2, 3]

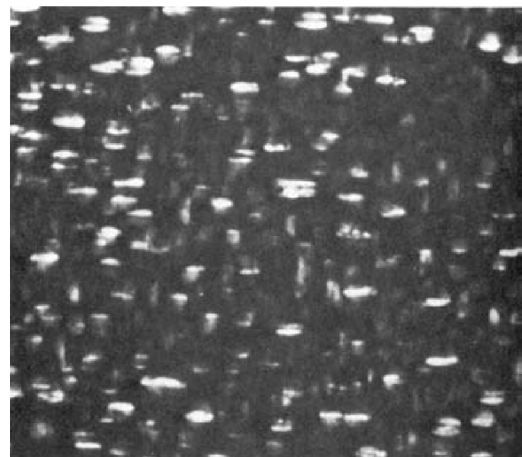


### Sekundární zpevňující fáze - $\gamma''$

V případě železo-niklových superslitin se ve struktuře nachází další uspořádaná fáze tvořená systémem  $Ni_3-(Nb,Ta)$ . Tato fáze však narozdíl od fáze  $\gamma'$  nevykazuje tak dobrou tepelnou odolnost a to hlavně z důvodu svojí nestability za vysokých teplot, kdy při překročení zhruba 650 °C dochází k hrubnutí zrn a transformaci na fázi  $\delta$ . Tato fáze byla nazvána  $\gamma''$  díky svojí podobnosti k fázi  $\gamma'$ . Narozdíl od fáze  $\gamma'$  má však tetragonální tělesně středěnou krystalovou mřížku, dále jen BCT (Body Centered Tetragonal), orientovanou do  $D_{022}$  struktury, která se na snímcích z mikroskopu jeví jako disky, viz obrázky 7 a 8. Koherence s matricí je u  $\gamma''$  nižší, ( $a = 0,3624 \text{ nm}$  a  $c = 0,7406 \text{ nm}$ ) a v důsledku toho superslitiny zpevňované primárně  $\gamma''$  vykazují lepší mechanické vlastnosti za nižších teplot. [1, 2, 3]



**Obrázek 7:**  $D_{022}$  struktura fáze  $\gamma''$ , kde tmavě jsou atomy Ni, světle Nb/Ta.



**Obrázek 8:** Snímek disků fáze  $\gamma''$  (bílé skvrny) pořízený SEM. [1]

## Ostatní fáze

Výše zmiňované fáze  $\gamma$ ,  $\gamma'$  a  $\gamma''$  jsou hlavními důvody unikátních vlastností superslitin. Existuje zde však řada dalších fází, které různými způsoby, často negativně, ovlivňují mechanické vlastnosti. Mezi tyto fáze patří:

- **Fáze  $\eta$**  - Jedná se o obecně nežádoucí fázi, která vzniká za vysokých teplot ve slitinách primárně zpevněných precipitací fáze  $\gamma'$ . Fáze  $\eta$  vzniká při vyšších poměrech Ti/Al při legování slitin (přibližně nad 3/1), má hexagonální těsnou mřížku, dále jen HCP (Hexagonal Close Packed) a uvnitř zrn zaujímá tvar Widmanstättenovi struktury, na hranicích zrn tvoří s matricí lamely podobné perlitu u ocelí. [1, 2, 5]
- **Fáze  $\delta$**  - Je fází vznikající za vysokých teplot u železo-niklových slitin při rozpadu fáze  $\gamma''$ . Složení a uspořádání krystalické mřížky sdílí s  $\gamma''$  fází. V zrnech však tvoří většinou nežádoucí deskovité precipitáty připomínající dvojčatovou strukturu v austenitických ocelích. [1, 2, 6]
- **TCP fáze** - Takzvané topologically close packed fáze (topologicky těsné) jsou nežádoucími fázemi v niklových superslitinách, které vznikají vlivem dlouhodobého vystavení vysokým teplotám a legováním specifickými prvky. TCP fáze se tvoří zejména v moderních vysoce legovaných slitinách s vyšším obsahem prvků jako Mo, W, Ta, Re. Tyto prvky velmi dobře zpevňují matici (jak  $\gamma$ , tak i  $\gamma'$ ), mají však tendenci při vysokých teplotách tvořit fáze (TCP), které se vyznačují těsným uspořádáním v rovinách, které jsou od sebe vzdáleny na vzdálenost mnohem větší než mezi jednotlivými prvky těchto rovin. Jedná se o skupinu fází, které vznikají v mnoha různých systémech a v současnosti rozlišujeme jako hlavní zástupce tzv. Lavesovy a  $\sigma$ -fáze, dále fáze P, R a  $\mu$ . Tyto fáze obecně způsobují degradaci mechanických vlastností vlivem svojí precipitace za vysokých teplot. Vznik a způsob ovlivnění materiálu některými TCP fázemi není znám a je v současnosti předmětem debaty. [1, 2, 7, 8, 9]
- **Lavesovy fáze** - Jsou intermetalické fáze spadající do skupiny TCP, které jsou posány na základě jejich geometrického složení. Vyskytují se v široké řadě materiálů a obecný popis je  $AB_2$ . V rámci Ni superslitin působí negativně na mechanické vlastnosti a to hlavně formou snižování meze pevnosti (řádově o desítky až stovky MPa) a tažnosti (v řádech desítek procent). [1, 2, 10]
- **Fáze  $\sigma$**  - Obdobně jako Lavesovy fáze je lze pozorovat v široké škále materiálů. Sigma fáze (obecný popis  $A_2B$ ) jsou charakteristické vznikem za vysokých teplot a výraznou degradací mechanických vlastností materiálů (snižování meze kluzu, vrubové houževnatosti a tažnosti). V systému Ni superslitin se vyskytují společně s fázemi značenými P, se kterým sdílí složení i krystalickou strukturu. Jejich množství a pravděpodobnost vzniku ve velké míře závisí na poměru  $\gamma'/\gamma$ , kdy vyšší poměry fáze  $\gamma'$  způsobují nasycení  $\gamma$  matrice legujícími prvky a následnou precipitaci fáze  $\sigma$ , čímž zároveň dochází k ochuzení původní struktury ( $\gamma'$ ) a degradaci vlastností. [1, 2, 8, 9]



## 2.2.2 Zpevnění karbidickými částicemi

Některé legující prvky v superslitinách Ni reagují také s C a tvoří tvrdé karbidické částice, obdobně jako u běžných ocelí. Vyskytují se v oblastech, kde dochází k určité nepravidelnosti krystalové mřížky (hranice zrn, oblasti se zvýšenou koncentrací karbidotvorných prvků, defekty krystalové mřížky). V rámci superslitin Ni se nejběžněji vyskytují karbidy typu: MC,  $M_{23}C_6$ ,  $M_6C$  a  $M_7C_3$ . Hlavními karbidotvornými prvky v rámci superslitin Ni jsou: Ti, Hf, Ta, Nb, W, Mo. Vliv karbidických částic na mechanické vlastnosti materiálu závisí na jejich velikosti, tvaru a složení, kdy například při vzniku jemných karbidických částic po hranicích zrn dochází k vytvoření tzv. zipper-like struktury (struktura podobná zipu), viz obrázek 9, která brání pokluzu hranic zrn a tím zvyšuje creepovou odolnost materiálu.



**Obrázek 9:** Zipper-like struktura tvořená karbidy typu  $M_{23}C_6$  v superslitině Rene 41. [2]

Obdobně však může dojít k nadměrnému růstu těchto částic, kdy vzniknou velké tvrdé karbidické částice po dlouhém úseku hranice zrna a materiál se stane náchylným na křehké porušení. Tyto částice mohou vznikat i uvnitř zrn, kde obdobně mohou působit pozitivně (ztížení průchodu dislokace, zavedení napětí distorzí kryst. mřížky,...) ale i negativně (tvorba tvrdých ostrých částic působících jako vruby ve struktuře, lokální ochuzení matrice o legující prvky,...). [1, 2]

## 2.2.3 Další formy zpevnění

Mezi další formy zpevňování superslitin Ni patří zpevňování tuhého roztoku matrice, kdy formou legování prvky ze skupiny tzv. refractory elements (W, Mo, Nb, Ta v novějších slitinách i Re, popř. Ru) dochází ke zpevňování a stabilizaci  $\gamma$  matrice. Je důležité zmínit, že zaváděním většího množství těchto prvků (zejména v moderních slitinách) zvyšuje pravděpodobnost tvorby TCP fází, které zásadním způsobem ovlivňují mechanické vlastnosti. Další formou zlepšování mechanických vlastností moderních slitin je využívání zpevnění oxidickými částicemi (dále jen ODS - Oxide Dispersion Strengthening). Tyto slitiny jsou legovány Y a vznikají v nich oxidické částice  $Y_2O_3$ , které se vyznačují nízkou mírou koherence s  $\gamma$  maticí a vysokou tepelnou odolností. Formou zavedení těchto částic do struktury lze do určité míry zamezit výraznému poklesu mechanických vlastností během přehřátí, kdy začne

docházet k rozpadu základních zpevňujících částic ( $\gamma'$  a  $\gamma''$ ). V kombinaci s legováním Re a Ru tak u moderních slitin jako například MA 6000 dochází k zlepšování mechanických vlastností za vysokých teplot a posouvání limitů použitelnosti superslitin Ni. [2, 3, 11]

## 2.3 Výroba superslitin na bázi Ni

Součásti vyrobené ze superslitin Ni lze na základě konkrétního chemického složení technologicky zpracovávat množstvím způsobů. Nejčastěji se jedná o kombinaci odlévání a následného obrábění, ale tyto slitiny lze např. i tvářet nebo svařovat (velmi záleží na chemickém složení). Pro výrobu turbínových lopatek se ve většině případů využívá metod přesného lití na vytavitelný model. [1, 2]

Vlastnosti superslitin Ni ve velké míře závisí na způsobu zpracování. První slitiny určené pro vysokoteplotní použití v turbínových lopatkách byly odlévány bez jakékoliv úpravy struktury a používali se v litém stavu s obráběním na čisto. V minulosti však postupně docházelo ke zvyšování požadavků na teplotní odolnost těchto slitin a začalo se přistupovat ke speciálním metodám zpracování, které jsou dnes známé jako DS (Directional Solidification) a SX (Single Crystal) slitiny. V obou případech dochází k ovlivňování způsobu tuhnutí taveniny ve formě takovým způsobem, aby výsledná licí struktura byla v případě DS slitin kolumnární (dlouhá zrna v podélném směru lopatky) a SX slitin monokrystalická (celá lopatka je jeden krystal a neobsahuje hranice zrn). [1, 2]

Licí struktury která obsahuje kolumnární zrna (DS slitiny) lze dosáhnout přesnou kontrolou teplotního pole taveniny, kdy při vytvoření teplotního gradientu v podélném směru lopatky dochází k postupnému tuhnutí slitiny. Pro slitiny typu SX je k formě přidán tzv. grain selector (občas také nazýván jako „pig tail“). Jedná se o spirálovitý vtok ve spodní části lopatky kde při zavedení teplotního gradientu obdobně jako u DS slitin dochází k eliminaci růstu nežádoucích zrn. V samotné dutině ve tvaru lopatky poté dochází k růstu pouze jednoho zrna s počátkem v grain selectoru. [1, 2]



**Obrázek 10:** Voskový model lopatky s grain selectorem. [1]



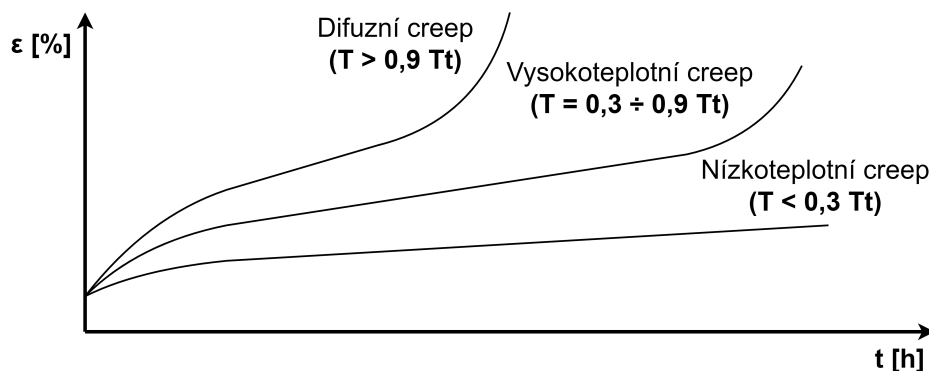
**Obrázek 11:** Detail grain selectoru v oblasti zámku lopatky. [1]

## 3. Tečení a relaxace

Niklové superslitiny jsou nejpoužívanějšími materiály pro výrobu součástí turbínových motorů a to díky jejich vysoké pevnosti a únavové odolnosti společně s vysokou odolností proti oxidaci a korozi za vysokých teplot. Těchto slitin bývá využíváno pro součásti operující za nejvyšších teplot (nad 800 °C). Nejdůležitější vlastností niklových superslitin, díky které jsou vhodné pro dané využití, je jejich vysoká odolnost proti časově závislé plastické deformaci za vysokých teplot - tečení neboli creepu, kdy  $\varepsilon = f(\sigma, t, T)$ . Tyto slitiny odolávají creepovému poškození při teplotách které dosahují až 80 % teploty tavení, zatímco slitiny na bázi běžně využívaných kovů podléhají creepovému poškození již při teplotách okolo 40-50 % jejich teploty tavení. [12, 13]

### 3.1 Princip žárupevnosti

Z pohledu konstrukce leteckých motorů a dalších zařízení pracujících za vysokých teplot je žárupevnost jednou z nejdůležitějších charakteristik. U běžných materiálů typicky dochází k zhoršování jejich mechanických vlastností s rostoucí teplotou vlivem creepového poškození (žárupevnost - odolnost proti creepu). Toto poškození je ve většině případů charakteristické tvorbou kavit po hranicích zrn a jejich zvětšováním. To však nemusí vždy být převládajícím mechanismem a na základě toho creepové poškození rozdělujeme do třech základních kategorií viz obrázek 12. [13, 14]



Obrázek 12: Křivky tečení v závislosti na teplotě. Upraveno dle [15]

#### 3.1.1 Vysokoteplotní creep

Jedná se o nejběžnější formu creepového porušení a skládá se ze třech hlavních stádií (viz obrázek 13). V prvním stádiu dochází ke zpomalování růstu deformace v čase vlivem převahy zpevňujících mechanismů na úkor odpevňujících (zotavení). Dochází k pohybu a protínání dislokací při kterém vznikají těžko pohyblivé stupně a snižuje se jejich pohyblivost. [13, 14]

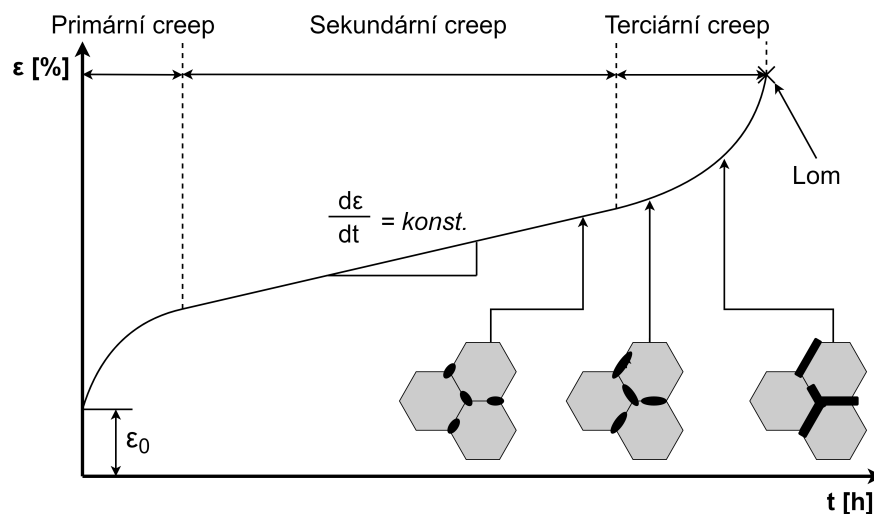
V druhém stádiu dochází k vyrovnání zpěvňovacích a odpevňovacích pochodů a nastává stacionární creep (dochází ke konstantnímu růstu deformace v čase, viz rovnice 3.1). Vlivem

zvýšené teploty je umožněn nekonzervativní pohyb šroubových dislokací, šplhání hranových dislokací a dochází k zotavování dislokační sítě. V tomto stádiu se také začínají objevovat první trhliny/kavity, které se postupně zvětšují a začínají se spojovat do větších celků. Na konci druhého stádia již lze hovořit o spojitých trhlínách/dutinách na hranicích zrn. [13, 14]

V současné době však není znám přesný princip vzniku kavit a klínových trhlín při tečení. Dle [16] může ke vzniku těchto útvarů docházet několika způsoby. Mezi hlavní teorie patří dislokační pile-up model, kdy dochází k nahromadění dislokací, které se zastaví o částici sekundární fáze. Velké množství dislokací způsobí vznik zárodku trhliny, která se dále může šířit materiálem. Obdobné trhliny vznikají při pokluzu hranic zrn, kdy dochází k tvorbě trhlín na rozhraní třech zrn které se vůči sobě posunou. Třetí hlavní teorií je model hromadění a supersaturace vakancemi, které ze své podstaty při nahromadění tvoří kavity. [13]

$$\frac{d\varepsilon}{dt} = konst. \quad (3.1)$$

Tyto dutiny mají za následek snižování efektivního průřezu materiálu jehož vlivem dochází k zvyšování reálného napětí na součást. Creep se dostává do třetího stádia, které je charakteristické exponenciálním růstem deformace v čase vlivem zvětšování trhlín/dutin. Toto stádium je zakončeno interkrystalickým lomem. [13, 14]



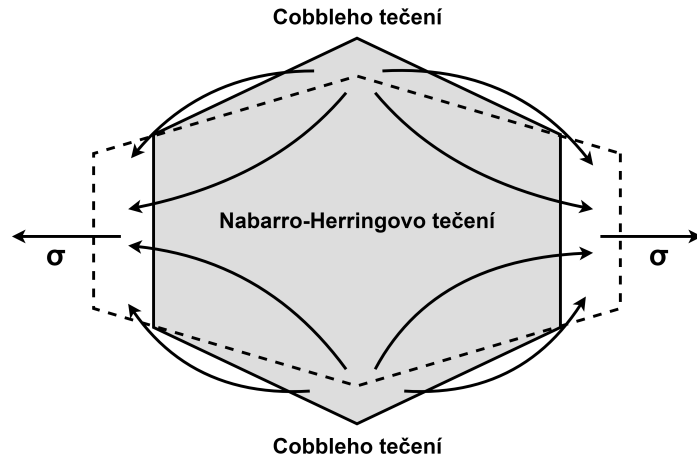
**Obrázek 13:** Křivka vysokoteplotního creepu. Upraveno dle [17]

### 3.1.2 Difuzní creep

V případě difuzního creepového porušení dochází k plastické deformaci za velmi vysokých teplot. Tato plastická deformace není na rozdíl od vysokoteplotního creepu zprostředkována ve velké míře pohybem dislokací, ale i difuzními mechanismy, které způsobují přenos hmoty ve směru namáhání, viz obrázek 14.

Hlavními mechanismy difuzního creepu jsou Cobbleho tečení a Nabarro-Herringovo tečení. V případě Cobbleho tečení dochází k difuzi vakancí (resp. atomů) po hranicích zrn. Přenos hmoty probíhá v závislosti na zatěžování a dochází ke změně tvaru namáhaného zrna, které se prodlužuje ve směru osy zatěžování (vakance difundují pryč) a zužuje ve

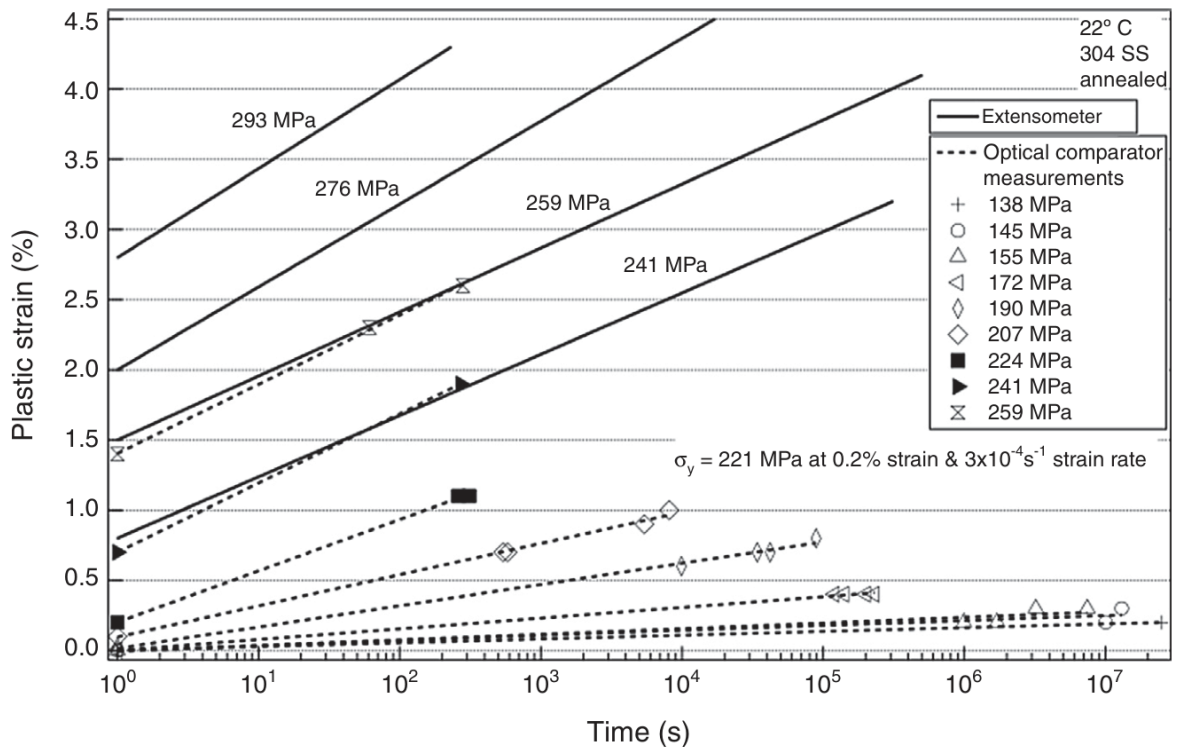
směru kolmém na zátěž (vakance z osového směru nahrazují atomy ve směru kolmém). Nabarro-Herringovo tečení naopak popisuje proces difuze hmoty uvnitř deformovaného zrna, ke kterému dochází obdobným způsobem jako u Cobbleho tečení, ale pohyb vakancí (atomů) probíhá zkrz zatěžované zrno a ne po jeho hranicích. [13, 14, 18]



**Obrázek 14:** Difuzní mechanismy při tahovém namáhání zrna.

### 3.1.3 Nízkoteplotní creep

Nízkoteplotní creep se realizuje při teplotách nižších než 0,3 teploty tání daného materiálu. Tato oblast je v porovnání k vysokoteplotnímu creepu charakteristická absencí poslední fáze creepového poškození, kdy dochází k rapidnímu nárůstu deformace a konečnému lomu.



**Obrázek 15:** Časově závislá deformace žíhané austenitické korozivzdorné oceli typu AISI 304. [19]

Tato forma poškození je charakteristická pro dobře tvárné slitiny a čisté kovy, které často podléhají časově závislé deformaci i za velmi nízkých teplot. Jedná se zejména o čisté kovy jako Al, Cu, Ti, nebo slitiny železa jako například austenitické korozivzdorné oceli (obecně kovy a slitiny s krystalovou mřížkou FCC nebo HCP a nízkým obsahem příměsí). Tato deformace je však ve většině případů relevantní pouze při dlouhodobém zatížení a poměrně vysoké zatěžující síle, viz obrázek 15. [18, 19]

## 3.2 Relaxace

Relaxace je mechanismus, který je creepu velmi podobný. Na rozdíl od creepu však není konstantní napětí ale deformace. To má za důsledek snižování napětí v čase vlivem přeměny elastické deformace na deformaci plastickou, kdy relaxační křivky tvarově odpovídají obráceným křivkám tečení bez závěrečné oblasti (terciární creep). V technické praxi má relaxace vliv například na kontaktní tlak šroubových spojů, který se v čase snižuje. U velmi namáhaných součástí vystavovaných zvýšeným teplotám je proto doporučeno provádět periodické kontroly. Jedná se například o součásti v energetickém, chemickém a leteckém průmyslu. [18]

## 3.3 Shrnutí

Vzhledem k výše zmiňovaným poznatkům je zřejmé, že hlavním problémem využití materiálů za vysokých teplot je difuze a pohyb dislokací. Z tohoto důvodu došlo v minulosti k vývoji množství slitin na bázi Ni a Co, jejichž struktury jsou ovlivněny takovým způsobem aby docházelo k co největšímu zamezení difuzních dějů a pohybu dislokací za vysokých teplot. Nejrozšířenějšími slitinami v tomto směru jsou slitiny Ni, které dosahují creepové odolnosti třemi hlavními principy:

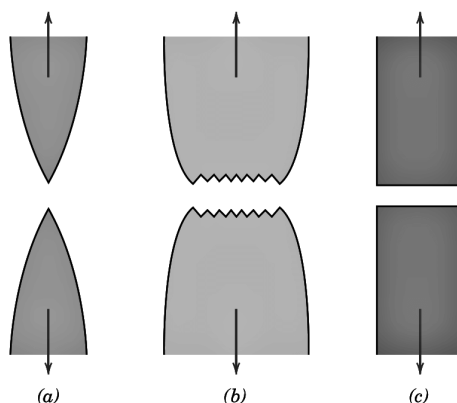
1. První princip creepové odolnosti Ni slitin přímo navazuje na mechanismus vysokoteplotního creepu, kdy je hlavní formou porušení tvorba kavit po hranicích zrn. Z tohoto důvodu jsou Ni slitiny určené pro použití za vysokých teplot hrubozrné, tak aby docházelo ke zkrácení celkové délky hranic všech zrn. To má za následek snížení (v případě monokrystalických slitin i úplné odstranění) množství kavit.
2. Druhým principem je fakt, že Ni nemá alotropické modifikace a jeho krystalová mřížka je neměnná až do teploty tavení. Změna krystalové mřížky materiálu je vždy provázena difuzními ději ve formě překrytalizace. V případě slitin na bázi Ni k tomuto ději vůbec nedochází a tím je opět zamezeno dalšímu pohybu hmoty uvnitř materiálu.
3. Třetím principem creepové odolnosti Ni slitin je jejich vhodné legování prvky typu Nb, Al a Ti, které s Ni tvoří vysoce uspořádané fáze ( $\gamma'$  a  $\gamma''$ ). Tyto fáze dále významně brání jak difuzním dějům, tak pohybu dislokací.

## 4. Lomová mechanika

Lomová mechanika je interdisciplinární věda zabývající se porušením materiálu. Historicky se jedná o poměrně novou disciplínu, která se začala rozvíjet před druhou světovou válkou. Za první náznaky lomové mechaniky je považována Griffithova teorie z roku 1920, kdy na základě zákonů termodynamiky popsal šíření trhliny v dokonale elastickém materiálu. Jeho teorie byla následně dále upravována Irwinem a Orowanem. Stále však nedošlo k vhodnému popisu lomového chování materiálů vykazujících velkou míru plastické deformace a jedná se tedy o lineárně elastickou lomovou mechaniku (LELM). K dalšímu průlomu došlo až v 50. a 60. letech 20. století, kdy dochází k založení disciplíny elasticko-plastické lomové mechaniky (EPLM), která se prostřednictvím experimentálních (CTOD - Crack Tip Opening Displacement) a matematických (J-intergrál) metod zaměřuje právě na popis lomového chování materiálů vykazujících značnou míru plastické deformace.

### 4.1 Základní druhy porušení

Pro důkladné vysvětlení problematiky lomové mechaniky je důležité rozdělit chování materiálů během procesu porušení. Obecně se jedná o rozdělení na lomy houževnaté a křehké, stabilní a nestabilní, štěpné a tvárné. V následujících podkapitolách je popsán mechanismus tvárného a křehkého porušení, viz obrázek 16 a lomové chování materiálů za různých teplot společně se základy rovinné deformace a napjatosti.

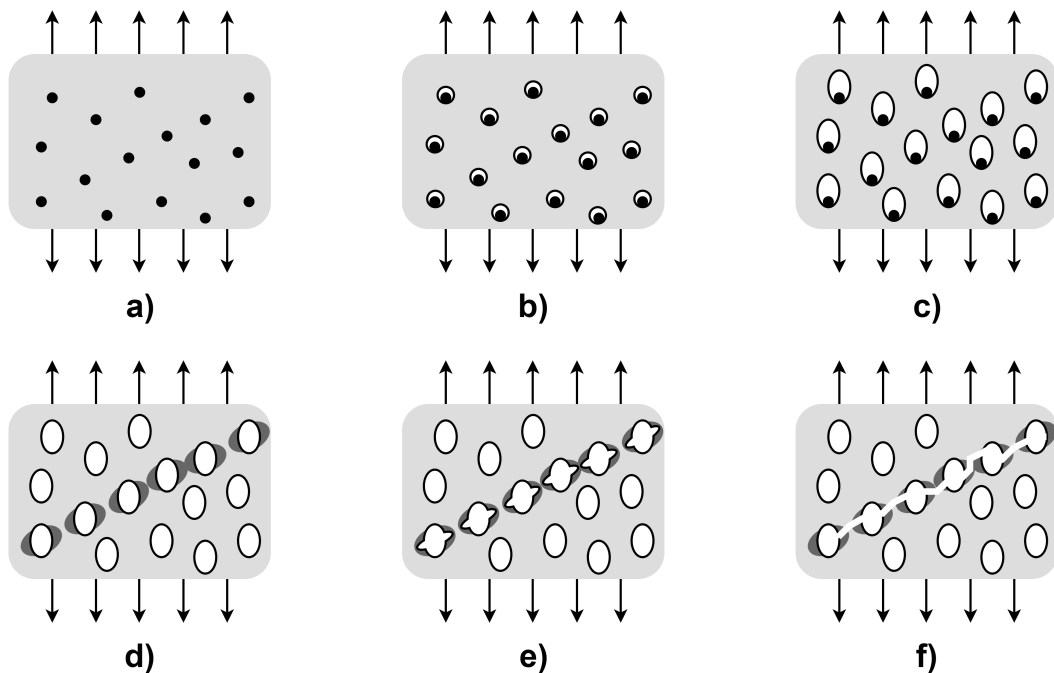


**Obrázek 16:** Nejběžnější formy porušení- a) velmi houževnatý materiál, b) materiál vykazující smíšené chování (běžná konstrukční ocel), c) křehký materiál. [20]

#### 4.1.1 Tvárné porušení

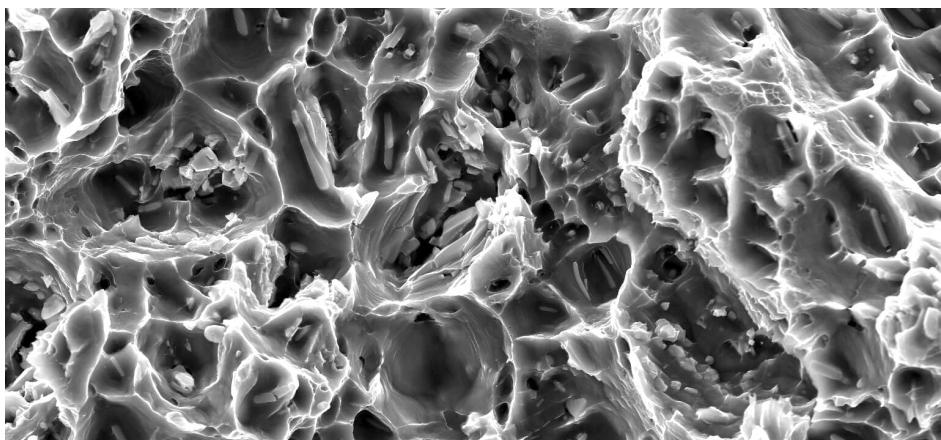
Tvárné porušení je vždy provázeno silnou plastickou deformací v okolí lomové plochy. To je způsobeno samotným mechanismem tohoto typu porušení, kdy dochází k tvorbě zárodků malých dutin (kavit), obrázek 17. Tyto dutiny vznikají okolo cizích částic, které mají buď výrazně nižší pevnost než okolní matrice, takže efektivně působí jako dutina, nebo jsou velmi

tvrdé a slouží jako zábrany pro pohyb dislokací. V těchto případech dochází k nakupení dislokací a lokálnímu zvýšení napětí, které způsobí porušení cizí částice nebo vazeb mezi cizí částicí a matricí, obojí za vzniku dutiny, která následně roste.



**Obrázek 17:** Proces vzniku tvárného lomu: a) cizí částice v houževnaté matrici, b) vznik zárodků dutin vlivem porušení na rozhraní částice-matricy, c) růst dutin, d) koncentrace napětí ve vhodné orientaci mezi dutinami, e) tvorba krčků mezi jednotlivými dutinami, f) spojení dutin vlivem porušení můstků a finální lom. Upraveno dle [21]

Tyto dutiny se zpočátku velmi rychle zvětšují (přibližně dvojnásobnou rychlostí než je deformována celá součást) a později se jejich růst zpomalí a začne docházet k jejich propojování za vzniku typické jamkové morfologie tvárného lomu, viz obrázek 18. [20, 14, 21]

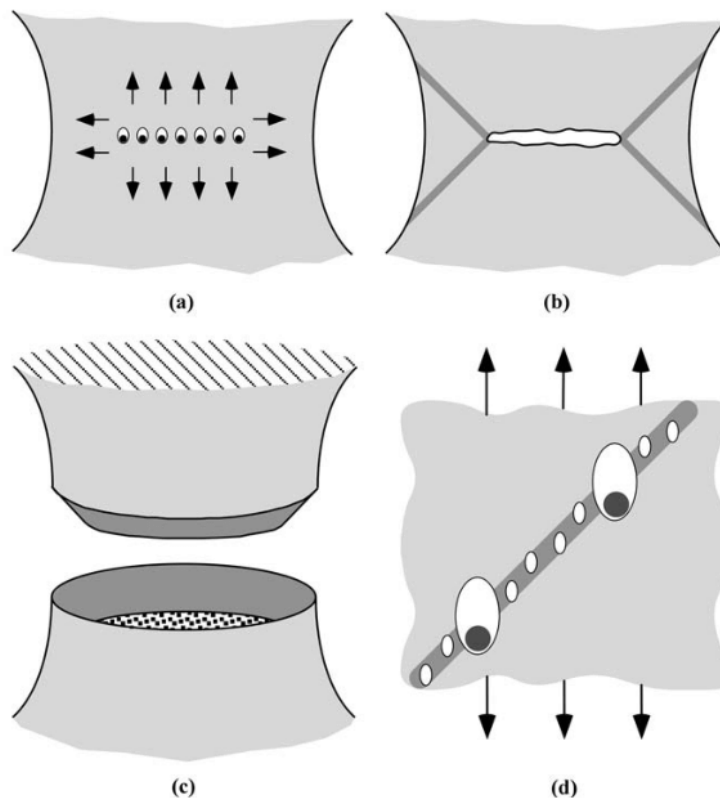


**Obrázek 18:** Snímek pořízený SEM zobrazující lomovou plochu s jamkovou morfologií. [22]

Na makroskopické úrovni je tvárné porušení charakteristické zužováním zatěžované součásti a tvorbou tzv. krčku, kdy u čistých kovů s dobrou plasticitou dochází k téměř 100%

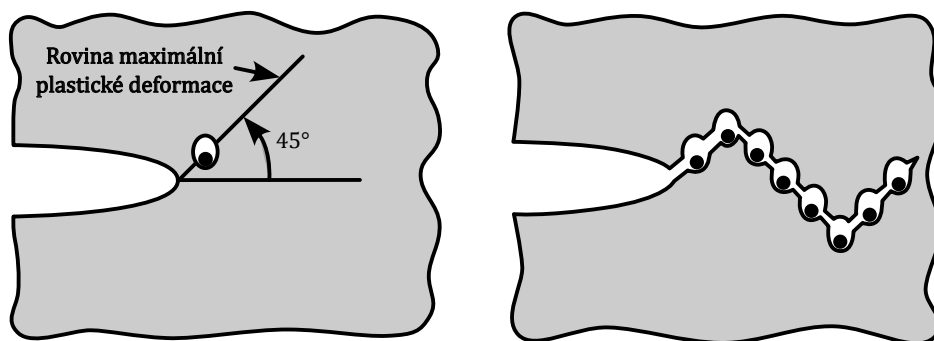


redukci průřezu před samotným lomem. V případě kovů obsahujících legující prvky nebo jiné cizí částice nedochází k tak dramatickému zužování vlivem omezení pohybu dislokací a tím pádem i plastické deformace. Vlivem silových poměrů na okraji materiálu často dochází k tvorbě tzv. cup and cone (kalíšek a kužel), kdy k šíření trhliny nedochází v rovině ale pod úhlem 45 stupňů, viz obrázek 19. V této oblasti je převládajícím jevem smyková deformace.



**Obrázek 19:** Proces vzniku tzv. cup and cone: a) růst a šíření kavit za přítomnosti 3-osé napjatosti, b) vznik trhliny a formování deformačních pásů pod úhlem 45 stupňů, c) vznik „cup and cone“, d) detail vzniku kavit a jejich spojování podél deformačních pásů. [21]

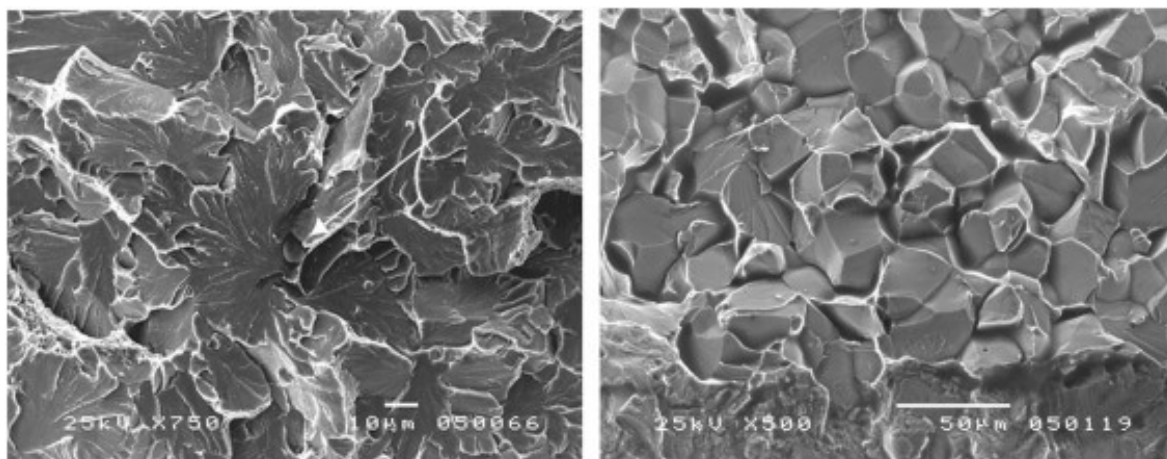
Tento jev probíhá na mikroskopické úrovni i uvnitř materiálu zatěžovaném v módu I (dále vysvětleno v kapitole 4.2.5 Faktor intenzity napětí), kdy preferenčním směrem spojování kavit je tentýž úhel 45 stupňů. Vlivem tohoto jevu dochází na mikroskopické úrovni k tvorbě typického vzhledu trhliny, viz obrázek 20. [20, 21]



**Obrázek 20:** Růst trhliny v typickém „zig-zag“ tvaru. Upraveno dle [21]

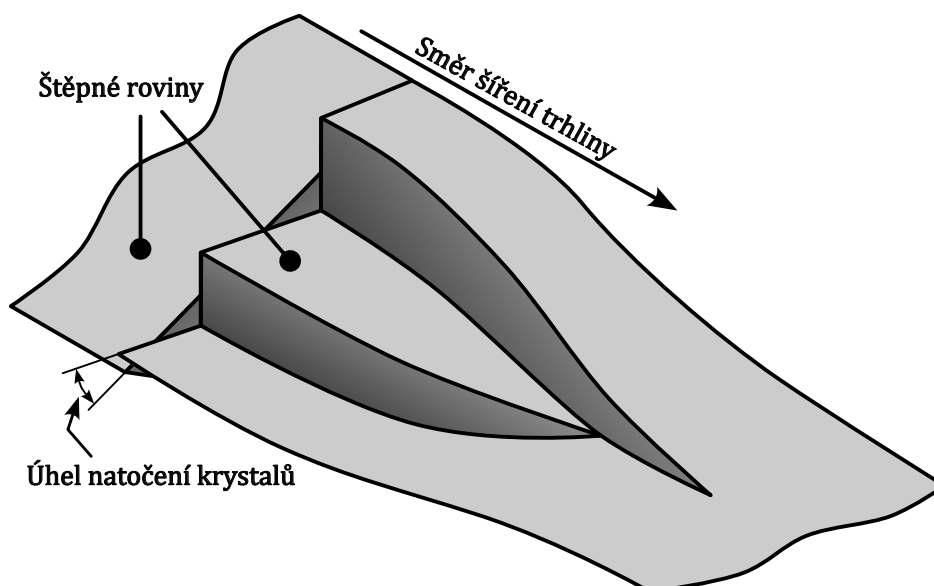
### 4.1.2 Křehké porušení

Křehké porušení je často provázeno velmi malou nebo žádnou plastickou deformací, což často vede k neočekávanému a velmi rychlému porušení materiálu. Z tohoto důvodu jsou křehké lomy v praxi nebezpečnější. Ke křehkému porušení dochází jak interkrystalicky tak transkrystalicky, viz obrázek 21. Transkrystalické lomy jsou charakteristické vznikem tzv. faset (lomová plocha šíření trhliny), které se na snímcích SEM jeví jako malé plochy uvnitř zrn jejichž hrany se postupně spojují za vzniku větších ploch. [14, 18, 21]



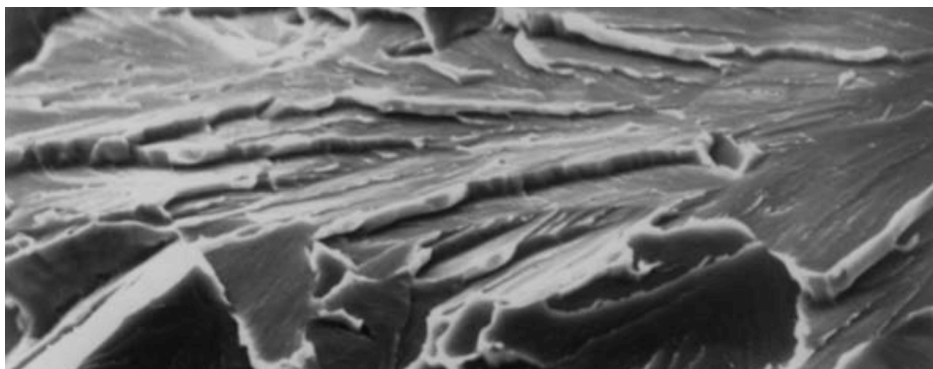
**Obrázek 21:** Transkrystalický lom s typickou říčkovou morfoložií (vlevo) a interkrystalický lom (vpravo). [23]

To je způsobeno vlivem různého natočení zrn kterými se trhlina šíří. K šíření těchto trhlin dochází v rovinách kolmých na skluzové roviny a to z důvodu menších koeficientů napěchování. Díky tomu není nutné přerušit tak velké množství vazeb mezi atomy, než by tomu bylo v rovině skluzové. Jelikož má trhlina preferenční roviny, ve kterých má větší tendenci se šířit, tak dochází ke skokům na hranicích zrn (viz obrázek 22), které mají jiné natočení krystalografické mřížky. [14, 18, 21]



**Obrázek 22:** Rozdělení trhliny do více rovin za vzniku faset. Upraveno dle [21]

Na těchto hranicích se trhlinka rozdělí do několika menších trhlin v následujícím zrně. Na lomové ploše lze tento jev pozorovat jako fasety a stupně mezi nimi. Jelikož šíření většího množství menších trhlin je energeticky náročnější než šíření jedné větší, dochází k postupnému spojování v jednu větší orientovanou trhlinu. Této formě reliéfu se říká tzv. říčková morfologie, kdy dochází ke spojování hran faset v jednu velkou plochu, viz obrázek 23. [14, 18, 21]



**Obrázek 23:** Detail lomové plochy zaměřený na fasety a stupně. [21]

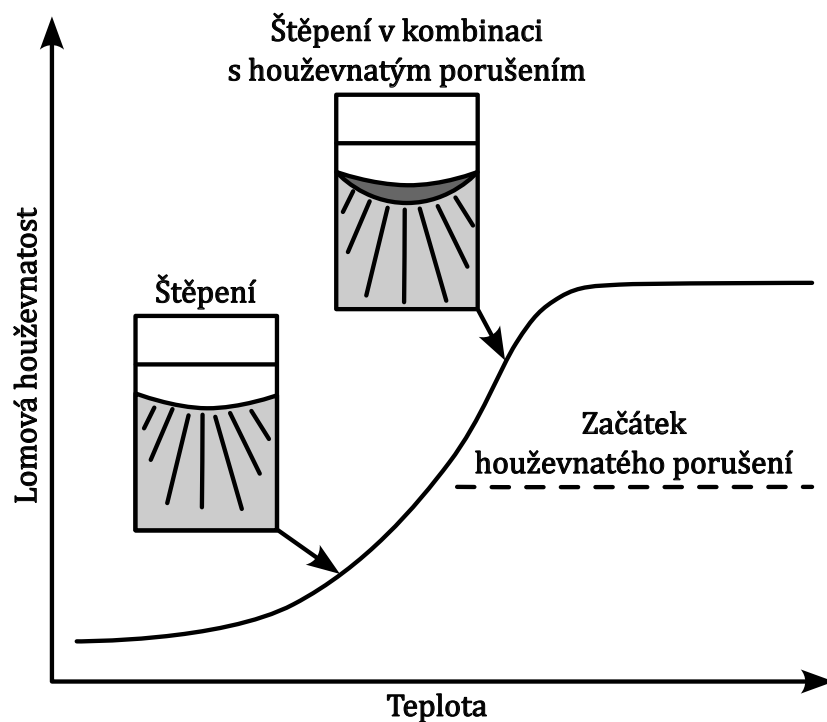
V případě transkrystalického lomu dochází k iniciaci vlivem koncentrace napětí kolem cizí částice uvnitř zrna nebo na jeho hranici. Pro interkrystalické lomy platí že k iniciaci dochází na hranicích zrn, které jsou u materiálů podléhajících interkrystalickému lomu nejslabším článkem. Tento typ lomu je charakteristický např. pro materiály, které selhaly vlivem vysokoteplotního creepu nebo mezikystalové koroze, kdy v obou případech dochází k oslabení hranic zrn a vznikají tak vhodné podmínky pro vznik trhlin. [18, 21]

### 4.1.3 Tranzitní křivky

Forma porušení je závislá především na materiálu, teplotě a způsobu zatěžování. Velké množství technických materiálů vykazuje oba způsoby porušení (křehké i tvárné), to je způsobeno právě závislostí na teplotě, která má významný vliv na posouvání meze kluzu v poměru k mezi pevnosti a lomové pevnosti. K tomuto jevu dochází především u materiálů s BCC a částečně u materiálů s HCP krystalovou mřížkou. Teplota, při které k přechodu mezi houževnatým a křehkým lomem dochází se nazývá tranzitní, neboli přechodová teplota  $T_p$  (někdy značena jako DBTT Ductile-Brittle Transition Temperature). Materiály s FCC mřížkou tomuto jevu nepodléhají z důvodu přítomnosti velkého množství skluzových systémů, které zaručují dobrou pohyblivost dislokací ve všech směrech a nedochází tak k odtržení atomových rovin jako u materiálů které jsou porušovány křehce. [14, 18, 21]

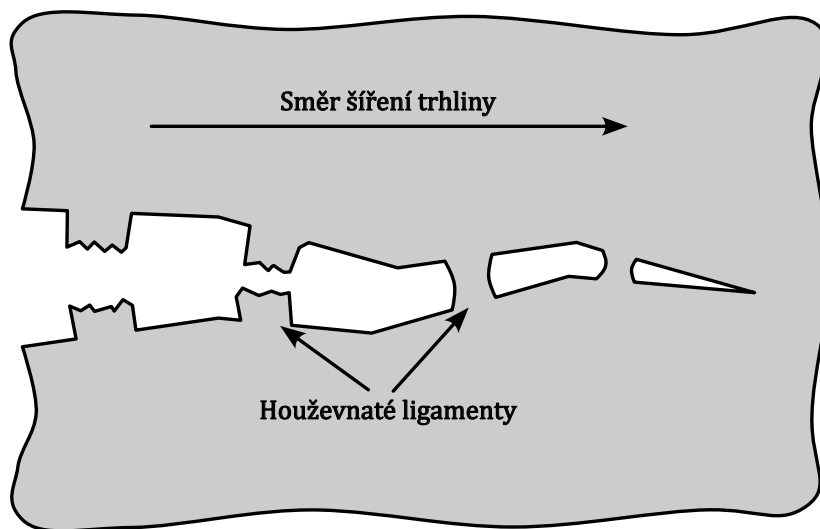
K přechodu mezi tvárným a křehkým způsobem porušení nedochází skokově ale v určitém intervalu teplot, viz obrázek 24. Ve spodní přechodové části (pod čárkovanou čarou na obrázku 24) je způsob porušení čistě křehký, ale vlivem zvyšování teploty dochází k prudkému navýšování lomové houževnatosti. V horní přechodové části (oblast nad čárkovanou čarou) začíná docházet k houževnatému porušení, které je ovšem stále zakončeno křehkým lomem. To je způsobeno iniciací trhliny vlivem spojování kavit, které postupně vede k vyčerpání

plasticity a závěrečnému křehkému porušení. Šíření trhliny v této oblasti je zpomalováno tvorbou houževnatých můstků, které se porušují až za šířící se trhlinou, viz obrázek 25.



**Obrázek 24:** Tranzitní křivka se strmým přechodem charakteristická pro materiály které podléhají přechodu z křehkého na houževnaté porušení (n v apř. feritická ocel). Upraveno dle [21]

Předpokládá se, že tyto můstky jsou hlavní brzdící silou při šíření jinak křehké trhliny. Množství těchto můstků roste s teplotou až do fáze, kdy je porušení čistě tvárné. Přechodová oblast je vymezena teplotami  $T_{FTE}$  (Fracture Transition Elastic - pod touto teplotou je porušení čistě křehké) a  $T_{FTP}$  (Fracture Transition Plastic - nad touto teplotou je porušení čistě tvárné). Vzhledem k tomu že celá přechodová oblast se nachází v intervalu teplot, tak samotná hodnota přechodové teploty  $T_p$  je uvažována při poměru křehkého a tvárného porušení vzorku 0,5. [14, 18, 21]



**Obrázek 25:** Houževnaté můstky v křehké trhlíně. Upraveno dle [21]

## 4.2 Lineárně-elastická lomová mechanika

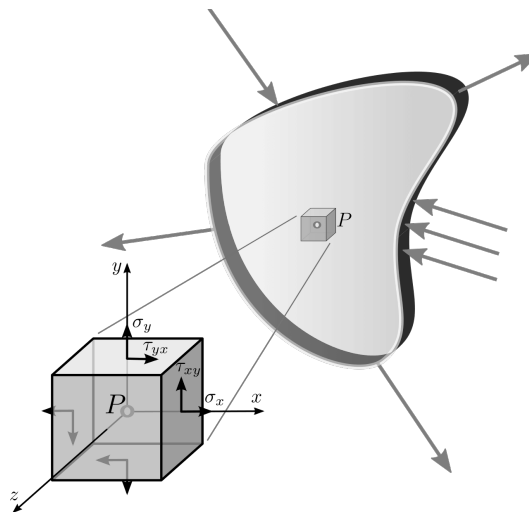
Lineárně-elastická lomová mechanika je první ze dvou velkých oblastí lomové mechaniky. Zabývá se primárně lomy v materiálech podléhajících pouze elastické deformaci (materiály nevykazující výraznou mez kluzu a plastickou deformaci před porušením) s výjimkou několika modelů, které připouštějí malou míru plastické deformace na čele trhliny. Jedná se o historicky první teorie lomové mechaniky, kdy se na začátku 20. století začala objevovat potřeba pro vysvětlení lomů materiálů při napětích nižších než jejich respektivní meze pevnosti/meze kluzu (lomy lodí Liberty, potopení Titanicu,...).

### 4.2.1 Rovinná deformace a rovinná napjatost

Pro dostatečné vysvětlení v následujících kapitolách je důležité rozlišovat pojmy rovinná deformace a rovinná napjatost. Jedná se o zjednodušující termíny pro pevnostní výpočty reálných těles v 3D prostoru, kdy je problém zjednodušen do 2D prostoru. [24]

#### Rovinná napjatost

V případě rovinné napjatosti uvažujeme, že zkoumané těleso je namáháno pouze v jedné rovině (např.  $xy$ ). Napětí v ose  $z$  je uvažováno jako nulové a těleso si lze představit jako volně položené (obě plochy kolmé na osu  $z$  se mohou deformovat,  $\sigma_{zz} = 0$  a  $\varepsilon_{zz} \neq 0$ ) a velmi tenké, viz obrázek 26. [24]



Obrázek 26: Vizualizace stavu rovinné napjatosti. [25]

Pro rovinnou napjatost platí:

$$\sigma = \begin{bmatrix} \sigma_{xx} & \tau_{xy} & 0 \\ \tau_{yx} & \sigma_{yy} & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix} \quad \varepsilon = \begin{bmatrix} \varepsilon_{xx} & \gamma_{xy} & 0 \\ \gamma_{yx} & \varepsilon_{yy} & 0 \\ 0 & 0 & \varepsilon_{zz} \end{bmatrix} \quad (4.1)$$

kdy  $\sigma$  = normálové napětí,  $\tau$  = smykové napětí,  $\varepsilon$  = deformace v normálovém směru,  $\gamma$  = deformace smyková.

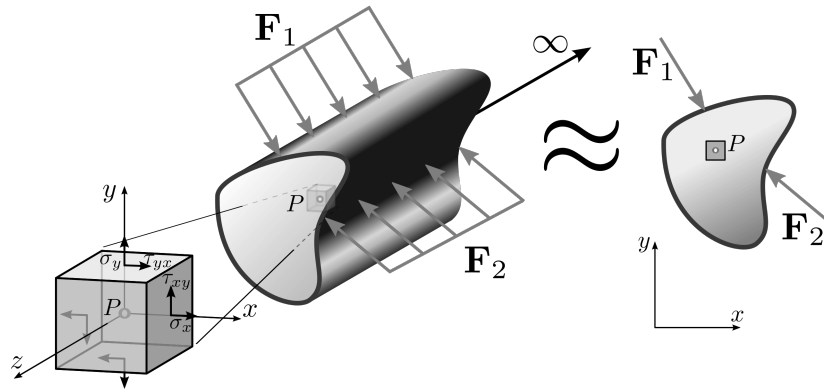
Vzhledem k nulovým hodnotám napětí v ose  $z$  nelze přímo dopočítat deformaci  $\varepsilon_{zz}$ . Jelikož se materiál může v ose  $z$  volně deformovat ( $\sigma_{zz} = 0$ ), tak tato deformace bude odpovídat deformacím v osách  $x$  a  $y$  v poměru odpovídajícímu poissonově konstantě, viz následující rovnice:

$$\varepsilon_{zz} = -\frac{\nu}{E} \cdot (\sigma_{xx} + \sigma_{yy}) \quad (4.2)$$

$E$  = Youngův modul pružnosti v tahu,  $\nu$  = Poissonovo číslo

### Rovinná deformace

Pro rovinnou deformaci naopak využíváme předpokladu, že zkoumané těleso je opět namáháno v jedné rovině, ale rozměr v ose  $z$  je nekonečný, viz obrázek 27. Poté lze na zkoumaném místě (řezu) uvažovat, že těleso je vetknuto mezi dvě plochy (plochy kolmé na osu  $z$ ), které nelze deformovat. Z toho důvodu se předpokládá  $\varepsilon_{zz} = 0$  a  $\sigma_{zz} \neq 0$ . [24]



Obrázek 27: Vizualizace stavu rovinné deformace. [25]

Pro rovinnou deformaci platí:

$$\sigma = \begin{bmatrix} \sigma_{xx} & \tau_{xy} & 0 \\ \tau_{yx} & \sigma_{yy} & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_{zz} \end{bmatrix} \quad \varepsilon = \begin{bmatrix} \varepsilon_{xx} & \gamma_{xy} & 0 \\ \gamma_{yx} & \varepsilon_{yy} & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix} \quad (4.3)$$

kdy  $\sigma$  = normálové napětí,  $\tau$  = smykové napětí,  $\varepsilon$  = deformace v normálovém směru a  $\gamma$  = deformace smyková.

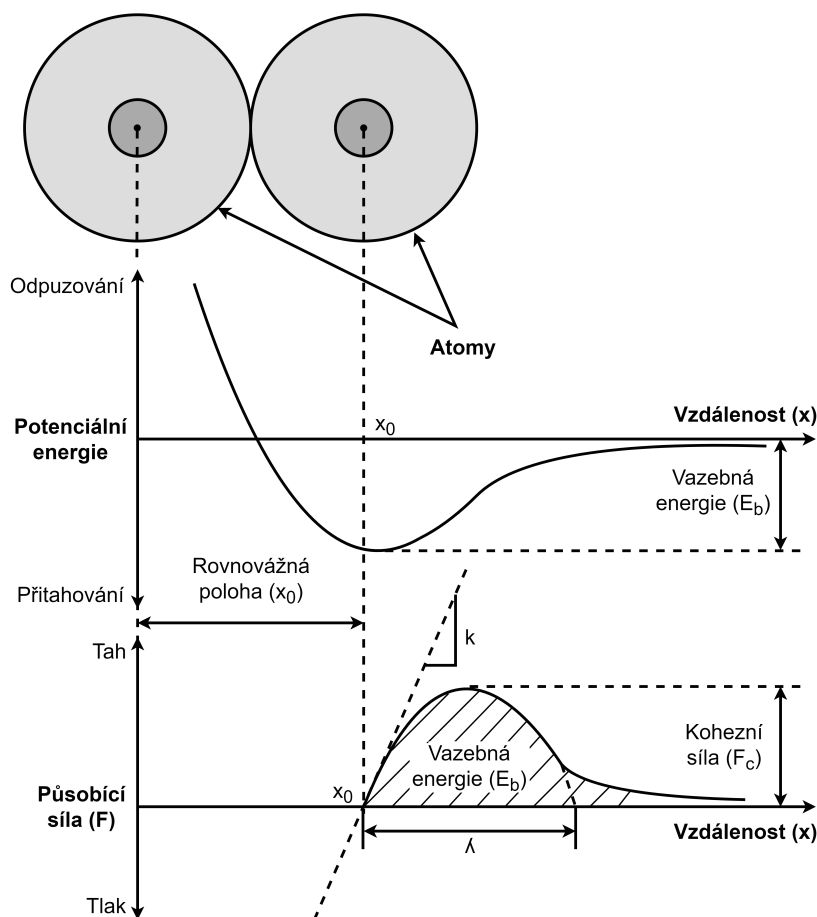
V tomto případě je naopak chybějící nenulovou složkou kterou nelze dopočítat napětí  $\sigma_{zz}$ . Obdobně jako v případě rovinné napjatosti lze využít úvahy, že napětí  $\sigma_{zz}$  je v nějakém poměru vůči ostatním napětím na hlavních osách  $\sigma_{xx}$  a  $\sigma_{yy}$ , viz následující rovnice:

$$\sigma_{zz} = \nu \cdot (\sigma_{xx} + \sigma_{yy}) \quad (4.4)$$

$\nu$  = Poissonovo číslo

## 4.2.2 Ideální pevnost a Inglisova teorie

Nutnost zavedení lomové mechaniky vyplývá z faktu, že teoretická pevnost materiálu která vychází ze síly nutné pro odtržení dvou atomových rovin (viz obrázek 28) je založena na představě, že zkoumaný materiál je dokonale homogenní bez jakýchkoliv vad. V tomto případě však pevnosti materiálů vycházejí řádově vyšší než experimentálně zjištěné hodnoty. To je způsobeno právě přítomností cizích částic, dutin, hranic zrn a dalších nehomogenit. [14, 21]



**Obrázek 28:** Schéma znázorňující souvislosti pro odvození ideální pevnosti materiálu, kde  $k$  = směrnice vazebné síly v bodě  $x_0$  (působí jako konstanta tuhosti),  $x_0$  = rovnovážná poloha a  $\lambda$  = půlperioda jedné sinusové křivky. Upraveno dle [21]

Na základě této představy byl dovozen vztah pro výpočet ideální pevnosti materiálu. Ten je založen na průběhu vazebné energie v závislosti na vzdálenosti dvou atomů, kdy po překonání určité meze (kohezní síly) dochází k poklesu meziatomových sil limitně k nule. V tomto bodě je tedy uvažována ideální pevnost materiálu, jejíž odvození není z důvodu rozsahu řešerše uvedeno (viz Anderson [21]). Výsledný vztah pro ideální pevnost má tvar:

$$\sigma_c = \frac{E \pi \gamma_s}{\pi x_0 \sigma_c} = \sqrt{\frac{E \gamma_s}{x_0}} \quad (4.5)$$

Při dosazení hodnot např. pro  $Fe_\alpha$ , kdy:

$$x_0 = 2,86 \cdot 10^{-10} \text{ \AA}$$

$$E = 204 \text{ GPa}$$

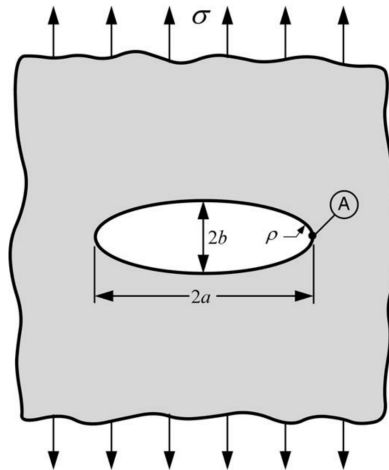
$$\gamma_s = 1,3 \text{ erg/m}^2$$

dopočteme ideální pevnost:

$$\sigma_c = \sqrt{\frac{204 \cdot 10^9 \cdot 1,3}{2,86 \cdot 10^{-10}}} = 30,9 \text{ GPa} \quad (4.6)$$

kteřá je vůči reálné pevnosti  $Fe_\alpha$  ( $R_m = 262 \text{ MPa}$ ) zhruba 118x větší. To je jasným příkladem rozporu teoretických a reálně naměřených hodnot pevností materiálů. [20, 14, 21]

Vzhledem k předchozím poznatkům bylo nutné vyvinout metody, pomocí kterých by bylo možné předpovídat chování reálných materiálů pod zatížením. První z těchto teorií vyvinul Inglis [26], který popsal defekt a koncentraci napětí na jeho koncích jako funkci poloměru jeho zaoblení. Jeho teorie uvažuje nekonečnou desku, ve které je trhlinka s eliptickým koncem, viz obrázek 29.



**Obrázek 29:** Eliptická trhlinka v nekonečné desce (rozměry desky ve směrech „a“ a „b“ jsou mnohem větší než rozměry trhliny). [21]

Je-li šířka trhliny uvažována jako  $2a$  a její výška jako  $2b$ , pak je napětí na čele trhliny (průsečík elipsy s hlavní osou):

$$\sigma_A = \sigma \left( 1 + \frac{2a}{b} \right) \quad (4.7)$$

V případě, že se bude hodnota „a“ zvětšovat, začne se defekt tvarově přibližovat trhlině. V tomto případě je vhodnější vztah zapsat jako:

$$\sigma_A = \sigma \left( 1 + 2\sqrt{\frac{a}{\rho}} \right), \text{ kdy } \rho = \frac{b^2}{a} \quad (4.8)$$



Pokud je  $a \gg b$ , dojde k zvětšení druhého členu rovnice natolik, že první člen lze zanedbat. Velikost koncentrovaného napětí pak roste s hodnotou „ $a$ “, kdy hodnota napětí roste velmi prudce a blíží se k nekonečnu. To by znamenalo že k lomu dojde při sebemenším vnějším zatížení  $\sigma$ . To vedlo k dalšímu vývoji Griffithem, který naproti Inglisově úvaze koncentrace napětí svou teorii založil na energetické bilanci. [18, 21, 26]

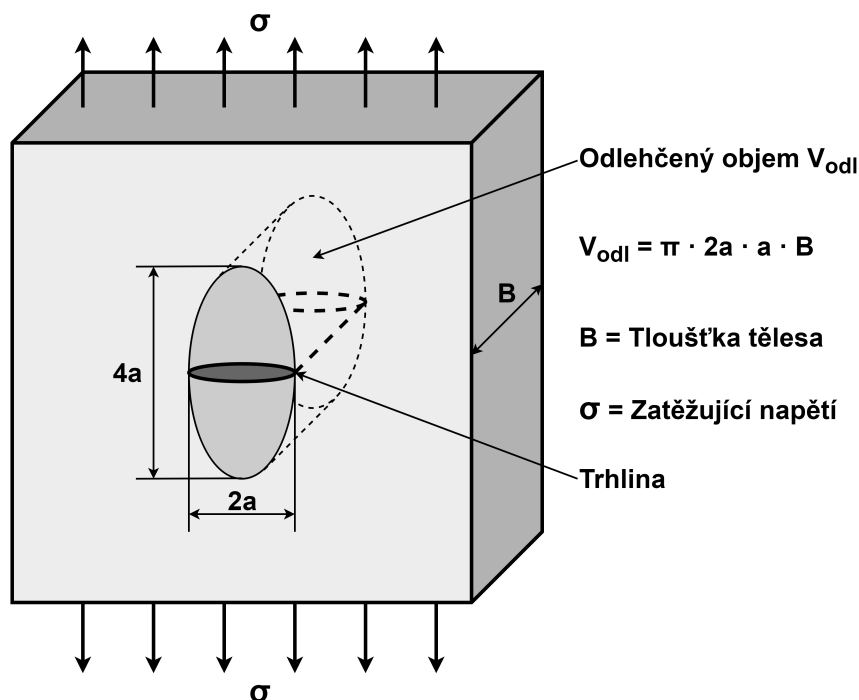
### 4.2.3 Energetické kritérium - Griffithova teorie

V návaznosti na poznatky Inglise v roce 1920 Griffith [27] formuloval jeho teorii šíření trhliny v elastickém materiálu, která byla založena na energetické bilanci. Využil k tomu první zákon termodynamiky, který konstatuje že celková energie systému ( $E$ ) zůstává konstantní, nebo se v případě šíření trhliny snižuje. Vycházel z úvahy, že v namáhaném materiálu je určité množství potenciální energie ( $\Pi$ ) a pro šíření trhliny je nutné aby vznikly dva volné povrchy, jejichž energie (potažmo práce pro jejich vytvoření) se rovná ( $W_s$ ). [18, 21, 27] To lze vyjádřit následující rovnicí:

$$\frac{dE}{dA} = \frac{d\Pi}{dA} + \frac{dW_s}{dA} = 0 \text{ ,nebo } -\frac{d\Pi}{dA} = \frac{dW_s}{dA} \quad (4.9)$$

Změnu plochy uvažujeme jako  $dA = 2aB$ , kdy  $2B$  jsou konstanty, takže výsledná derivace bude pouze podle  $da$ . Pro výpočet potenciální energie ( $\Pi$ ) Griffith využil předchozí úvahy Inglise, který odvodil na základě deformační energie, že uvolněná deformační energie se rovná rozdílu deformační energie v desce bez defektu ( $\Pi_0$ ) a deformační energie v desce s defektem ( $\Pi_c$ ), viz:

$$d\Pi = \Pi_0 - \Pi_c \text{ ,kdy obecně } \Pi = \frac{\sigma^2}{2E} \cdot V \quad (4.10)$$



**Obrázek 30:** Eliptická trhlina v nekonečné desce s úvahou odlehčeného objemu.

Při úvaze obrázku 30, kde je specifikován odlehčený objem lze psát rovnici 4.10 jako:

$$d\Pi = \frac{\sigma^2}{2E} \cdot V_0 - \frac{\sigma^2}{2E} \cdot V_{odl} \quad (4.11)$$

Pro odvození energie potřebné pro vznik volných povrchů ( $W_s$ ) Griffith zavedl povrchovou energii ( $\gamma_s$ ), viz:

$$W_s = 2 \cdot 2aB \cdot \gamma_s, \text{ tedy } W_s = 4aB\gamma_s \quad (4.12)$$

Při dosazení vztahů 4.11 a 4.12 do rovnice 4.9 a následné derivaci (člen  $\Pi_0$  je vlivem derivace nulový) podle  $da$  dostáváme:

$$\frac{dE}{da} = -\frac{2\sigma^2\pi a}{E} + 4\gamma_s = 0, \text{ po zjednodušení } 2\gamma_s = \frac{\sigma^2\pi a}{E} \quad (4.13)$$

Po úpravě dostáváme konečný vztah, kde  $\sigma_c$  je kritické napětí, při kterém se začne šířit trhlina:

$$\sigma_c = \sqrt{\frac{2E\gamma_s}{\pi a}} \quad (4.14)$$

V tomto znění Griffith dosáhl shody s experimenty na skleněné desce, která se chová téměř dokonale křehce. V případě kovových materiálů se však tento vztah jevil jako nedostatečný, protože kovy vykazují mnohem větší odolnost vůči porušení. To je způsobeno větší mírou plastické deformace na čele trhliny, kdy dochází k disipaci energie. Později Griffithův vztah modifikovali Irwin a Orowan formou zavedení paramteru  $\gamma_p$ , který v sobě zahrnuje spotřebu energie na plastickou deformaci na čele trhliny. Jelikož je tento parametr zpravidla větší než parametr  $\gamma_s$ , tak dochází k zvyšování  $\sigma_c$  a tím i odolnosti materiálu vůči porušení. [18, 21, 27] Jejich znění vypadalo následovně:

$$\sigma_c = \sqrt{\frac{2E(\gamma_s + \gamma_p)}{\pi a}} \quad (4.15)$$

Později byl tento vztah dále modifikován nahrazením členu  $(\gamma_s + \gamma_p)$  členem  $W_f$ , který zahrnuje všechny formy disipace energie během šíření trhliny (zahrnuje například vliv větvení a tvorby „zig-zag“ tvaru trhliny, kdy se zvyšuje poměr reálné plochy povrchů oproti promítané ploše). [18, 21, 27]

#### 4.2.4 Irwin - hnací síla trhliny a křivky nestability

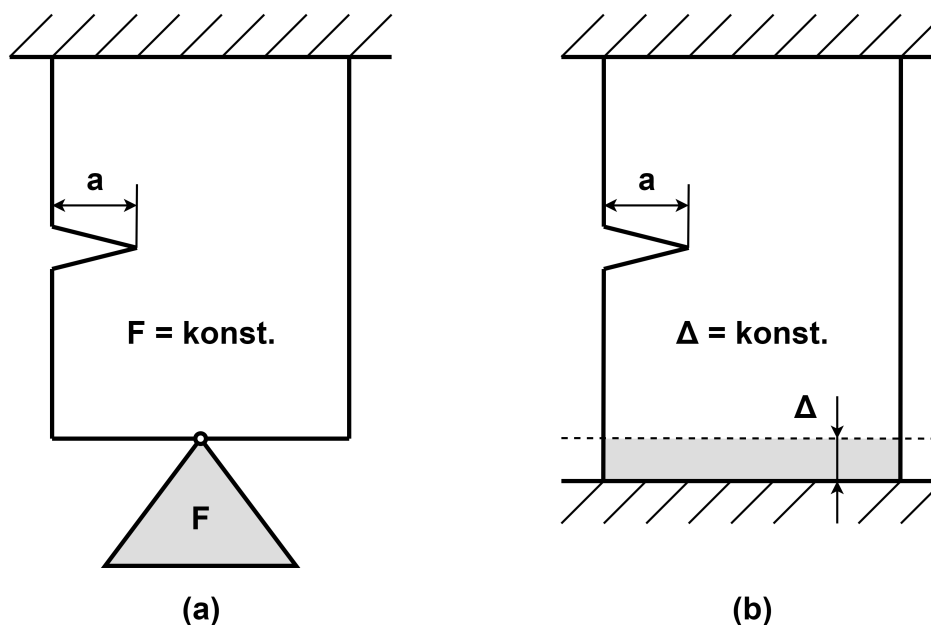
V roce 1956 Irwin [28] obdobně jako Griffith na základě energetické bilance odvodil způsob řešení, které je lépe aplikovatelné pro reálné problémy lomové mechaniky. Jeho model vycházel ze stejné energetické bilance jako v rovnici 4.9, ale s tím rozdílem, že výsledkem jeho úvahy byla hodnota  $G$ , kterou nazval jako tzv. hnací sílu trhliny (Crack driving force). [14, 18, 21, 28]

$$G = -\frac{d\Pi}{dA} = \frac{\pi\sigma^2 a}{E} \quad \left[ \frac{MN}{m} \right] \quad (4.16)$$

Jelikož tato veličina popisuje obecně vztah mezi změnou potenciální energie tělesa a rozšířením plochy trhliny tak má svou kritickou hodnotu, při které k šíření trhliny dojde. Ta byla definována Irwinem jako:

$$G_c = \frac{dW_s}{dA} = 2w_f = R \quad (4.17)$$

Irwin dále zdefinoval dva způsoby zatěžování pro zkoušení. Prvním způsobem je měkké zatěžování, kdy je zkušební těleso zatěžováno konstantní silou, viz obrázek 31a. V druhém případě se jedná o tvrdé zatěžování, kdy je konstantní přemístění (deformace)  $\Delta$ , viz obrázek 31b. [14, 18, 21, 28]



**Obrázek 31:** Měkké zatěžování (a) a tvrdé zatěžování (b). Upraveno dle [14, 21]

Pro měření veličiny  $G$ , respektive  $R$  (odpor materiálu proti šíření trhliny) je nutné zajistit, že způsob zatěžování (tj. jestli se jedná o měkké nebo tvrdé zatěžování) nemá vliv na konečný výsledek zkoušky. To Irwin dokázal matematicky při zavedení:

- $a$  = délka trhliny (nikoliv  $2a$ , protože se jedná o boční trhlínu, viz obrázky 31a a 31b)
- $F$  = zatěžující síla
- $\Delta$  = přemístění
- $C$  = tuhost ( $C = \frac{\Delta}{F}$ )

Potenciální energie elastického tělesa je definována jako  $\Pi = U - W$ , kde  $U$  je deformační energie uložená v tělese a  $W$  je práce vykonaná na tělese z externího prostředí (zatěžování). Za předpokladu, že:

$$W = F\Delta \quad \text{a zároveň} \quad U = \int_0^{\Delta} F d\Delta = \frac{F\Delta}{2} \quad (4.18)$$

potom lze psát:

$$\Pi = \frac{F\Delta}{2} - F\Delta = -\frac{F\Delta}{2} = -U \quad (4.19)$$

Při dosazení do rovnice 4.16 dostáváme pro měkké zatěžování ( $F = konst.$ ):

$$G = \frac{dU}{dA} = \frac{1}{B} \cdot \frac{d}{da} \left( \frac{F\Delta}{2} \right) = \frac{F}{2B} \left( \frac{d\Delta}{da} \right)_F \quad (4.20)$$

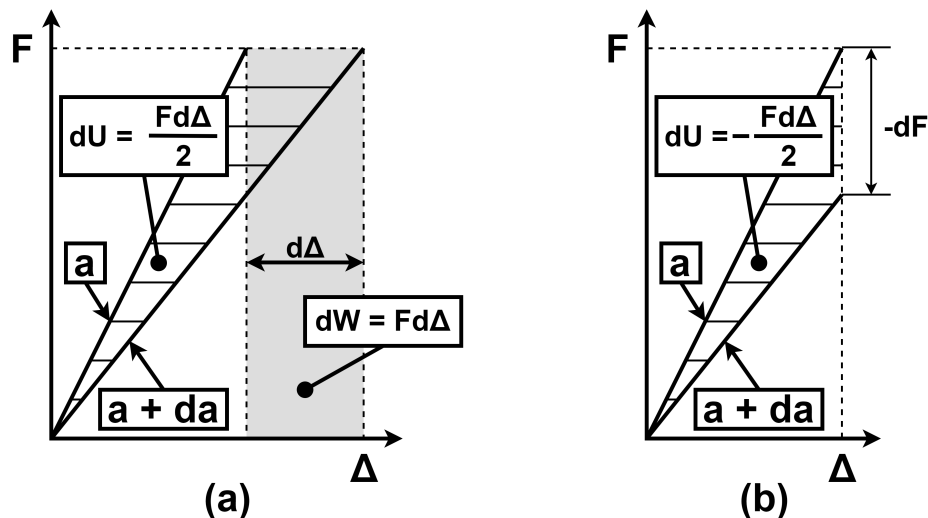
Obdobně lze vyjádřit  $G$  pro případ tvrdého zatěžování ( $\Delta = konst.$  a  $W = 0$ ):

$$G = -\frac{dU}{dA} = \frac{1}{B} \cdot \frac{d}{da} \left( -\frac{F\Delta}{2} \right) = \frac{\Delta}{2B} \left( -\frac{dF}{da} \right)_\Delta \quad (4.21)$$

Po dosazení tuhosti  $C$  do obou vztahů vyjde:

$$\begin{aligned} \frac{F^2}{2B} \left( \frac{dC}{da} \right)_F &= -\frac{F^2}{2B} \left( \frac{dC}{da} \right)_\Delta \\ \left( \frac{dU}{da} \right)_F &= -\left( \frac{dU}{da} \right)_\Delta \end{aligned} \quad (4.22)$$

Na základě rovnosti  $G$  pro oba režimy zatěžování Irwin ověřil správnost předpokladu hnací síly trhliny. To je zobrazeno i graficky na obrázku 32.



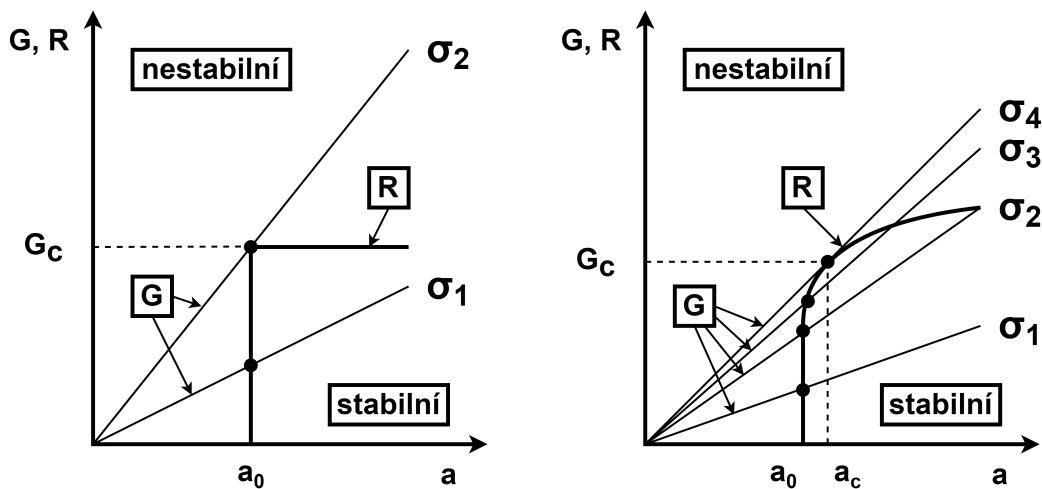
**Obrázek 32:** Grafické znázornění pro měkké (a) a tvrdé (b) zatěžování. Upraveno dle [14, 21]

Jak již bylo zmíněno, k šíření trhliny dojde v případě, že  $G = G_c = 2w_f$ . Pro zjištění jakou formou se trhlina bude šířit (tj. stabilně nebo nestabilně) je výhodné nahradit  $2w_f$  hodnotou  $R$ , která odpovídá odporu materiálu proti šíření trhliny. Existují 2 obecné modely pro formu šíření trhliny. Model, který uvažuje konstantní odpor materiálu proti šíření trhliny  $R$  a model, který uvažuje postupně stoupající  $R$  křivku. V případě obou modelů lze šíření trhliny rozdělit na stabilní a nestabilní jako plochy pod a nad  $R$  křivkou, viz obrázek 33. [14, 18, 21]

První model (obrázek 33 vlevo) odpovídá křehkému materiálu náchylnému na nestabilní lom. Křivka odporu vůči šíření trhliny  $R$  je konstantní, zatímco  $G$  je při konstantním zatížení lineárně rostoucí. To znamená, že v případě napětí  $\sigma_1$  dojde při jeho aplikaci a velikosti trhliny

$a_0$  k zastavení šíření trhliny protože se budeme nacházet ve stabilní oblasti. V případě napětí  $\sigma_2$  však při stejné velikosti trhliny dojde k vyrovnání hnací síly trhliny  $G$  a odporu vůči jejímu šíření  $R$  (tzn. dosažení hodnoty  $G_c$ ) a dojde k lomu součásti. [14, 18, 21]

V případě druhého modelu (obrázek 33 vpravo) se jedná o  $R$  křivku materiálu který je schopen plastizace a brždění růstu trhliny. Pro napětí  $\sigma_1$  je situace obdobná jako u prvního modelu a nedojde k šíření trhliny z délky  $a_0$ . Počínaje napětím  $\sigma_2$  a v případě napětí  $\sigma_3$  začíná docházet k zaoblování  $R$  křivky. V této oblasti dochází ke stabilnímu prodloužení trhliny o  $\Delta a$  a následnému zastavení šíření. Čím větší bude napětí  $\sigma$ , tím větší bude hodnota  $\Delta a$  až do bodu, kdy je  $G$  tečnou  $R$ . Po dosažení napětí  $\sigma_4$  je šíření trhliny opět nestabilní ( $G = R = G_c$ ) a dojde k lomu součásti. [14, 18, 21]



**Obrázek 33:** Křivky nestability pro konstantní odpor materiálu (vlevo) a proměnný odpor materiálu (vpravo). Upraveno dle [14, 21]

#### 4.2.5 Faktor intenzity napětí

Na základě předchozích úvah bylo definováno řešení napjatosti na čele trhliny za předpokladu jednoduchých režimů zatěžování, viz obrázek 35. Tato řešení byla definována na základě napět'ového rozboru na čele trhliny. Při zavedení polárních souřadnic a definici napět'ového tenzoru v obecné poloze ve vzdálenosti  $r$  a natočení  $\theta$  bylo Westergaardem, Irwinem a dalšími řešení definováno následovně:

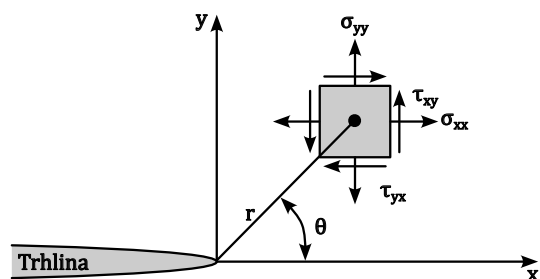
$$\sigma_{ij} = \left( \frac{k}{\sqrt{r}} \right) f_{ij}(\theta) + \sum_{m=0}^{\infty} A_m r^{\frac{m}{2}} g_{ij}^{(m)}(\theta) \quad (4.23)$$

kde  $k$  je konstanta,  $r$  je vzdálenost od špičky trhliny,  $\theta$  je polohový úhel, viz obrázek 34 a  $f_{ij}$  je bezrozměrná funkce  $\theta$ . Další členy definují okrajové podmínky a chování materiálu ve větších vzdálenostech od čela trhliny a pro malá  $r$  je lze zanedbat, protože člen  $\frac{1}{\sqrt{r}}$  poroste s klesajícím  $r$  do nekonečna. Při úvaze malého  $r$  hovoříme o tzv. singularitě (oblast, kde dominuje první člen rovnice 4.23). [14, 21, 29]

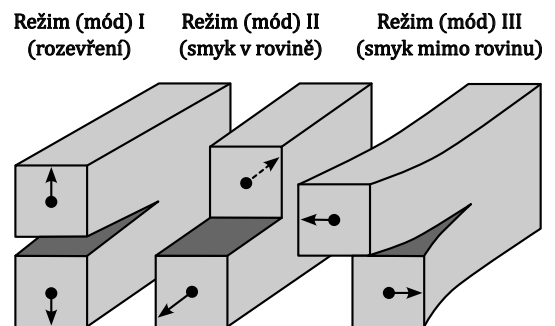
Pro přehlednost dalších vyjádření byl zaveden faktor intenzity napětí  $K = k\sqrt{2\pi}$ . Po dosazení do obecné rovnice 4.23 a úvaze, že druhý člen lze zanedbat, je obecné řešení pro jednotlivé režimy zatěžování následující:

$$\begin{aligned}\lim_{r \rightarrow 0} \sigma_{ij}^{(I)} &= \left( \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \right) f_{ij}^{(I)}(\theta) \\ \lim_{r \rightarrow 0} \sigma_{ij}^{(II)} &= \left( \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \right) f_{ij}^{(II)}(\theta) \\ \lim_{r \rightarrow 0} \sigma_{ij}^{(III)} &= \left( \frac{K_{III}}{\sqrt{2\pi r}} \right) f_{ij}^{(III)}(\theta)\end{aligned}\tag{4.24}$$

Faktor intenzity napětí je tedy veličina, která charakterizuje napjatost na čele trhliny a je dána pouze zatěžujícím napětím a délkou trhliny v materiálu. Z tohoto důvodu je vhodnou veličinou například pro porovnávání vlastností mezi různými materiály.

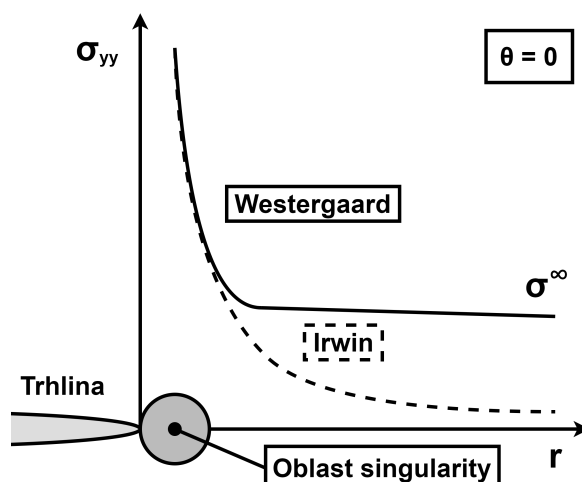


**Obrázek 34:** Rozložení napětí na čele trhliny. Upraveno dle [21]



**Obrázek 35:** Režimy (módy) zatěžování. Upraveno dle [21]

Vyjádření v rovnici 4.24 lze na základě poznatků Westergaarda a později Irwina zjednodušit do formy  $K_I = \sigma\sqrt{\pi a}$  což je považováno za základní vztah pro výpočet faktoru intenzity napětí ( $K$ ) pro vzorek s vnitřní, průchozí, eliptickou trhlinou o délce  $2a$  zatěžovanou napětím  $\sigma$ . Toto zjednodušení vychází z Irwinovi úvahy, kdy se průběh  $K$  v blízkosti čela trhliny velmi podobá průběhu který definoval Westergaard na základě Airyho funkce napětí v komplexních číslech, viz obrázek 36. [21, 28, 29]

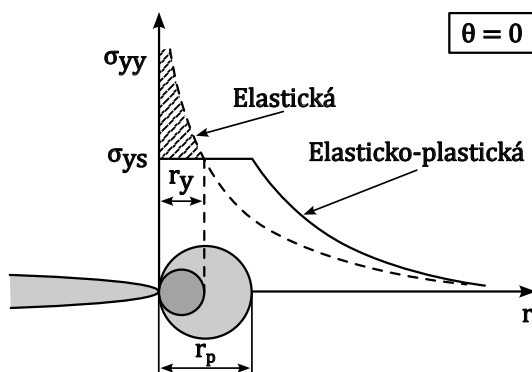


**Obrázek 36:** Předpoklady průběhu napětí působícího kolmo na plochu trhliny. Upraveno dle [21]

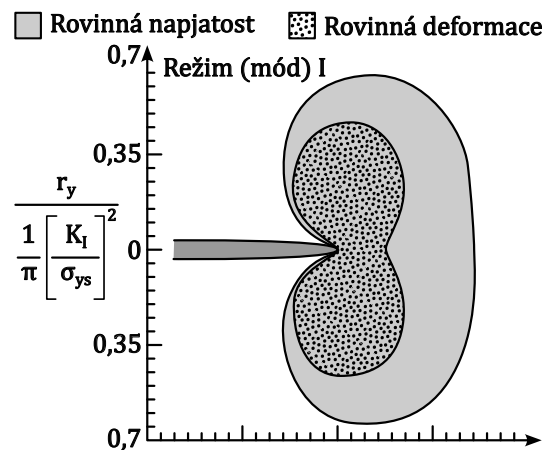
V případě obrázku 36 odpovídá průběh  $\sigma_{yy}$  rovnici 4.25. Na obrázku je vidět, že Irwinova úvaha je pohým zjednodušením a pro vzdálenosti  $r > a/10$  je neplatná. Pro šíření trhlin je však oblast na čele trhliny nejdůležitější a diktuje průběh porušení. Proto definice faktoru intenzity napětí ( $K$ ) z této úvahy vychází.

$$\sigma_{yy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \quad (4.25)$$

Velikost faktoru intenzity napětí ( $K$ ) také závisí na tloušťce tělesa. To vychází z představy, že reálný materiál je schopen plastizace na čele trhliny a její množství je z určité části závislé i na tom, zda-li se jedná o předpoklad prostorové napjatosti (tenké těleso) nebo deformace (tlusté těleso), viz obrázek 38, kdy tenká tělesa vykazují plastickou deformaci ve směru kolmém na rovinu  $xy$ . Velikost plastické zóny na čele trhliny je z velké míry dána faktem, že reálný materiál nemůže přenášet napětí větší než je jeho mez kluzu. To je vyobrazeno na obrázku 37, kde je znázorněno rozšíření plastické zóny z  $r_y$  na  $r_p$  vlivem nutnosti rozložení působících napětí nad mezí kluzu. [14, 18, 21, 28]



**Obrázek 37:** Schématické naznačení rozšíření plastické zóny na čele trhliny vlivem rozložení napětí nad mezí kluzu. Upraveno dle [21]



**Obrázek 38:** Vliv předpokladu rovinné deformace a rovinné napjatosti na velikost plastické zóny na čele trhliny. Upraveno dle [21]

Na základě těchto poznatků byla zavedena veličina zvaná lomová houževnatost, nebo také kritická hodnota faktoru intezity napětí ( $K_{Ic}$ ). Hodnota  $K_{Ic}$  je uvažována za předpokladu rovinné deformace, kdy je eliminována deformace kolmo na rovinu  $xy$  a plastizace na čele trhliny je závislá pouze na materiálových vlastnostech.[14, 18, 21, 28]

### 4.3 Elasticko plastická lomová mechanika

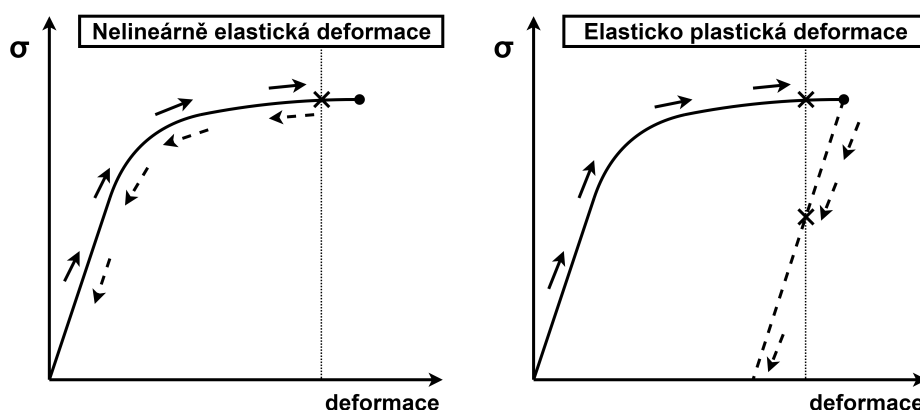
Elasticko plastická lomová mechanika (EPLM) je druhou oblastí lomové mechaniky, která se zabývá chováním materiálů které vykazují výraznou míru plastické deformace před porušením (například oceli nebo slitiny Al). Poznatky z lineárně-elastické lomové mechaniky (LELM) pro tyto materiály nelze aplikovat, protože uvažují pouze malou míru plastické deformace na čele trhliny. Z tohoto důvodu byly zavedeny dva hlavní modely pro popis chování těchto materiálů. Jedná se o J-integrál, který odvodil J. Rice [30] a rozevření trhliny  $\delta$  získané z CTOD (crack tip opening displacement) zkoušky. [14, 18, 21]

### 4.3.1 J-integrál

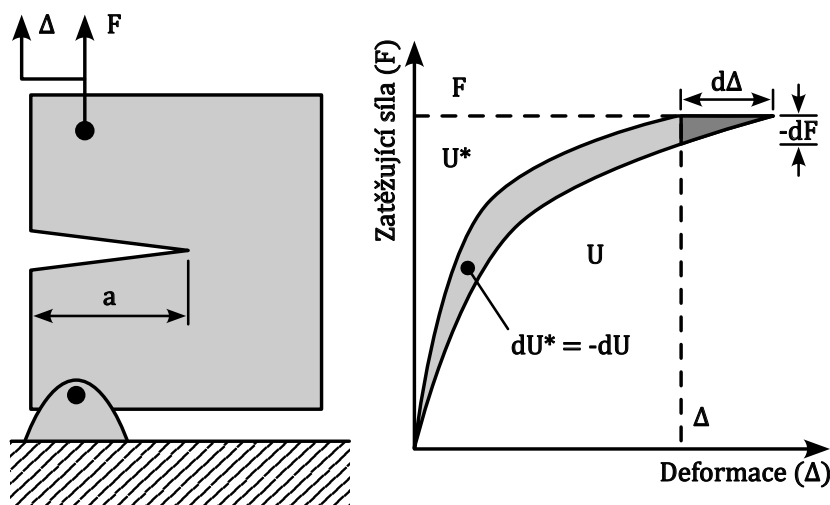
Za hlavní model EPLM je považována úvaha J.Rice a jeho J-integrálu, který definoval jako křivkový integrál po uzavřené smyčce v okolí trhliny v materiálu (obrázek 41). Jedná se v podstatě o upřesnění Irwinova řešení hnací síly trhliny  $G$  (obrázek 40), a proto je za určitých podmínek (lineární elastická deformace) možné psát:

$$J = -\frac{d\Pi}{dA} = G \quad (4.26)$$

Odlišnost od hnací síly trhliny  $G$  spočívá v zahrnutí úvahy nelineární elastické deformace. Tato úvaha umožňuje popsat chování materiálů, které vykazují velkou míru plastické deformace protože během zatěžování se tento materiál chová velmi podobně jako nelineárně elastický. Rozdíl však nastane při odlehčení, kdy elasticko plastický materiál zmenší svou deformaci o jeho elastickou část, zatímco nelineárně elastický materiál se vrátí do původního stavu. To je zobrazeno schématicky na obrázku 39. [21, 30]



**Obrázek 39:** Průběhy zatěžování (plná čára) a odlehčování (čárkovaně) materiálů vykazujících nelineární elastickou a elasticko plastickou deformaci. Upraveno dle [21]



**Obrázek 40:** Rychlost uvolňování energie nelineárně elastického materiálu (pozn. v obrázku jsou zobrazeny případy pro měkké i tvrdé zatěžování). Upraveno dle [21]

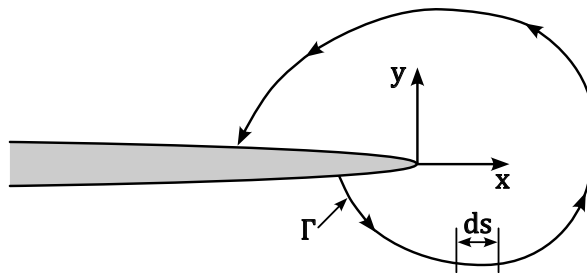


Tento problém je založen také na faktu, že při úvaze lineární elastické deformace ( $G = J$ ) se všechna potenciální energie uložená v materiálu přeměňuje na energii volných povrchů tak jako původně uvažoval Griffith a Irwin. Jelikož se ale v tomto případě jedná o materiály schopné plastizace, část potenciální energie je „spotřebována“ deformací plastické zóny a snižuje tak množství energie kterou je možné uplatnit pro jejich vytvoření. Tento jev je spojen právě s odlehčením, které v tomto případě není způsobeno snížením zatěžující síly ale uvolněním napětí na čele trhliny zmiňovanou deformací. [21, 30]

Větší uplatnění nachází úvaha J-integrálu v oblasti simulací metodou konečných prvků. To je dáno tím, že Rice svou úvahu zakládá na uzavřené křivce v okolí trhliny (obrázek 41) a dle jeho původní definice (viz rovnice 4.27) nezáleží na její poloze. To je velmi výhodné z pohledu zasítování modelu pro metodu konečných prvků, kdy není potřeba hustého zasítování na čele trhliny pro získání přesných informací o jejím šíření. [21, 30]

$$J = \int_{\Gamma} \left( W dy - T_i \frac{\partial u_i}{\partial x} ds \right) \quad (4.27)$$

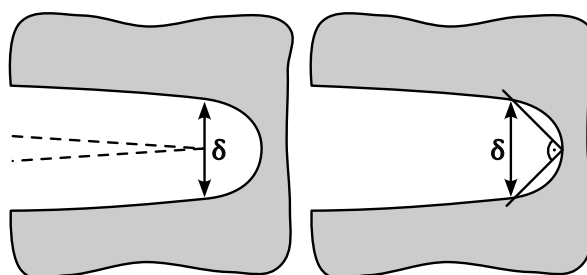
kde  $J$  = hodnota J-integrálu,  $\Gamma$  = integrační křivka,  $T_i$  = pole trakčních vektorů v úseku  $ds$  a  $u_i$  = deformace v úseku  $ds$ .



**Obrázek 41:** Schématické znázornění uzavřené křivky. Upraveno dle [21]

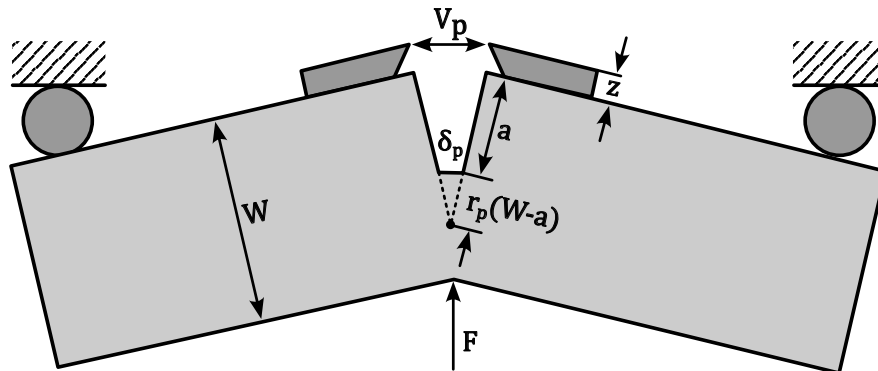
### 4.3.2 Rozevření trhliny a CTOD zkouška

Model rozevření trhliny  $\delta$  je forma experimentálního popisu lomového chování materiálů vykazujících velkou míru plasticity. Historicky předchází J-integrálu a vznikl na základě poznatků Wellse [31], který definoval zkoušku rozevření trhliny, dnes známou jako CTOD. Jelikož parametr rozevření trhliny  $\delta$  je uvažován na čele trhliny, existuje několik přístupů k jeho definici. Mezi hlavní a nejpoužívanější patří úvaha na čele trhliny a v průsečících pravoúhlého trojúhelníku vepsaného do čela trhliny, viz obrázek 42. [14, 21, 31]



**Obrázek 42:** Nejčastěji používané definice CTOD. Upraveno dle [21]

Zkouška spočívá v měření rozevření trhliny za předpokladu, že její délka se v průběhu testu nezmění. Vzhledem k obtížnosti měření parametru  $\delta$  na jeho definovaném místě se většinou v praxi přistupuje k řešení na obrázku 43, kde je vyobrazen nejčastěji používaný vzorek pro CTOD zkoušku, tzv. SE(B) (Single edge notched bend).



**Obrázek 43:** Schématické znázornění SE(B) vzorku pro CTOD zkoušku. Upraveno dle [21]

Dále je možné si na obrázku povšimnout čelistí a na nich definované vzdálenosti  $V_p$ . Zde je během reálné zkoušky měřena zvětšující se vzdálenost mezi čelistmi a na základě podobnosti trojúhelníků je převedena na parametr  $\delta$ , viz následující rovnice. [14, 21, 31]

$$\delta = \frac{r_p(W-a)V_p}{r_p(W-a) + a + z} \quad (4.28)$$

Parametr CTOD (jeho lineární část) lze také vztáhnout k rychlosti šíření/hnací síle trhliny  $G$  (rovnice 4.29), to bylo později ověřeno i Ricem [30], který dokázal parametr CTOD vztáhnout k jeho J-integrálu. [14, 21, 31]

$$\delta = \frac{4 G}{\pi \sigma_e} = \frac{4 K_I^2}{\pi \sigma_e E} \quad (4.29)$$

## 4.4 Shrnutí

Na základě všech předchozích zjištění v rámci kapitoly Lomová mechanika považují za vhodné uvést souvislosti mezi postupně odvozovanými vztahy. Hlavním parametrem popisujícím chování materiálu z pohledu lomové mechaniky je lomová houževnatost, běžně uváděna jako  $K_{Ic}$ , tedy kritická hodnota faktoru intenzity napětí při úvaze režimu (módu) zatěžování I. Na tuto hodnotu lze vztáhnout všechny důležité dílčí úvahy a metody tak, aby byla jasně charakterizována odolnost materiálu vůči porušení. V případě rychlosti šíření trhliny ( $G$ , popř J-integrálu) je hodnota  $K_{Ic}$  uvažována při rovnosti s křivkou odporu materiálu vůči šíření trhliny  $R$ . Závislost rozevření trhliny (CTOD) na  $K_{Ic}$  je vyjádřena vztahem 4.29.

Pro materiály podléhající čistě elastické deformaci, nebo velmi omezené plastické deformaci na čele trhliny je možné hodnotu lomové houževnatosti spočítat. Pro materiály vykazující velkou míru plastické deformace jsou tyto možnosti omezeny pouze na aplikaci J-integrálu v rámci metody konečných prvků a v praxi se nejčastěji hodnota  $K_{Ic}$  určuje experimentálně.

# 5. Únavové poškození

Koncept únavy materiálu byl poprvé popsán na začátku 19. století, kdy byly pozorovány první únavové lomy. První teorií zabývající se únavou formuloval A. Wöhler v 50. letech 19. století, kdy stanovil základní S-N křivku (Strees - Number of loads), dnes nazývána také jako Wöhlerova křivka. Další pokrok v popisu chování materiálů při cyklickém zatěžování přinesly teorie lomové mechaniky z poloviny 20. století, kdy hlavním příspěvkem bylo zavedení faktoru intenzity napětí  $K$  a principu similitudy (představuje úvahu, že podmínky zatěžování na čele trhliny lze popsat jedním parametrem - faktorem intenzity napětí  $K$ ). [21, 32, 33]

Únavové děje v materiálu jsou však velmi komplexní a dochází ke spojování velkého množství vlivů (teplota, způsob zatěžování, materiál, korozní prostředí,...). Z tohoto důvodu se dodnes jedná pouze o empirické vztahy založené na velkém množství experimentálních dat. Obdobně jako v případě statického namáhání tělesa s trhlinou lze poměrně dobře matematicky popsat chování materiálu při úvaze téměř dokonalé elasticity (minimální plastická deformace na čele trhliny). V případě řešení únavových problémů u materiálů vykazujících vysokou míru plasticity naráží teorie na problémy obdobné těm v případě elasticko-plastické lomové mechaniky. Proces únavy však ve vyšší míře závisí i na tzv. „loading history“ (historie zatěžování) a symetrii zatěžování, kdy pro materiály zatěžované nesymetricky (náhodné výkyvy napětí ových cyklů) dochází ke značnému ztížení matematické aproximace a porušení similitudy. [21, 32, 33]

## 5.1 Přístupy k únavovým dějům

Vzhledem ke složitosti problematiky únavového poškození se v praxi realizuje několik přístupů k problémům zahrnujícím cyklické zatěžování materiálů. Obecně lze proces únavy popsat několika stádii:

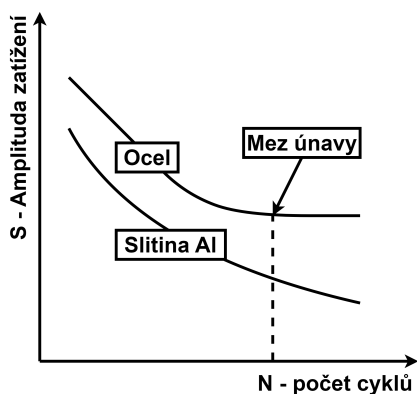
1. Substrukturní a mikrostrukturní změny vedoucí k nukleaci mikrotrhlin.
2. Iniciací mikrotrhlin.
3. Růst, orientace a spojování mikrotrhlin v jednu magistrální trhlinu.
4. Šíření magistrální trhliny materiálem.
5. Dosažení kritické délky a následný lom.

Vlivem množství ovlivňujících faktorů a odlišností v přístupu vzniklo několik teorií popisujících únavovou životnost. [14, 33]

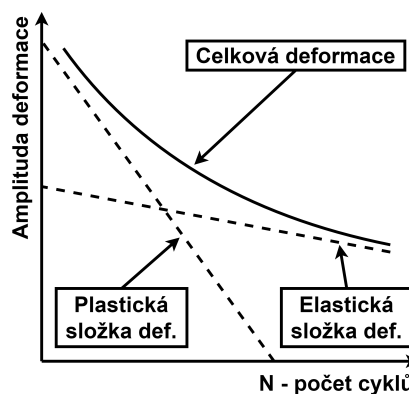
### 5.1.1 Přístup celkové únavové životnosti (Total-life approach)

Jedná se o základní přístup k určování únavové odolnosti materiálu. Je založen na sledování počtu cyklů do rozvinutí trhliny a porušení materiálu. Nejčastěji se pro tento typ zkoušení používají normovaná zkušební tělesa bez vrubu. Ve většině případů dojde k rozvinutí trhliny a dalšímu šíření až po dosažení 90 % cyklů z finální životnosti. Důvodem je koncentrace napětí vlivem vytvoření defektu, která se s rostoucí délkou defektu zvyšuje. Tento typ zkoušení je charakterizován Wöhlerovou křivkou (obrázek 44) a používá se k popisu vysokocyklové únavy.

Pro způsoby zatěžování, kdy dojde k porušení v rámci tzv. nízkocyklové únavy ( $10^5$  cyklů) je forma zkoušení obdobná s tím rozdílem, že směrodatnou hodnotou není napětí ale deformace. Výsledná závislost je tedy deformace vůči počtu cyklů, tzv. Manson-Coffinova křivka, viz obrázek 45. [14, 33]



Obrázek 44: Příklad Wöhlerovy (S-N) křivky pro ocel a slitinu hliníku. Upraveno dle [34]



Obrázek 45: Manson-Coffinova křivka pro nízkocyklovou únavu. Upraveno dle [35]

### 5.1.2 Přístup tolerované velikosti defektu (Defect-tolerant approach)

Narozdíl od předešlého total-life přístupu, se defect-tolerant přístup více přibližuje a opírá o znalosti z lomové mechaniky, kdy hlavní úvahou je, že neexistuje ideální materiál a každá součást obsahuje množství vad. Limitní hodnotou je u tohoto přístupu dosažení kritické intenzity napětí na čele hlavní (magistrální) trhliny. Vzhledem k obtížnosti popisu chování plastických materiálů se tento přístup používá pouze za předpokladu většinově elastické deformace a plastické zóny jejíž rozměry jsou řádově menší než zkoumaná součást. Jedná se o konzervativnější přístup k dimenzování součástí s ohledem na únavové porušení. [32, 33]

### 5.1.3 Přístupy safe-life a fail-safe konceptů

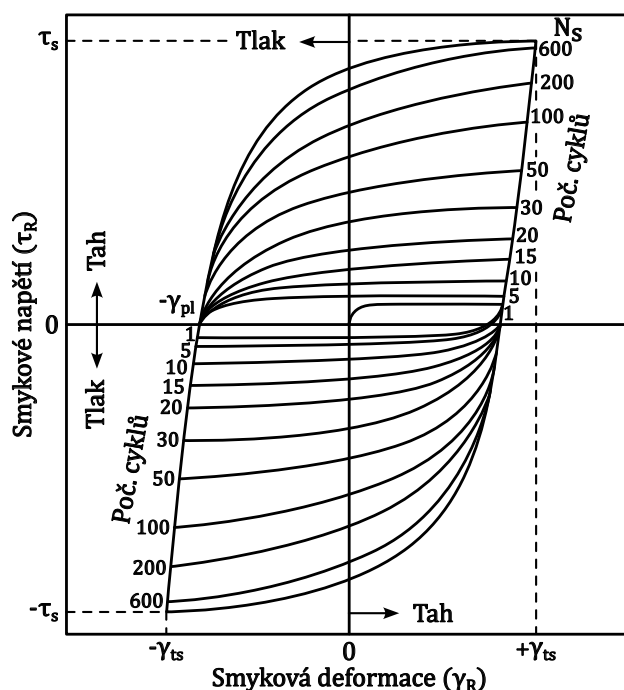
Koncepty safe-life a fail-safe byly vyvinuty v leteckém průmyslu za účelem zvýšení bezpečnosti a snížení počtu nehod způsobených únavovými ději (pády letadel typu Comet). V případě safe-life konceptu se jedná o víceméně teoretickou úvahu, kdy v prvním kroku dojde ke stanovení způsobu zatěžování dané součásti, která je v návaznosti na tato data navržena. Součást je dimenzována na určitý počet cyklů dané zátěže a po jejich dosažení je vyřazena z provozu nehlédě na její technický stav. Takto dimenzované konstrukce jsou však

náchylné na neočekávané jevy, které z jejich podstaty nemohou být uvažovány při prvotní analýze zátěže. Z tohoto důvodu se v praxi (tam kde je to možné) více využívá koncept fail-safe. Tento přístup spoléhá na strukturální integritu konstrukce jako celku. V případě porušení jedné součásti musí navrhovaná konstrukce být navržena takovým způsobem aby zajistila strukturální integritu a nedošlo k její destrukci. Tento přístup je ve velké míře závislý na periodických kontrolách zatěžovaných dílů, které mají za cíl odhalení únavových trhlin a jiného porušení. [32, 33]

## 5.2 Mechanismy únavy monokrystalických a polykrystalických materiálů

Pro popis mechanismů únavy na mikroskopické úrovni je vhodné použít cyklické zatěžování monokrystalického materiálu vysoké čistoty s FCC mřížkou, nejčastěji se jedná o měď. Během cyklického zatěžování těchto materiálů dochází k formování deformačních struktur a změnám mechanických vlastností. K popisu těchto jevů se využívá hysterézních smyček zatěžování a diagramů závislosti výsledných smykových napětí na smykové deformaci ( $\tau_s$  na  $\gamma_{pl}$ ). Je důležité zmínit, že následující úvahy se opírají o podmínky zatěžování, které je uvažované jako plně vratný cyklus ( $\tau_{max} = -\tau_{min}$ ). [32, 33]

Během zatěžování vhodně orientovaných FCC monokrystalů (tj. orientace skluzové roviny pod úhlem 45 stupňů) dochází k výraznému zpevňování materiálu a zvyšování okamžitého napětí potřebného pro další plastickou deformaci (tzv. flow stress). Během dalšího cyklického zatěžování dochází k postupnému zmenšování míry zpevnění, až dojde k ustálení ( $N_s$  cyklů) a další cyklování nemá vliv na smykovou deformaci  $\gamma_R$  a smykové napětí pro deformaci  $\tau_R$ . Nastává oblast saturace a konečné hodnoty smykového napětí a deformace jsou značeny jako  $\tau_s$  a  $\gamma_{ts}$ , viz obrázek 46. [32, 33]



Obrázek 46: Hysterézní smyčka zatěžování monokrystalu FCC materiálu. Upraveno dle [33]

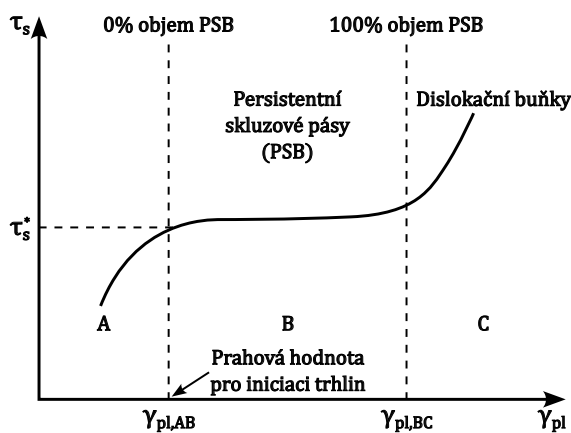
Na základě zavedených veličin lze definovat celkovou deformaci způsobenou cyklováním jako:

$$\Gamma = 4 \sum_{i=1}^N \gamma_{pl,i} \quad (5.1)$$

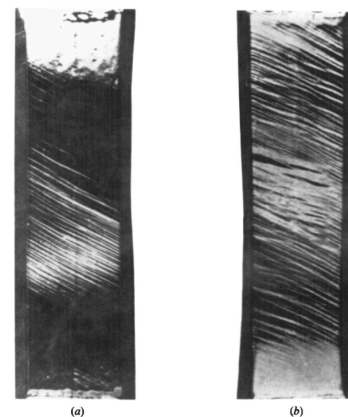
kdy  $N$  představuje číslo cyklu a  $\gamma_{pl,i}$  plastickou smykovou deformaci při  $i$ -tém cyklu. V případě plně vratného cyklu lze vztah zjednodušit na:

$$\Gamma = 4\gamma_{pl}N \quad (5.2)$$

Hodnota  $\Gamma$  však celkové únavové poškození popisuje jen pro určitý případ zatěžování a není přesná pro určení celkového poškození při nízkých amplitudách smykové deformace  $\gamma_{pl}$ .

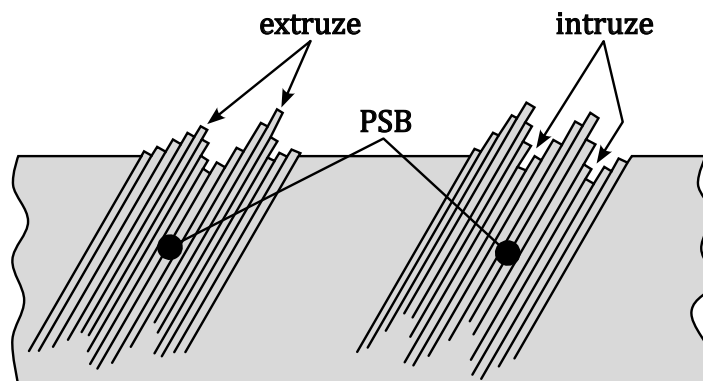


**Obrázek 47:** Závislost smykového napětí při saturaci  $\tau_s$  na amplitudě plastické smykové deformace  $\gamma_{pl}$ . Upraveno dle [33]



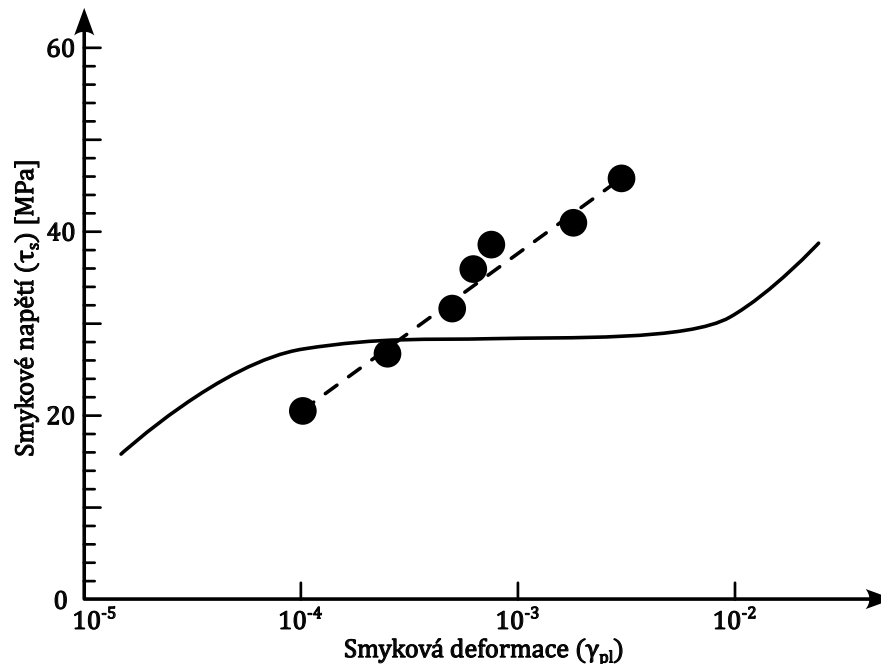
**Obrázek 48:** Deformační pásy v monokrystalu Cu při  $\gamma_{pl} = 1,5 \cdot 10^{-3}$  (vlevo) a  $\gamma_{pl} = 4,5 \cdot 10^{-3}$  (vpravo). [33]

Proces deformačního zpevnování během cyklického zatěžování se obecně dělí do 3 fází, viz obrázek 47. První fáze (A) je charakterizována deformačním zpevnováním, kdy při menších hodnotách  $\gamma_{pl}$  roste  $\tau_s$ . Ve druhé fázi (B) dochází při určité hodnotě  $\gamma_{pl,AB}$  k ustálení závislosti a při dalším zvětšování  $\gamma_{pl}$  se  $\tau_s$  nemění. Tato oblast je charakteristická tvorbou deformačních pásů (tzv. PSB - Persistent Slip Bands, obrázek 48). V poslední fázi (C) dochází k dalšímu zvyšování  $\tau_s$ , tvorbě dislokačních buněk a konečnému porušení materiálu. [32, 33]



**Obrázek 49:** Deformační pásy (PSB) na povrchu součásti. Upraveno dle [33]

Tvorba deformačních pásů má z pohledu lomové mechaniky největší vliv na únavové poškození. Přesný mechanismus jejich vzniku je obsahově poměrně náročné popsat a vzhledem k rozsahu práce nebude uveden. Ve stručnosti dochází k tvorbě tzv. dislokačních dipólů, které ve struktuře tvoří pásy, které se posouvají ve směru skluzových rovin. Výsledkem tohoto jevu je vytvoření oblastí extruzí a intruzí na povrchu součásti, viz obrázek 49. Tyto oblasti následně působí jako koncentrátoři napětí a nastávají nejlepší podmínky pro vznik trhlin (vysoká hustota dislokací na hranicích pásů, efekt vrubu). [32, 33]



**Obrázek 50:** Závislost  $\tau_s$  na  $\gamma_{pl}$  pro monokrystal Cu (plně) a polykrystal Cu (čárkovaně). Upraveno dle [33]

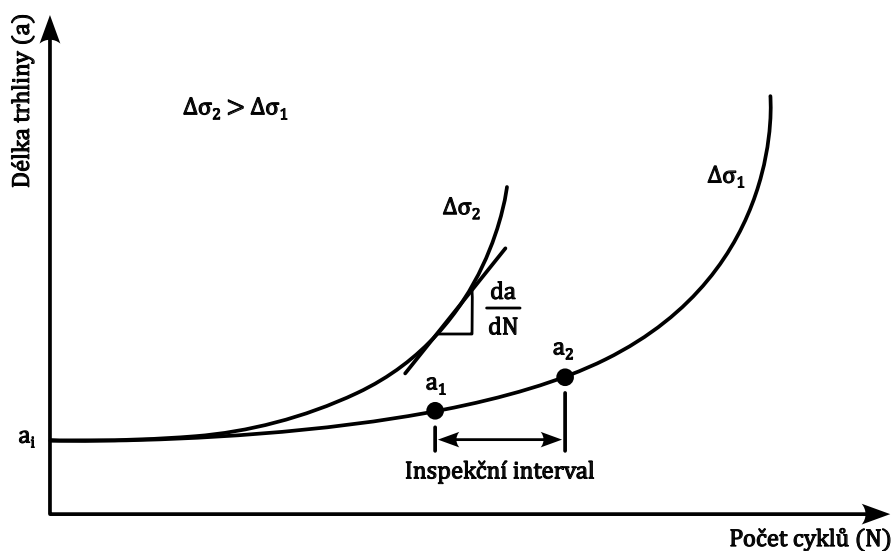
Mechanismus vzniku deformačních pásů se liší v závislosti na krystalové mřížce materiálu a množství zrn. Čisté BCC materiály například nevykazují oblast (B), tedy vznik deformačních pásů, ale v případě přidání nepatrného množství nečistot (např. 30 ppm uhlíku do  $Fe - \alpha$ ) začnou vznikat struktury velmi podobné deformačním pásům u čistých FCC materiálů. Obdobně jsou citlivé na nečistoty i HCP materiály. V obou případech je to způsobeno nižším počtem skluzových systémů a odlišnou reakcí hranových a šroubových dislokací na cyklické zatěžování. Pro velikost zrna platí, že čím menší je velikost zrn, tím větší je jejich množství a tím pádem i množství možných orientací zrn. Jelikož vysokoúhlové hranice zrn jsou pro deformační pásy neprostupné, dochází k aktivaci skluzu i v jiných rovinách některých zrn a vzniká víceosá napjatost. To způsobuje, že na makroskopické úrovni nenastane fáze (B), protože v každém zrně jsou napěťové podmínky rozdílné a navzájem se překrývají. Hrubozrné materiály se za určitých podmínek naopak mohou svojí reakcí na cyklické zatěžování chovat obdobně jako monokrystal. To je dáno menším počtem vysokoúhlových hranic zrn plynoucím ze zvýšené velikosti zrna. [32, 33]

## 5.3 Šíření únavových trhlin

Únavová životnost materiálu se ve většině případů skládá z fází iniciace a šíření trhliny. U většiny komerčně využívaných materiálů dochází k růstu magistrální trhliny v závislosti na počtu cyklů. Tato fáze bývá nazývána jako fáze stabilního růstu nebo šíření trhliny a může tvořit většinovou část celkové životnosti dané součásti. Základním ukazatelem pro řešení problémů únavové životnosti materiálů je závislost růstu délky trhliny na počtu cyklů, viz obrázek 51. Později byla Parisem & dalšími prokázána závislost rychlosti šíření trhliny ( $da/dN$ ) na rozpětí hodnot faktoru intenzity napětí  $\Delta K$ .

$$\begin{aligned}\Delta K &= K_{max} - K_{min} \\ K_{max} &= Y \sigma_{max} \sqrt{\pi a} \\ K_{min} &= Y \sigma_{min} \sqrt{\pi a}\end{aligned}\quad (5.3)$$

kde  $Y$  je obdobně jako v Griffithově teorii geometrický faktor součásti,  $a$  je délka trhliny a  $\sigma$  je vyvozené externí normálové napětí.



**Obrázek 51:** Příklad růstu délky trhliny ( $a$ ) v závislosti na počtu cyklů ( $N$ ) pro dvě různá rozpětí externího zatížení ( $\Delta\sigma_1$  a  $\Delta\sigma_2$ ). Upraveno dle [32]

### 5.3.1 Mechanismy šíření únavových trhlin

Na mikroskopické úrovni jsou z pohledu lomové mechaniky uvažovány dvě základní fáze. Způsob šíření trhliny závisí na rozpětí hodnot faktoru intenzity napětí ( $\Delta K$ ), charakteristických mikrostrukturních rozměrech (velikost zrn, velikost a počet defektů v nedeformované struktuře) a velikostí plastické zóny na čele trhliny. [32, 33]

V případě první fáze, tzv. Stage I dochází k šíření trhliny ve skluzových rovinách materiálu a výsledná trhlina zaujímá tvar zig-zag linie která se šíří kolmo na směr zatěžování, viz obrázek 52a). Tato fáze je charakteristická velmi malou plasticky deformovanou oblastí na čele trhliny a nízkými hodnotami  $\Delta K$ . [32, 33]

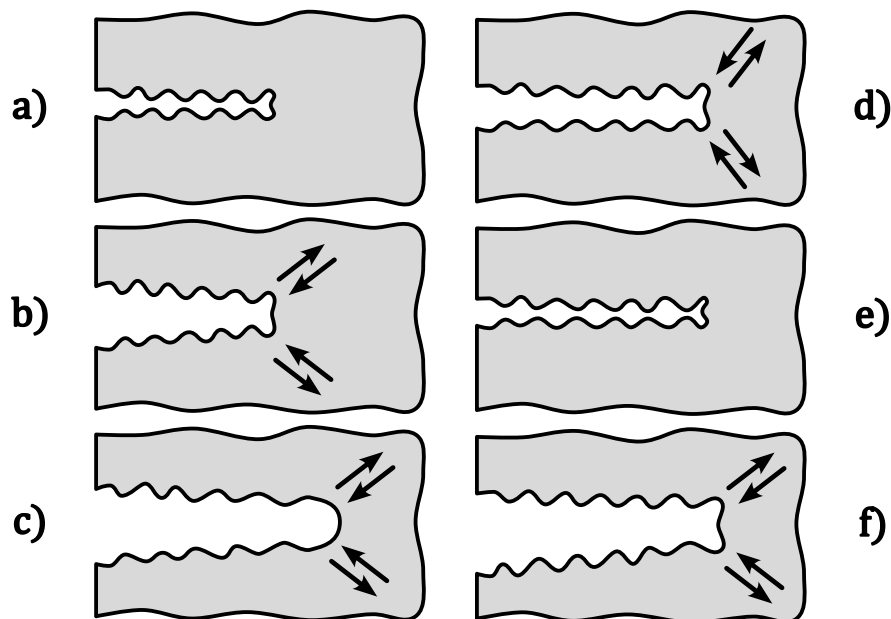


Druhá fáze (Stage II) se projevuje při zvýšení  $\Delta K$  a z toho plynoucího zvětšení plastické zóny na čele trhliny. Plastizovaná zóna nabývá rozměrů několika zrn, ve kterých dojde k aktivaci vhodně orientovaných skluzových systémů. Narozdíl od Stage I šíření trhliny však nedojde k růstu trhliny ve směru těchto skluzových systémů ale v rovině, která je jejich osou souměrnosti, viz obrázek 52b). Výsledná trhlina zaujímá tvar roviny kolmé na osu zatěžování. [32, 33]



**Obrázek 52:** Schématické znázornění šíření trhliny ve fázích a) Stage I a b) Stage II. Upraveno dle [33]

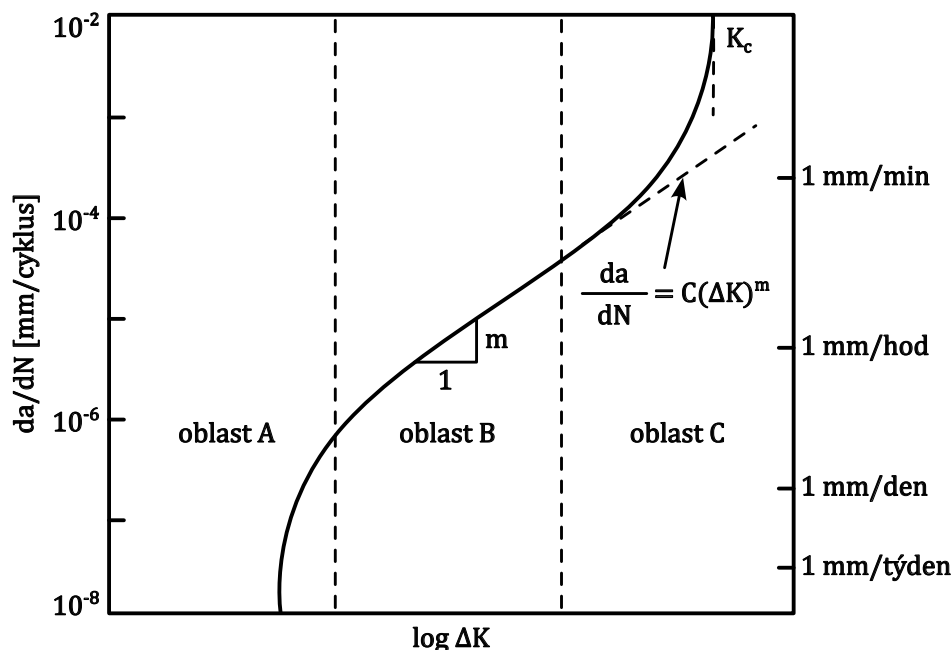
Na tuto úvahu navazuje i model vzniku striačních čar, které jsou charakteristické pro únavové lomy kovových materiálů. Během cyklického zatěžování během Stage II růstu trhliny dochází k otevírání a zavírání čela trhliny. To je způsobeno pohybem dislokací ve skluzových rovinách, viz obrázek 52b). Během tahového namáhání součásti dochází k rozevření a otupení trhliny, které je následováno opětovným uzavřením při tlakovém namáhání v opačné fázi cyklu. Jelikož během uzavření nedojde k úplnému odstranění plastické deformace způsobené předchozím cyklem, dochází k postupnému růstu trhliny, viz obrázek 53.



**Obrázek 53:** Vizualizace konceptu otupení trhliny pro plně vratný cyklus: a) nulové zatížení, b) malé tahové zatížení, c) dosažení maximálního tahového zatížení, d) začátek tlakového zatížení, e) dosažení maximálního tlakového zatížení, f) malé tahové zatížení v dalším cyklu. Upraveno dle [33]

### 5.3.2 Režimy únavového poškození - Paris

Základním vztahem charakterizujícím chování materiálů při únavovém zatěžování z hlediska lomové mechaniky je Parisův zákon. Základem tohoto zákona je charakteristická sigmoidální křivka (obrázek 54) v digramu závislosti  $da/dN$  na  $\Delta K$ . Dle jednotlivých fází průběhu se diagram dělí na 3 odlišné oblasti A, B a C, ve kterých je závislost růstu trhliny na změně  $\Delta K$  odlišná.



**Obrázek 54:** Charakteristická křivka šíření trhliny v závislosti na  $\Delta K$  při frekvenci zatěžování 50 Hz. Upraveno dle [33]

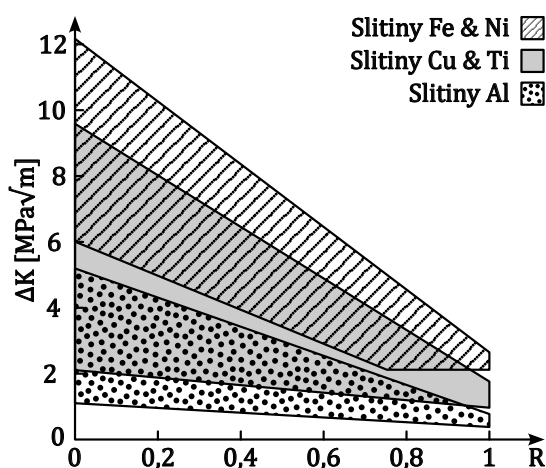
#### Oblast A - hodnoty blízké prahové hodnotě $\Delta K_0$

V první oblasti dochází k šíření trhliny ve velmi malém měřítku. Klíčovou hodnotu je hodnota  $\Delta K_0$ , respektive  $\Delta K_{th}$ , která je stanovena jako hodnota rozpětí faktoru intenzity napětí, při které se začne šířit trhlina. Rychlost šíření trhlín má v oblasti A klesající charakter a končí ustálením, kdy následuje oblast B, neboli oblast platnosti Parisova zákona. Hodnota  $\Delta K_0$  se smluvně určuje jako hodnota  $\Delta K$ , při které je dosažen růst trhliny  $10^{-8} \text{ mm/cyklus}$ . Měření takto malých vzdáleností je však poměrně náročné a v praxi se přistupuje i k přístupu, který v případě že není detekován růst trhliny ani po  $10^7$  cyklech uvažuje, že hodnota  $\Delta K_0$  byla během experimentu dosažena. Koncept  $\Delta K_0$  je však poměrně idealizovaný a v praxi ve velké míře závisí na velikosti součinitele asymetrie cyklu  $R = K_{min}/K_{max}$  a v návaznosti na to i na hodnotě  $K_{max}$  a  $K_{max,0}$ , resp.  $K_{max,th}$ . To je způsobeno efektem zavírání trhliny, který se v závislosti na  $R$  mění a může tak podstatně ovlivnit průběh cyklování, kdy při  $R = 0$  dochází k růstu zátěže od nuly do stanovené hodnoty  $K_{max}$  a efekt zavírání trhliny (bez úvahy záporného  $R$ ) je zde největší. S rostoucí hodnotou  $R$  dochází k snižování vlivu efektu zavírání trhliny a ta se tím pádem šíří snáze. To je znázorněno v závislosti  $\Delta K_0 = f(R)$  dále v textu. [32, 33]

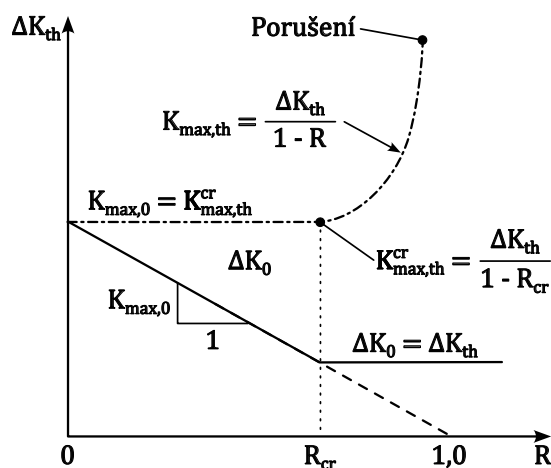
Závislost hodnoty  $\Delta K_0$  na  $R$  je pro vybrané materiály znázorněna na obrázku 55. Z experimentálně naměřených dat vyplývá, že při hodnotách  $R \rightarrow 1$  se rozdíl hodnot  $\Delta K_0$  pro jednotlivé materiály snižuje. Na základě toho byly zavedeny veličiny:

- Efektivní prahová hodnota rozpětí faktoru intenzity napětí  $\Delta K_{th}$ .
- Kritická hodnota součinitele asymetrie cyklu  $R_{cr}$ .
- Maximální hodnota faktoru intenzity napětí  $K_{max,0}$  a  $K_{max,th}$ .

kdy  $R_{cr}$  odpovídá hodnotě součinitele asymetrie cyklu nad kterou nemá její zvyšování vliv na  $\Delta K_{th}$ . S postupným snižováním  $R$  pod hodnotou  $R_{cr}$  dochází k růstu  $\Delta K_0$  obdobně jako nasvědčují experimentální data z obrázku 55. Jelikož  $K_{max,0} = \Delta K_0 / (1 - R)$ , lze říci, že pro každé  $R$  existují dva parametry ( $\Delta K_0$  a  $K_{max,0}$ ) charakterizující prahovou podmínku šíření trhliny. Konstantní parametr  $\Delta K_0$  charakterizuje prahovou podmínku pro  $R > R_{cr}$  a konstantní parametr  $K_{max,0}$  pro  $R < R_{cr}$ , viz obrázek 56. [32, 33]



**Obrázek 55:** Závislosti rozpětí faktoru intenzity napětí ( $\Delta K_0$ ) na součiniteli asymetrie cyklu ( $R$ ). Upraveno dle [33]



**Obrázek 56:** Závislost prahových hodnot faktoru intenzity napětí ( $\Delta K_{th}$  a  $K_{max,th}$ ) na součiniteli asymetrie cyklu. Upraveno dle [33]

Oblast A je obecně předmětem diskuse z důvodu jejího zásadního vlivu na dimenzování strojírenských součástí s ohledem na primárně vysokocyklovou únavu. Znalost prahových hodnot rozpětí faktoru intenzity napětí pro dané materiály umožňuje dimenzovat součásti tak, aby a) k šíření trhliny vůbec nedošlo ( $\Delta K < \Delta K_{th}$ ) nebo b) bylo šíření trhliny co nejlépe předvídatelné a součást byla včas vyřazena z provozu. [32, 33]

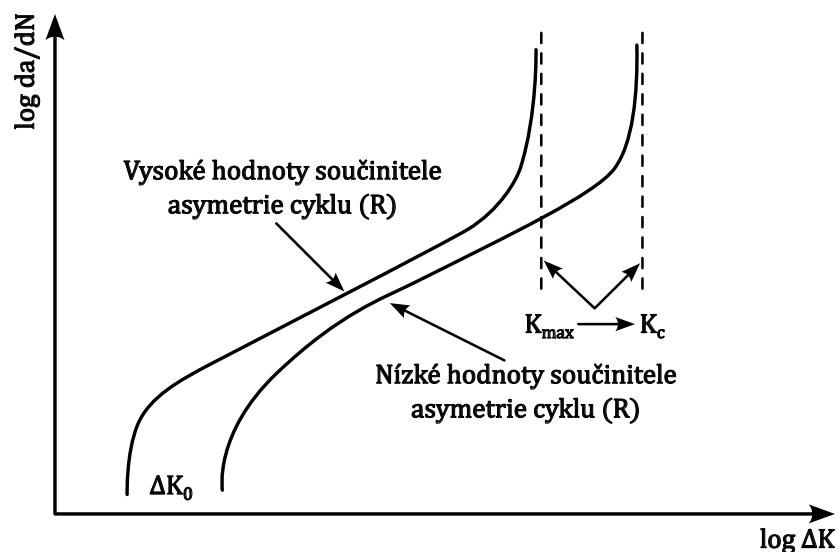
### Oblasti B a C - hodnoty stabilního šíření a exponenciálního růstu trhliny

V oblasti B dochází ke stabilnímu růstu únavové trhliny v závislosti na rostoucím  $\Delta K$ . Tato závislost je charakterizována Parisovou rovnicí, viz rovnice 5.4. Oblast stabilního šíření je nejlépe popsanou fází šíření únavových trhlin a v praxi bývá často používána pro predikci životnosti materiálů. [32, 33]

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad (5.4)$$

kde  $C$  a  $m$  jsou materiálové konstanty,  $m$  se pohybuje v rozmezí hodnot od 3 do 4, pro nízkocyklovou únavu může klesnout na hodnotu 2. V návaznosti na Parisovu rovnici vzniklo několik modifikací, jejichž cílem je ve většině případů zaměření popisu na danou část (horní nebo spodní polovina lineární závislosti), nebo zahrnutí závislosti na dalších parametrech jako např. součiniteli asymetrie cyklu. [14, 32, 33]

V případě vysokých hodnot  $\Delta K$  dochází k plynulému přechodu do oblasti  $C$ , kde nastává exponenciální růst rychlosti šíření trhliny. Při cyklování nastane situace, kdy  $K_{max}$  dosáhne hodnoty  $K_c$ , resp.  $K_{Ic}$  pro mód zatěžování I a dojde k porušení součásti. Tato oblast je poměrně citlivá na součinitel asymetrie zatěžování, který způsobuje její posunutí k vyšším nebo nižším hodnotám  $\Delta K$  pro daný materiál. Na obrázku 57 je zobrazen rozdíl mezi vysokým a nízkým součinitelem asymetrie, kdy nižší hodnoty  $R$  způsobují, že při  $K_{max} \rightarrow K_c$  dochází k lomu při vyšších hodnotách  $\Delta K$  než je tomu tak při menších hodnotách  $R$ . [32, 33]



**Obrázek 57:** Vliv symetrie zatěžování na tvar a polohu Parisovi křivky. Upraveno dle [33]

## 5.4 Shrnutí

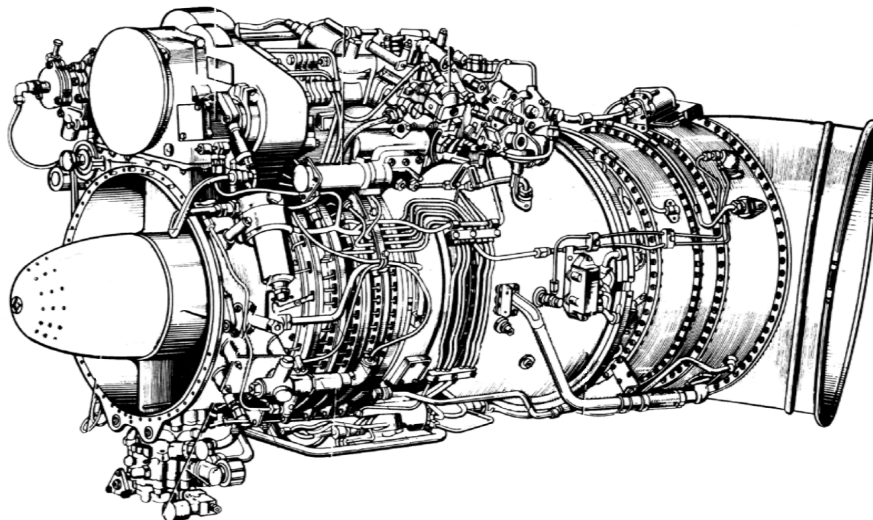
Studium šíření únavových trhlin je z pohledu technické praxe významnou disciplínou, která plynule navazuje na poznatky lomové mechaniky. Většina úvah teorie únavy se opírá o velké množství experimentálně naměřených dat a základní poznatky sledování šíření trhliny v laboratorních podmínkách na monokrystalických materiálech. Z pohledu dimenzování je nejdůležitější směrodatnou hodnotou prahová velikost rozpětí faktoru intenzity napětí  $\Delta K_0$ , respektive  $\Delta K_{th}$ , při jejímž překročení dochází k nejdříve stabilnímu a později nestabilnímu šíření trhliny. Při vhodném určení prahových hodnot a zamezení vzniku náhlých výkyvů v zátěži lze s využitím Parisova vztahu s dobrou přesností předpovídat životnost materiálu. V praxi je však vždy nutné provádět periodické kontroly a porovnávat data s teoretickými modely.

## **II. Experimentální část**

## 6. Předmět experimentální části

Experimentální část diplomové práce se zabývá zkoumáním lomového chování rotorových lopatek turbíny kompresoru turbohřídelového motoru TV3-117 (obrázek 58) ve vztahu k nízkocyklové únavě. Jedná se o nejrozšířenější trubohřídelový motor na světě s počtem vyrobených kusů více než 25 000. Motor TV3-117 (a jeho varianty: TV3-117V, TV3-117VM, TV3-117VMA,...) je využit v 90 % vrtulníků společností Kamov a Mil. První verze vznikla roku 1972 a od roku 1974 je používán v praxi. V závislosti na verzi dosahuje jeho výkon od 2000 do 2400 koňských sil při hmotnosti 295 kg.

Důvodem zkoumání chování lopatek pod simulovanou zátěží je nedostatek informací týkajících se vzniku a šíření trhlin a způsobu lomu rotorových lopatek turbíny kompresoru TV3-117 během provozních podmínek. Simulování jednotlivých vlivů působících na danou součást je velmi technicky, finančně a časově náročné. Z toho důvodu byl zvolen jednodušší přístup, kdy jsou lopatky únavově testovány v režimu jednoosé tahové napjatosti.

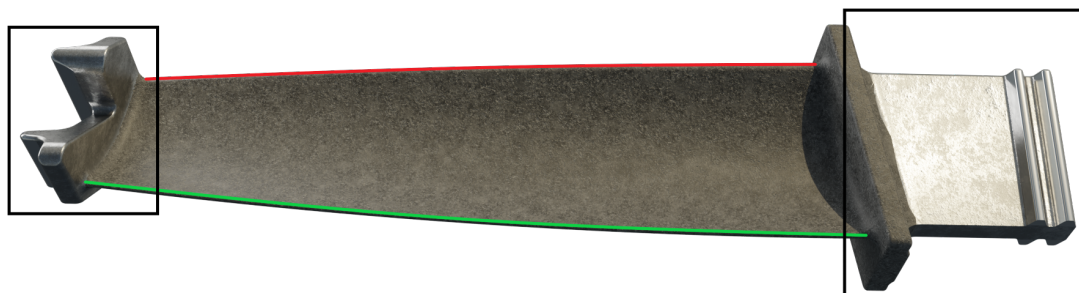


Obrázek 58: Turbohřídelový motor TV3-117.

### 6.1 Rotorové lopatky turbíny kompresoru

Na rotorové lopatky turbínových motorů jsou kladeny nejvyšší požadavky. Z toho důvodu jsou ve většině případů vyhotoveny ze speciálních slitin, které jsou na míru navrženy pro dané použití. Jedná se o žárupevné materiály, které ale musejí odolávat i korozním dějům za vysokých teplot a přenášet vysoká napětí bez toho aniž by došlo k jejich deformaci. Hlavním úkolem rotorových lopatek turbínových motorů je převádění energie rozpínajících se spalin na mechanickou energii ve formě rotace hřídele motoru. Vzhledem k charakteru jejich použití je vhodné detailněji popsat formy namáhání a prostředí ve kterém působí.

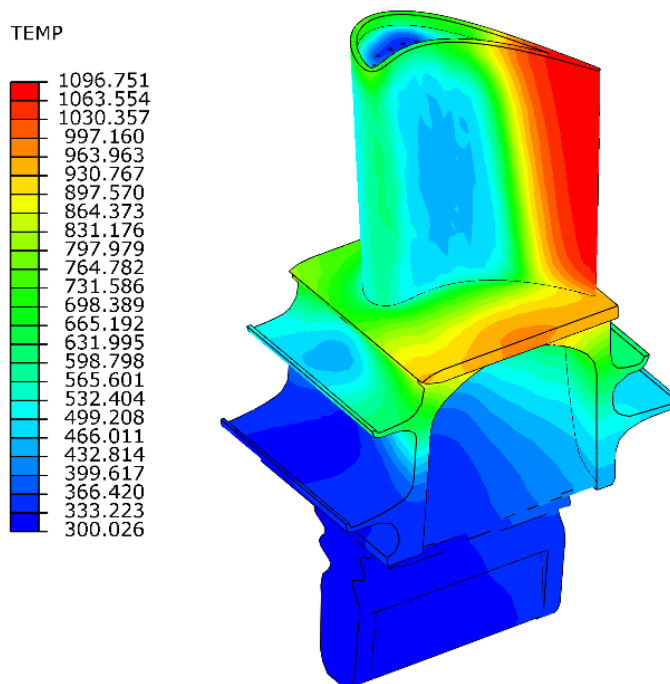
Pro dostatečné pochopení experimentální části byl vytvořen níže zobrazený schématický model lopatky (obrázek 59), na kterém jsou vyznačeny a obecně popsány oblasti zájmu i části lopatek.



**Obrázek 59:** Přibližný 3D model lopatky druhého stupně turbíny kompresoru turbohřídelového motoru TV3-117 s vyznačenými základními oblastmi. Zeleně - odtoková hrana, červeně - náběžná hrana, vlevo - hřebínek, vpravo - zámek, tvarová plocha lopatky v pohledu - vysokotlaká stěna, plocha z druhé strany - nízkotlaká stěna.

### 6.1.1 Teplota a její změny

Základním a největším vlivem na životnost rotorových lopatek turbokompresoru je teplota a její průběh během startu/vypínání motoru. Lopatky jsou vystavovány extrémním teplotám a nejsou ohřívány a chlazeny rovnoměrně v celém objemu. Teplotní pole lopatky pracující za obdobných podmínek je na obrázku 60.



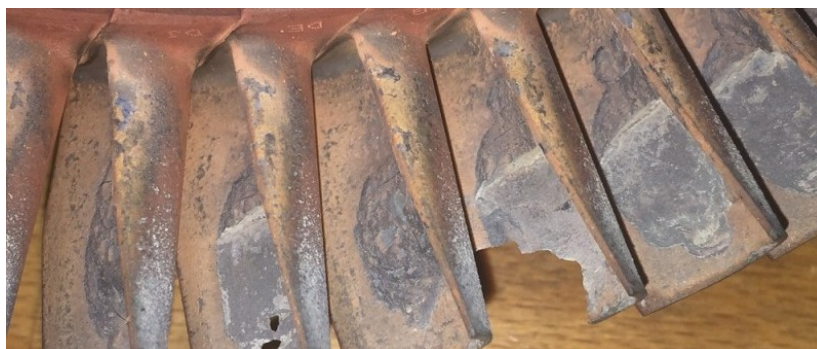
**Obrázek 60:** Teplotní pole lopatky vysokotlaké turbíny (pozn. jedná se o lopatku s vnitřním chlazením, teplotní rozdíl v rámci lopatky je tedy podstatně vyšší než u lopatky bez vnitřního chlazení jako jsou právě lopatky pro TV3-117). [36]

Z obrázku 60 je patrné, že v závislosti na typu a poloze lopatky mohou teploty přesahovat hodnoty 1000 °C (v případě oběžných lopatek turbíny motoru TV3-117 dosahuje TIT hodnot okolo 900 °C). Za daných teplotních podmínek musí rotorové lopatky:

- Přenášet vysoké napětí vlivem tlaku plynu na plochu lopatek a odstředivých sil vznikajících velmi rychlou rotací rotoru.
- Zachovat si rozměrovou a geometrickou stálost. Nesmí dojít k přílišné změně rozměrů, aby se lopatka nedostala do kontaktu s ostatními komponentami turbokompresoru a nedošlo k její destrukci a následnému poškození celého motoru.
- Odolávat creepu (tečení) a dlouhodobě si zachovávat mechanické vlastnosti.
- Odolávat únavovým dějům včetně tzv. thermal fatigue (tepelná únava).

### 6.1.2 Vysokoteplotní koroze

Dalším velmi důležitým vlivem je chemická reaktivita prostředí ve kterém lopatky působí. Během spalování leteckého paliva dochází k uvolňování sulfidických solí. Tyto sloučeniny reagují s povrchem součástí a při zvýšených teplotách urychlují jejich korozi. Ve většině případů se jedná o soli NaCl a Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> které vznikají během spalování leteckého paliva v běžném prostředí (agresivita spalin se výrazně zvyšuje při provozu např. nad mořem nebo v jinak aktivních prostředích). Koroze komponent turbín probíhá obdobně jako běžná koroze ve vlhkém prostředí s tím rozdílem, že dochází k redukci SO<sub>3</sub> oproti O<sub>2</sub> jako je tomu v běžných podmínkách. To má za následek uvolňování síry do materiálu a oslabení vznikajících oxidických vrstev, které by potenciálně mohly šíření koroze bránit/zpomalovat ji. V extrémních případech tak může docházet k úplné destrukci součástí v kontaktu s horkými spalinami, viz obrázek 61. [37, 38]



**Obrázek 61:** Lopatky poškozené chemickou korozí. [38]

Pro ochranu turbínových lopatek se využívá tzv. TBC (Thermal Barrier Coating) vrstev, které slouží jako bariérová ochrana konstrukčního materiálu lopatky. V případě motoru TV3-117 se jedná o alitační vrstvu. Tato vrstva vzniká vlivem difuzních dějů, které za působení zvýšené teploty (zhruba 700 - 1100 °C dle způsobu alitování) umožní difuzi atomů Al z prostředí do materiálu. Na základě složení prášku a teplot alitování rozlišujeme dva hlavní



způsoby alitace - vysoko a nízkoaktivní difuzi. V obou případech dochází k tvorbě alitační vrstvy, liší se však způsobem a složením výsledné vrstvy. Při nízkoaktivní difuzi probíhá proces při vyšších teplotách (1000 - 1100 °C) a dochází především k difuzi Ni do vrstvy Al a výsledná vrstva je z většiny tvořena NiAl s tenkou vrstvou, kde došlo k „interdifuzi“ se základním materiálem. Pro vysokoaktivní difuzi je postup i výsledek obrácený. Probíhá při nižších teplotách (700 - 950 °C) a dochází k difuzi atomů Al do základního materiálu. Výsledná vrstva má složení Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> a tlustší interdifuzní vrstvu. Vlivem velkého koncentračního gradientu Al v blízkosti povrchu materiálu může během provozu docházet ke změnám složení různých úrovní vrstvy vlivem tendence vyrovnávání koncentrací Al ve struktuře. Z tohoto důvodu se ve většině případů pro vysokoaktivní difuzi alitační vrstvy používá ještě difuzní žíhání pro vytvoření příhodnější  $\beta$ -NiAl struktury vrstvy. [39]

### 6.1.3 Odstředivé síly

Dalším faktorem pro konstrukci lopatek jsou vedle přenosu energie rozpínajících se plynů i odstředivé síly, které vzhledem ke svému charakteru působí na lopatky velmi specificky. Vysokotlaká turbína motoru TV3-117 dosahuje více než 19 000 ot/min. Specifikum namáhání odstředivými silami spočívá v měnící se zátěži lopatky vzhledem ke vzdálenosti od osy rotace.

Všechny výše zmiňované vlivy působí současně a s rozdílnými časovými průběhy. Dohromady tak tvoří komplexní systém vlivů, kterým musí rotorové lopatky vysokotlaké turbíny odolávat.

## 6.2 Materiál ŽS6K

Oběžné lopatky vysokotlaké turbíny motoru TV3-117 jsou zhotoveny z materiálu ŽS6K (značení dle normy GOST), viz tabulka 1. Jedná se o niklovou superslitinu s nízkým obsahem Fe a vysokým obsahem Cr, W, Mo a Co. Základní prvky podporující tvorbu  $\gamma'$  fází jsou Al a Ti. Materiál lopatek je hrubozrnný s ekvixiálními zrnny (nejedná se o žádnou formu usměrněného tuhnutí).

**Tabulka 1:** Chemické složení niklové superslitiny ŽS6K. [40]

Ni [%]	Cr [%]	Al [%]	W [%]	Co [%]	Mo [%]	Ti [%]	Fe [%]	Si [%]
základ	9,5 - 12	5 - 6	4,5 - 5,5	4 - 5,5	3,5 - 4,5	2,5 - 3,2	max. 2	max. 0,4
Mn [%]	C [%]	Zr [%]	Ce [%]	B [%]	S [%]	P [%]	Pb [%]	Bi [%]
max. 0,4	0,13 - 0,2	max. 0,04	max. 0,025	max. 0,02	max. 0,015	max. 0,015	max. 0,001	max. 0,0005

Vzhledem k původu a charakteru materiálu ŽS6K se dohledávání dodatečných informací prokázalo jako značně problematické. Na základě rešerše dohledatelných článků nebyly nalezeny bližší ověřené informace ohledně materiálových vlastností. Odborná literatura často jako nejbližší porovnatelné slitiny využívá slitin Mar-M-200, Mar-M-246 a Mar-M-247. Ve všech třech případech se však obsahy stěžejních prvků liší v řádech celých procent, v některých případech jsou obsahy určitých prvků i dvojnásobné nebo poloviční. Z tohoto důvodu bude

v práci materiál ověřován jen prostřednictvím chemické analýzy a přibližnými metodami pro určení základních materiálových vlastností, které jsou pro většinu slitin toho typu velmi podobné (modul pružnosti a tvrdost.).

### 6.3 Metodika a parametry provedení experimentální části

Pro únavové testování rotorových lopatek vysokotlaké turbíny bylo zvoleno namáhání v jedné ose na zkušební stroji pro zkoušku tahem. Z důvodu velikost zkušebního vzorku (obrázek 62) bylo nutné lopatky testovat na větším stroji v laboratořích Ústavu letadlové techniky fakulty strojní ČVUT. Jedním ze zásadních cílů experimentální části bylo měření exponovaných lopatek jako takových. Proto nebylo přistoupeno k tvorbě standardních vzorků ve tvaru zkušební tyče.



**Obrázek 62:** Zkušební vzorek lopatky s připevněným tenzometrem (Lopatka L1 - délka vrubu 1,1 mm) a přivařenými destičkami pro uchycení do zkušebního stroje. Pozn.: Přibližná délka lopatky s destičkami je 100 mm.

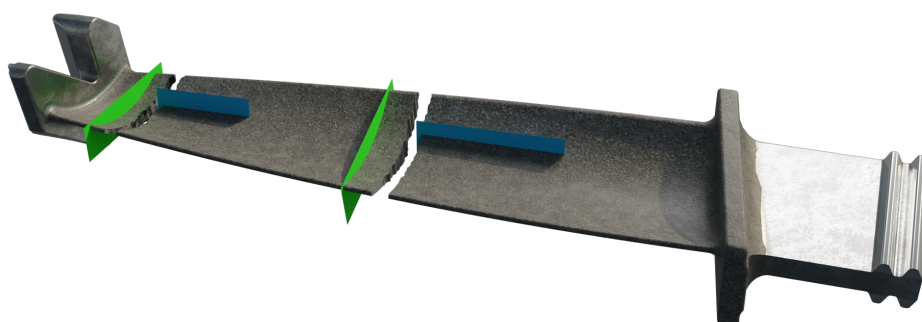
Pro umožnění upnutí do stroje byly na lopatky v místě hřebínku a zámku přivařeny destičky z běžné konstrukční oceli. Svařování probíhalo v krátkých intervalech metodou 141 (TIG) za použití chlazení ve formě vlhké látky. Cílem bylo zhotovit dostačující svarová spojení pro účely zkoušení při co nejmenším ovlivnění materiálu lopatky. Do všech lopatek byl elektroerozivním obráběním vyjiskřen vrub o různých délkách, který byl navržen tak, aby napodoboval reálné trhliny na odtokových hranách zjištěné během inspekce motorů před generálními opravami.

**Tabulka 2:** Parametry zatěžování vybraných zkoušených lopatek.

Označení	Zatížení [N]	Počet cyklů [-]	Délka trhliny
Lopatka L1 (vrub 1,1 mm)	3 000	6 000	0 mm
	6 000	6 000	0 mm
	9 000	3	destrukce
Lopatka L2 (vrub 1 mm)	6 000	7 345	destrukce
Lopatka L3 (vrub 4,4 mm)	2 800	24 000	0 mm
	4 000	22	1,1 mm
	800	6 000	1,1 mm
	1 200	12 000	5 mm
Další lopatky	—	—	Porušení ve svarovém spoji

Únavové zkoušení lopatek probíhalo za normálních podmínek formou tzv. tvrdého zatěžování (zkušební stroj je řízen silou), kdy parametry zatěžování (především síla) byly z počátku voleny na základě matematických modelů využívajících metodu konečných prvků a reálných parametrů zatěžování lopatek během provozu. Později se však díky značným komplikacím způsobeným zejména porušováním lopatek při značně odlišných zatíženích přistoupilo k testování za různých, nestandardních podmínek (velmi nízké a vysoké síly, vysoké počty cyklů). Součinitel asymetrie cyklu ( $R$ ) byl v průběhu celého experimentu stanoven na 0,05 a frekvence zatěžování 1,5 Hz. Výčet parametrů zatěžování pro hlavní sledované lopatky je uveden v tabulce 2.

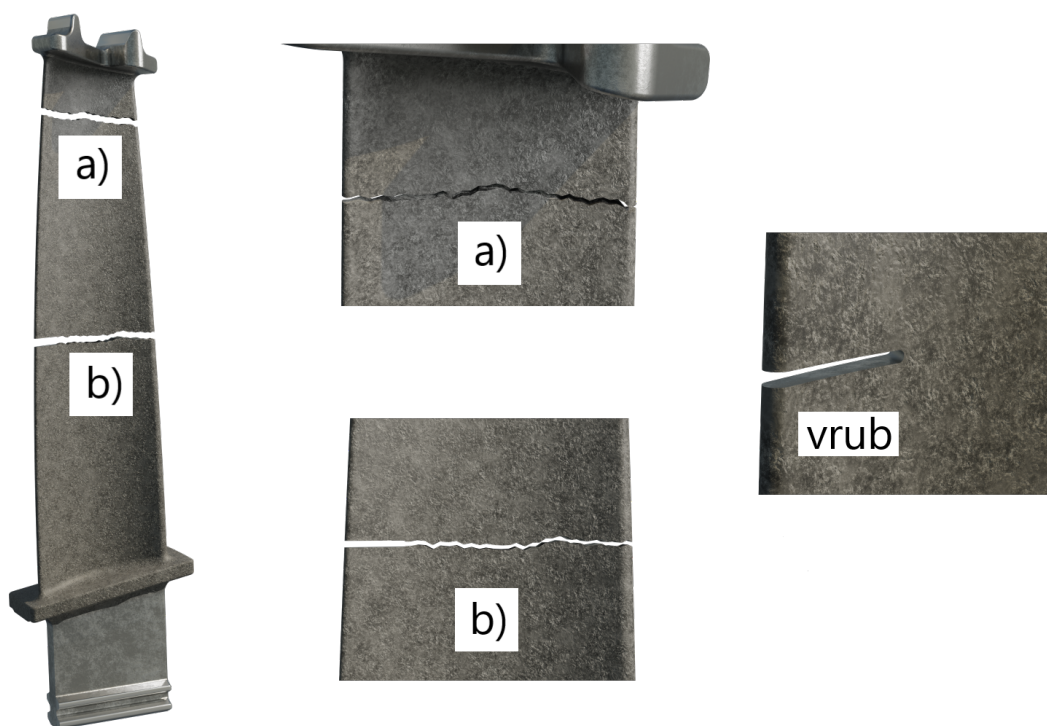
Po destruktivním zkoušení turbínových lopatek na stroji INOVA ZUZ200 bylo nutné připravit vzorky pro metalografické výbrusy a lomové plochy pro skenovací elektronovou mikroskopii. Před samotným dělením lopatek na metalografické pile byly pořízeny makroskopické snímky lomových ploch na optickém mikroskopu. Vzorky byly dále děleny na metalografické pile Struers Secotom 60 dle plánu na obrázku 63. Po dělení na pile byly vzorky zalisovány (lis LECO MX400) do vodivé bakelitové směsi a vybroušeny na metalografické brusce LECO GPX 300. V dalším kroku byly vzorky vyleštěny a následně leptány v 10% vodném roztoku kyseliny šťavelové. Pro pozorování ve světelném režimu byl použit mikroskop Olympus DSX1000 a Neophot 32. Pro sledování větších zvětšení byl použit skenovací elektronový mikroskop JEOL JSM-7600F.



**Obrázek 63:** Schématické naznačení poloh řezů pro metalografické výbrusy, podélný směr modře a příčný směr zeleně.

## 7. Výsledky experimentu

Únavové zkoušení rotorových lopatek se ukázalo jako značně problematické a to z důvodu křehkých lomů, ke kterým docházelo bez jakékoliv indikace během zatěžování. Ve většině případů docházelo k porušení lopatek mimo předpokládanou oblast uměle vytvořených vrubů. Výsledkem destruktivního testování bylo několik lopatek, u kterých došlo k téměř identickému porušení v horní části (v blízkosti hřebínku) bez jakékoliv indikace šíření trhliny (lopatky s označením L1, L2 a L4). V případě jedné lopatky (lopatka s označením L3) došlo k porušení předpokládaným způsobem a to postupným šířením trhliny z čela uměle vytvořeného vrubu o délce 4,4 mm (jednalo se o nejdelší uměle vytvořený vrub). Způsoby porušení jednotlivých lopatek jsou zobrazeny na obrázku 64.



**Obrázek 64:** Přibližný 3D model lopatky s naznačenými oblastmi porušení během únavových zkoušek. K porušení lopatek s označením L1, L2 a L4 došlo v oblasti a). V místě b) došlo k únavovému lomu lopatky L3 s iniciací v uměle vytvořeném vrubu.

Pro další analýzu byly vybrány lopatky s označením L2 a L3. Lopatka L2 byla vybrána jako zástupce nejpočetnější skupiny lopatek u kterých došlo k náhlému porušení pod hřebínkem (obrázek 64a). Lopatka L3 jako jediná vykazovala na makroskopické úrovni měřitelný růst trhliny z oblasti vrubu (obrázek 64b).

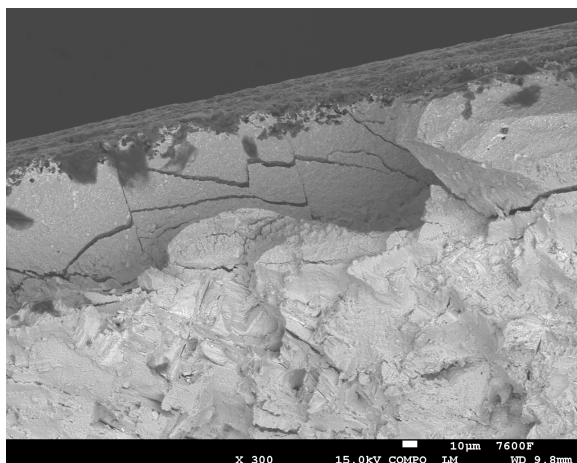
## 7.1 Analýza lomových ploch

Na základě fraktografické analýzy ze skenovací elektronové mikroskopie (dále jen SEM) lze s vysokou pravděpodobností stanovit způsob porušení rotorových lopatek turbíny TV3-117. V rámci SEM byly analyzovány lopatky s označením L2 a L3, způsob porušení a průběh zatížení je uveden v tabulce 3.

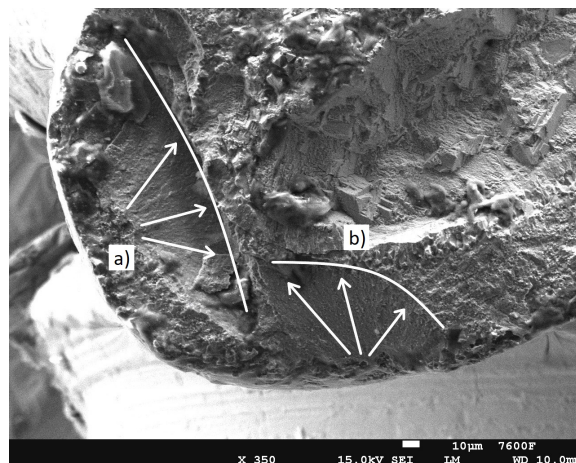
**Tabulka 3:** Režimy zatěžování zkoumaných lopatek.

Označení	Zatížení [N]	Počet cyklů [-]	Poznámka
L2	6000	7345	destrukce lopatky
L3	2800	24000	bez poškození
L3-2	4000	22	rozevření trhliny o délce 1,1 mm
L3-3	800	6000	bez viditelného šíření trhliny
L3-4	1200	12000	postupný růst trhliny na 5 mm
L3-5	-	-	dolomení lopatky při podchlazení v dusíku

Pro nejvhodnější popis lomového chování byla vybrána lopatka L2 (obrázky 65 - 76), k jejíž destrukci došlo v oblasti nejmenší tloušťky - přibližně 10 mm pod hřebínkem. Na základě prvotní analýzy v makro měřítku byla identifikována dvě místa iniciace únavových trhlin v alitační vrstvě na odtokové hraně lopatky (obrázek 66). Po dalším ohledání bylo nalezeno velké množství sekundárních trhlin v alitační vrstvě po celém obvodu lopatky, viz obrázek 65.



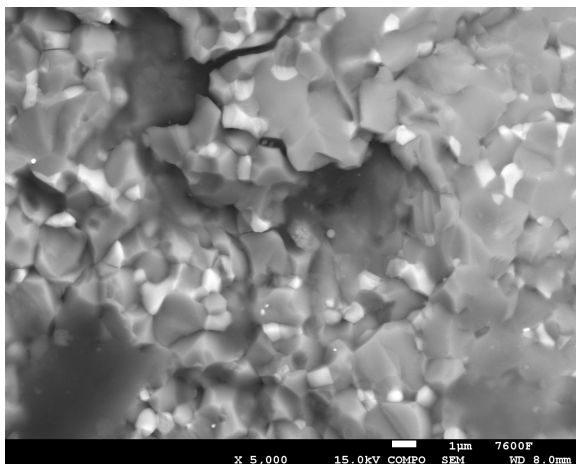
**Obrázek 65:** Křehké porušení alitační vrstvy nacházející se po obvodu celé lopatky.



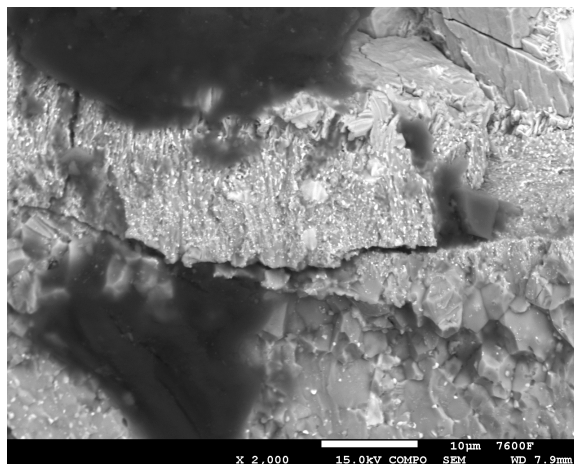
**Obrázek 66:** Oblasti iniciace únavy a prvotní šíření alitační vrstvou na odtokové hraně lopatky.

Na detailním snímku místa iniciace (obrázek 67) jsou patrné sekundární trhliny šířící se interkrystalicky podél jednotlivých zrn alitační vrstvy. Pravděpodobným zárodkem prvotní trhliny jsou globulární dutiny s velkou pravděpodobností způsobené lokální korozí alitační vrstvy. Obrázek 68 zachycuje odlomení difuzní vrstvy (uprostřed) od zbytku alitační vrstvy

(směrem dolů). Tento obrázek velmi dobře zachycuje vysokou křehkost způsobenou vlivem nestejnorodé struktury alitační vrstvy, která se skokově od povrchu mění z jemnozrné struktury na hrubozrnou a dále difuzní část s náznaky ratchetingu a strukturou podobnou  $\gamma'$ .

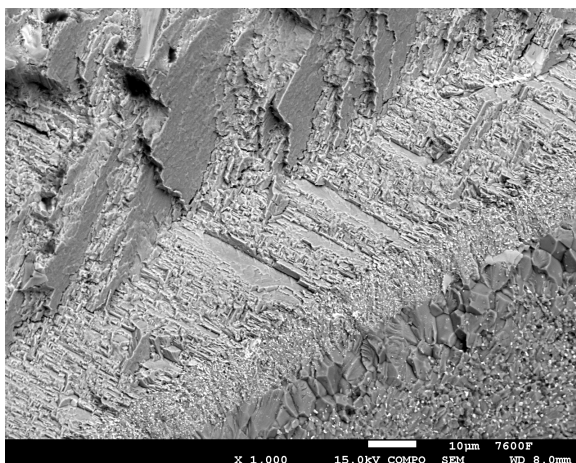


**Obrázek 67:** Detail místa iniciace únavového porušení v místě a) s patrnými sekundárními trhlinami, které indikují interkrystalický štěpný lom.

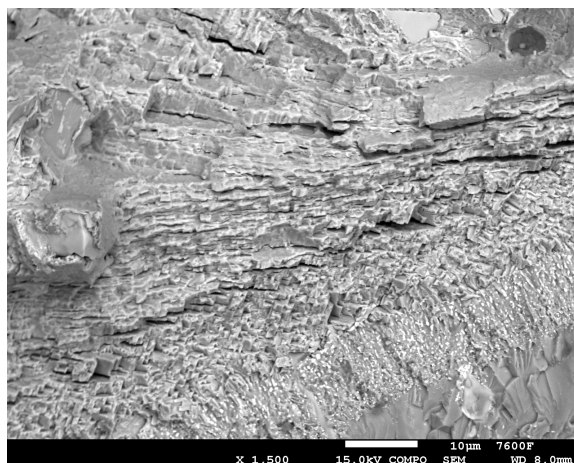


**Obrázek 68:** Oblast zastavení šíření únavy z místa iniciace b) a oddělení difuzní a hrubozrné oblasti alitační vrstvy.

Obrázky 69 a 70 zachycují způsob šíření porušení do substrátu (materiálu lopatky - ŽS6K). Na obrázcích jsou patrné striační čáry šířící se v diagonálním směru (od povrchu lopatky a směrem k náběžné hraně), které svým tvarem odpovídají struktuře kubických fází niklových superslitin  $\gamma'$ . Snímky jsou pořízeny z různých částí vysokotlaké stěny lopatky, kdy obrázek 69 byl pořízen v blízkosti odtokové hrany a obrázek 70 o něco dále, zhruba v polovině lopatky. Z tohoto důvodu je na obrázku 70 směr šíření striačí orientován více směrem do jádra materiálu se značnou delaminací podél kubických fází  $\gamma'$ .

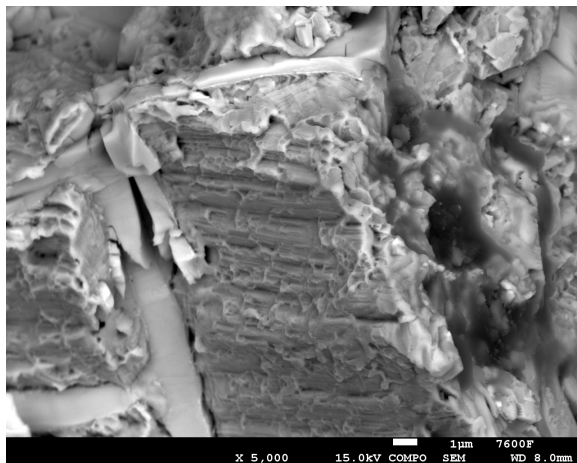


**Obrázek 69:** Striační čáry indikující šíření únavové trhliny diagonálně směrem k náběžné hraně lopatky.

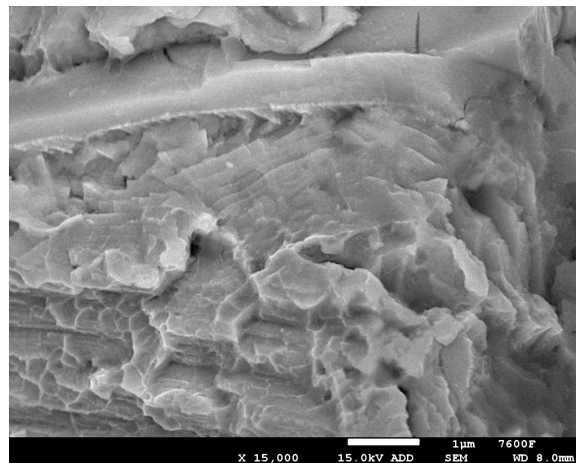


**Obrázek 70:** Striační čáry s delaminací indikující šíření únavové trhliny směrem do základního materiálu.

V celém průřezu základního materiálu byly nalezeny tvrdé karbidické částice (obrázek 71 a 72 nahoře). Snímky 71 a 72 byly pořízeny ve střední části lopatky, kde bylo nalezeno množství striačních polí s náznaky plastické deformace indikující postupný přechod do fáze dolomení lopatky. V oblasti náběžné hrany byly identifikovány oblasti s výraznou plastickou deformací a charakterem tvárného lomu s jamkovou morfologií, viz obrázek 73.

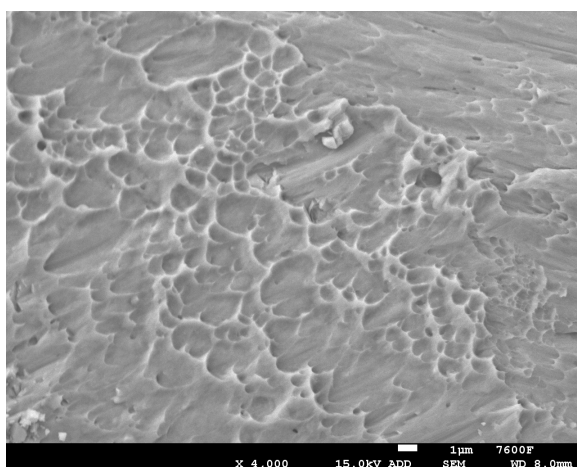


**Obrázek 71:** Striační pole obklopené porušenou karbidickou částicí.

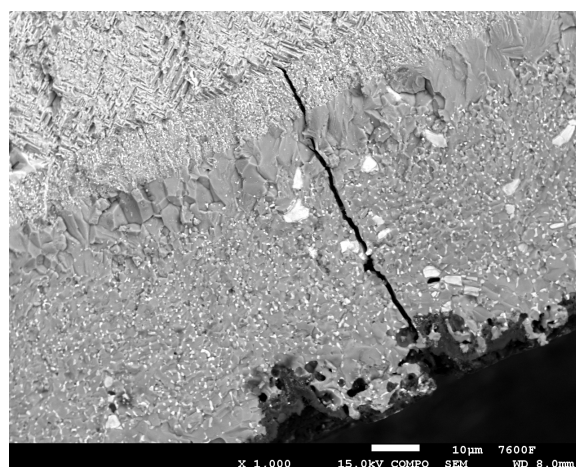


**Obrázek 72:** Detail striačního pole s náznaky tvárného lomu.

Alitační vrstva na obrázku 74 obsahuje sekundární trhlinu iniciovanou vlivem korozního napadení povrchu. Trhlinka se šíří opět interkrystalicky a prochází skrz všechny oblasti alitační vrstvy až do základního materiálu, kde působí jako iniciátor a mění svou orientaci v souladu s kubickými fázemi ve struktuře. Jedná se s největší pravděpodobností o stejný mechanismus jakým došlo k porušení celé lopatky.



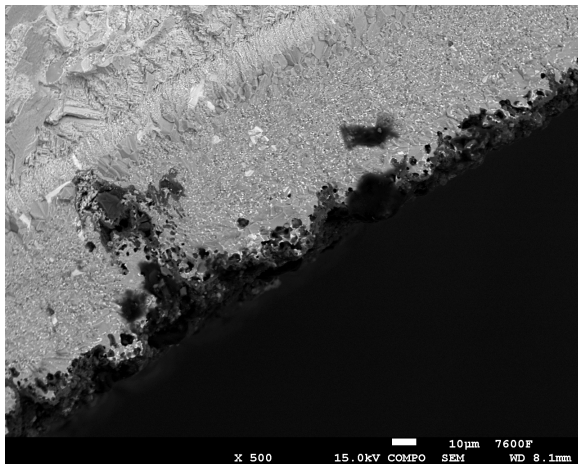
**Obrázek 73:** Výrazná plastická deformace v jednom směru v oblasti náběžné hrany zkoumané lopatky.



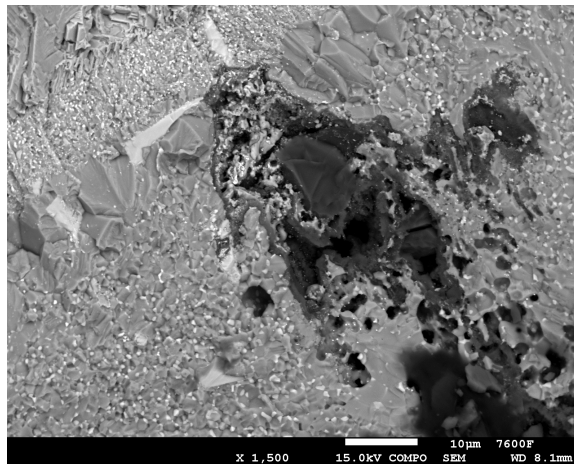
**Obrázek 74:** Sekundární trhlinka prostupující do základního materiálu iniciovaná na povrchu alitační vrstvy.

V rámci makroskopické analýzy alitační vrstvy byla nalezena oblast s výrazným korozním napadením (obrázky 75 a 76). Ze snímku je patrné, že došlo k prostupu korozního napadení až k difuzní oblasti alitační vrstvy. Na základě prvotní chemické analýzy byly v defektu

identifikovány korozní produkty na bázi O a Al, které potvrzují, že se s jistotou jedná o korozi alitační vrstvy. Tato oblast mohla s velkou pravděpodobností být dalším iniciátorem únavového porušení lopatky.

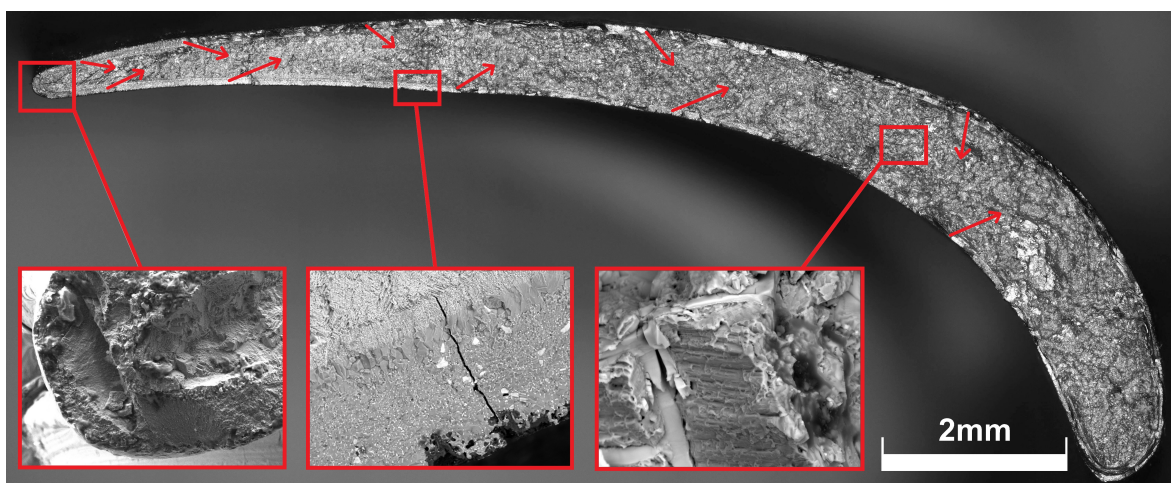


**Obrázek 75:** Výrazná koroze postupující k difuzní části alitační vrstvy.



**Obrázek 76:** Detail korozně napadené oblasti (tmavá část obsahuje oxidy Al).

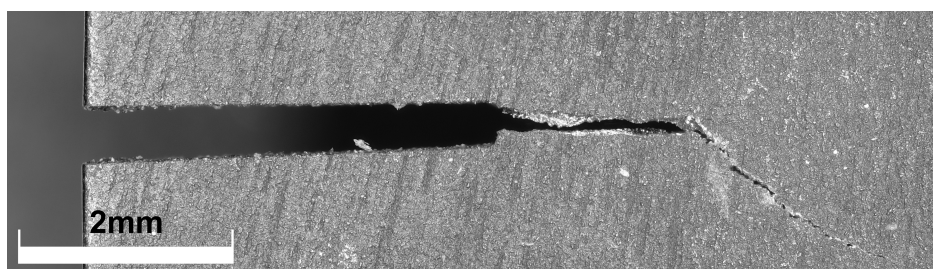
Na základě výše popsaných snímků SEM byla sestavena schématická mapa porušení dané lopatky, viz obrázek 77. Dle snímků z SEM lze určit způsob porušení lopatky jako únavu iniciovanou defekty v alitační vrstvě. Vzhledem k mechanickým vlastnostem, nesterodnosti struktury a koroznímu poškození vrstvy je velmi pravděpodobné, že dochází nejdříve k úplnému porušení alitační vrstvy po celém obvodu lopatky. Během zatěžování později dochází k prostupu únavových trhlin do rozhraní alitační vrstvy - základní materiál, kde dochází ke vzniku dokonale ostrých vrubů v základním materiálu. S dalším cyklováním roste délka trhlin v základním materiálu lopatky až dojde ke kritické redukci průřezu a dolomení lopatky v oblasti náběžné hrany.



**Obrázek 77:** Makrosnímek optického mikroskopu lomové plochy lopatky L2. Šipky naznačují směr šíření únavových trhlin na základě orientace striací nalezených pomocí SEM. Obrázek dále obsahuje detailní snímky oblastí s přibližnými polohami daných nálezů.

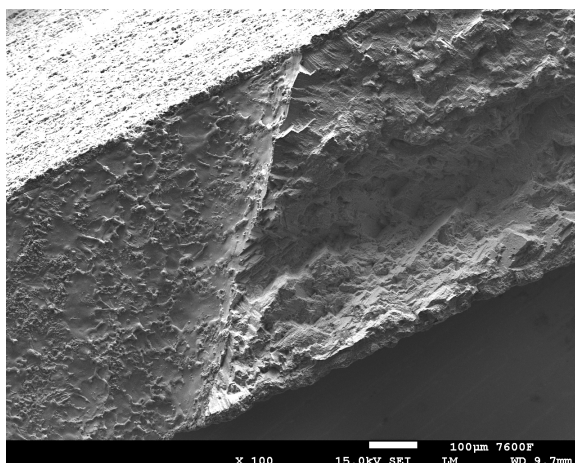


Pro ověření výsledků a stanovení vlivu vrubu na šíření únavových trhlin byla zkoumána lopatka L3, která se podařila v rámci provádění experimentu částečně porušit (obrázek 78). Z tohoto důvodu bylo testováno větší množství zatížení (tabulka 3) a finální dolomení bylo provedeno v laboratoři při podchlazení v dusíku.

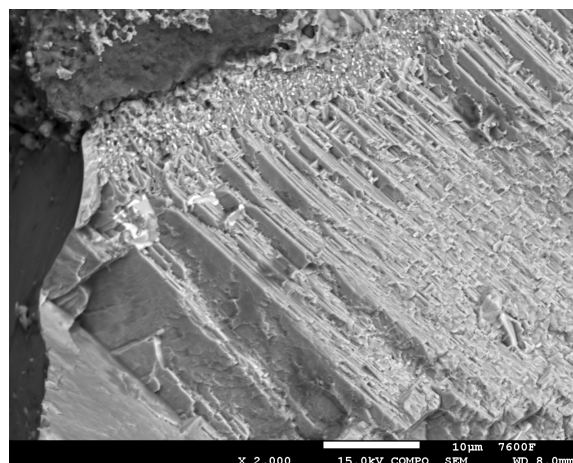


**Obrázek 78:** Detail oblasti vrubu a šíření trhliny na lopatce L3.

Z obrázků 79 a 80 lze soudit, že v případě lopatky s vrubem dochází k šíření únavové trhliny základním materiálem hned od začátku zatěžování a striační čáry indikují šíření trhliny k odtokové hraně lopatky. Lomová plocha je v oblasti základního materiálu téměř totožná s lopatkou L2, kdy opět dochází k šíření směrem k náběžné hraně s iniciací v alitační vrstvě (vyjma oblasti vrubu kde byl iniciátorem samotný uměle vytvořený defekt).



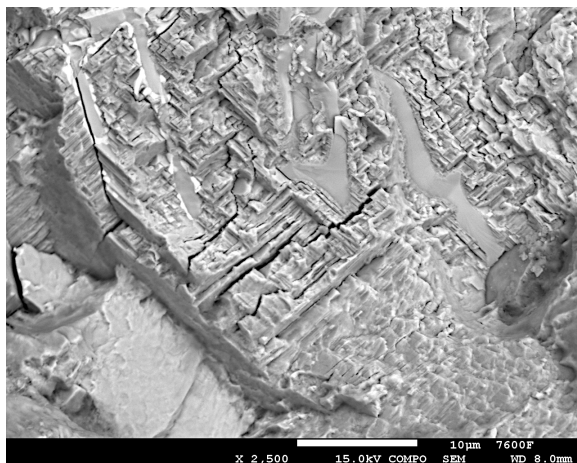
**Obrázek 79:** Makrosnímek oblasti uměle vytvořeného vrubu na odtokové hraně lopatky.



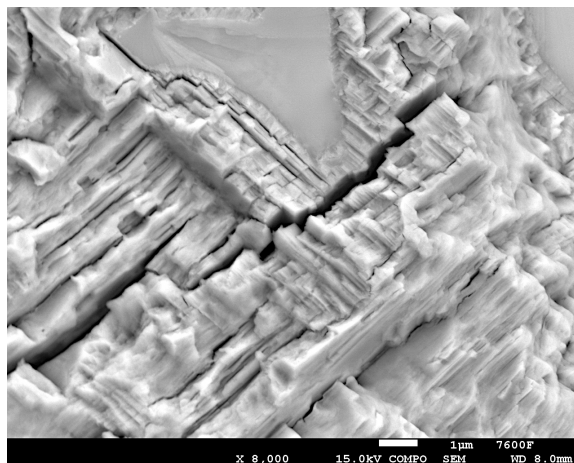
**Obrázek 80:** Detail striačních čar podél kubických  $\gamma'$  fází.

Forma šíření únavové trhliny opět odpovídá štěpnému lomu podél kubických fází  $\gamma'$  (obrázky 81 a 82). Ve struktuře jsou přítomné karbidické částice (rovné světlé plochy). V oblasti dolomení u náběžné hrany (obrázek 83) je patrná výrazná koroze alitační vrstvy a oblast dolomení, která obsahuje stopy po oddělení jednotlivých zrn materiálu. Alitační vrstva je v celém obvodu lopatky výrazně korozně napadená a v porovnání s oblastí lomu lopatky L2 dosahuje zhruba jedné čtvrtiny tloušťky. To je pravděpodobně způsobeno podstatně větší tepelnou, mechanickou i korozní zátěží v této oblasti. Vrstva je nerovnoměrná s velkým množstvím vrubů a pórů, viz obrázek 84.

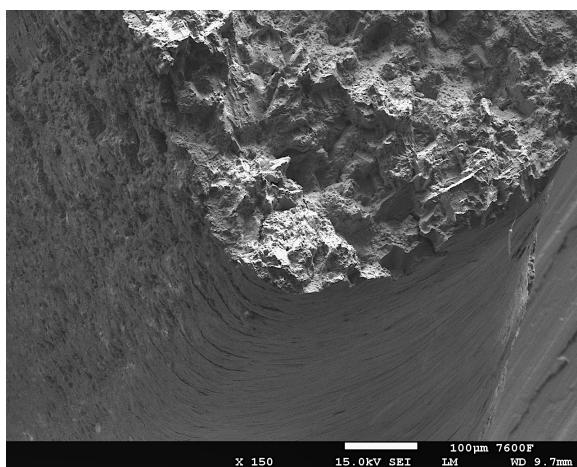
Průběh porušení lopatky L3 odpovídá porušení lopatky L2 s tím rozdílem, že k šíření únavové trhliny dochází od uměle vytvořeného vrubu na odtokové hraně. Způsob šíření únavové trhliny je identický jako u lopatky L2 s mírným rozdílem v orientaci striačních čar v oblasti vrubu a samotné poloze oblasti iniciace. Povrch v oblasti dolomení se výrazně odlišuje, to je způsobeno dolomením lopatky v laboratorních podmínkách při výrazně snížené teplotě za použití tekutého dusíku.



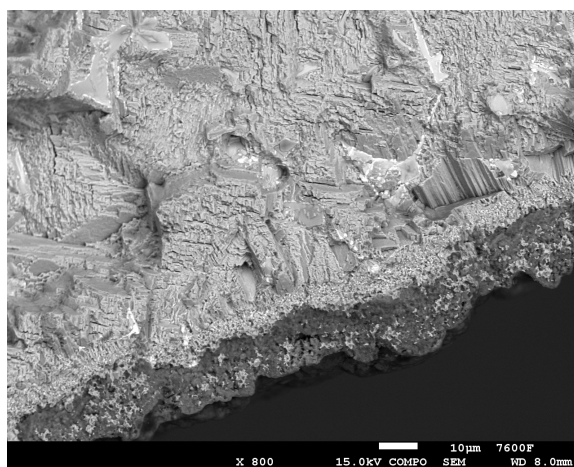
**Obrázek 81:** Karbidické částice v kombinaci se štěpným lomem podél  $\gamma'$  fází.



**Obrázek 82:** Detail sekundární trhliny orientované po hranicích  $\gamma'$  fází.



**Obrázek 83:** Makrosnímek náběžné hrany lopatky s výraznou korozí alitační vrstvy.

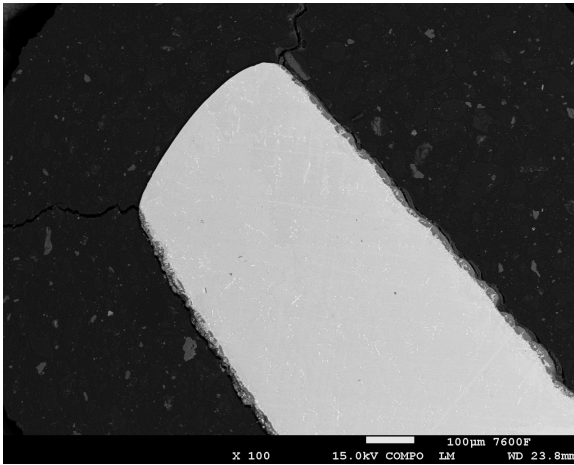


**Obrázek 84:** Diagonálně orientované striační čáry a značně degradovaná alitační vrstva.

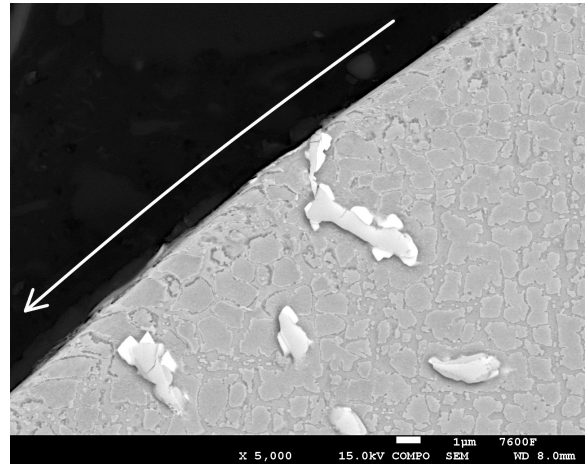
## 7.2 Analýza metalografických výbrusů

V rámci analýzy metalografických výbrusů bylo vzhledem k lokaci porušení využito vzorku lopatky L3. Při zkoumání příčného řezu lopatky bylo po obvodu nalezeno porušení alitační vrstvy odpovídající předchozím zjištěním v rámci analýzy lomových ploch (delaminace vrstvy, korozní poškození). Na základě obrázku 85 byla identifikována oblast s chybějící alitační vrstvou a změnou geometrie samotné lopatky. Jedná se o výrazné poškození lopatky

způsobené obtékáním horkými spalinami. Na detailním obrázku 86 lze pozorovat plastickou deformaci povrchu základního materiálu ve směru obtékání. Tato oblast odpovídá obrázku 83, kde je chybějící alitační vrstva ve spodní části obrázku viditelná.

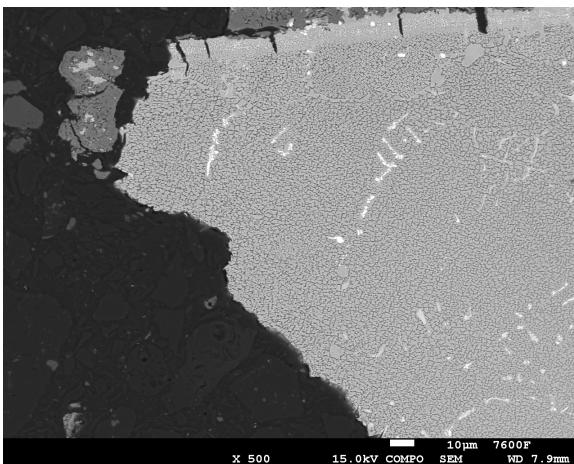


**Obrázek 85:** Makrosnímek příčného řezu náběžné hrany lopatky L3 s chybějící alitační vrstvou a viditelnou změnou geometrie.

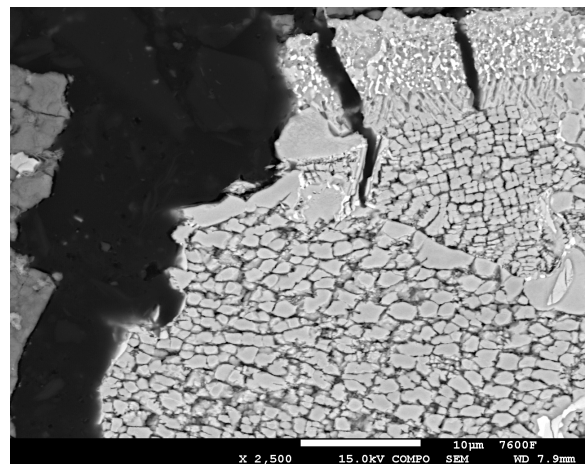


**Obrázek 86:** Detail náběžné hrany lopatky L3 s vyznačeným směrem obtékání a odpovídající plastickou deformací povrchové vrstvy.

Na obrázcích 87 a 88 je zachycena oblast začátku lomové plochy v podélném řezu. V souladu s předchozími snímky bylo nalezeno množství trhlin prostupujících do základního materiálu jejichž množství se směrem k lomové ploše zvyšuje. Z detailu lomové plochy lze soudit, že v oblasti dolomení lopatky dochází k interkrystalickému lomu, který je iniciován trhlinou z povrchu vrstvy. Lomová plocha kopíruje hrubé fáze  $\gamma'$ , které se vyskytují na hranicích zrn.



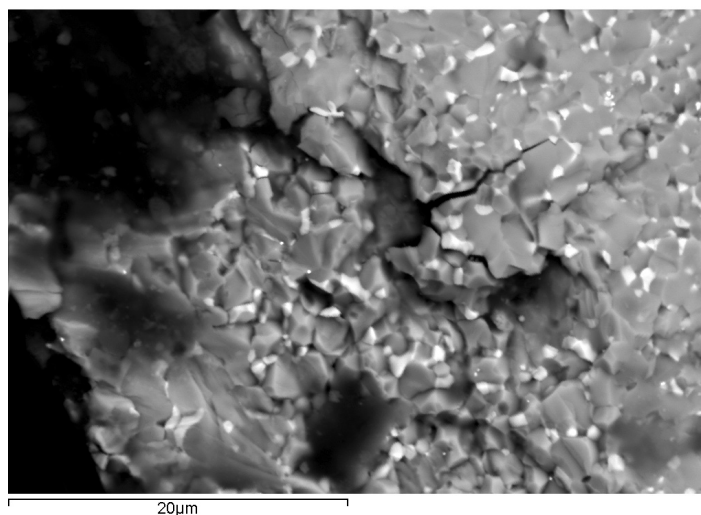
**Obrázek 87:** Přehledový obrázek podélného řezu lomové plochy v oblasti dolomení.



**Obrázek 88:** Detail lomové plochy v blízkosti povrchu lopatky.

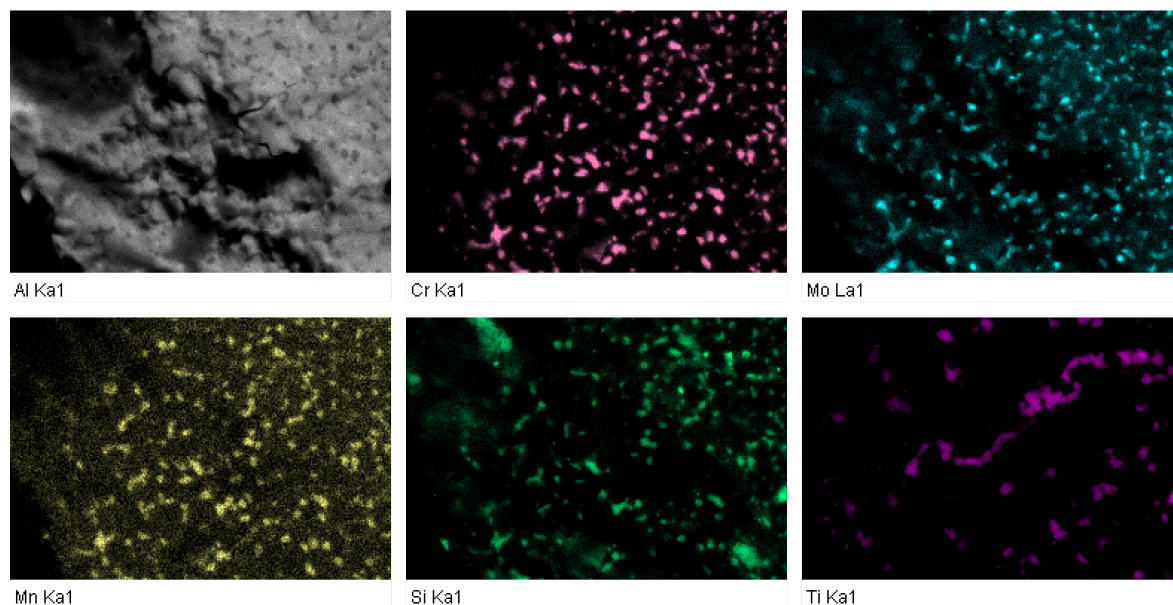
### 7.3 Chemická analýza vybraných oblastí

Pro chemickou analýzu bylo vybráno několik oblastí zájmu v rámci jak lomové plochy, tak příčných i podélných řezů lopatek. První zvolenou oblastí je místo iniciace únavové trhliny na odtokové hraně lopatky L2 (obrázek 89), které bylo identifikováno při analýze lomových ploch lopatek. Jedná se o první provedenou chemickou analýzu, jejímž cílem bylo zjistit základní chemické složení samotné alitační vrstvy a odhalit případné karbidické nebo jiné strukturní fáze, které by mohly sloužit jako iniciátor únavové trhliny.



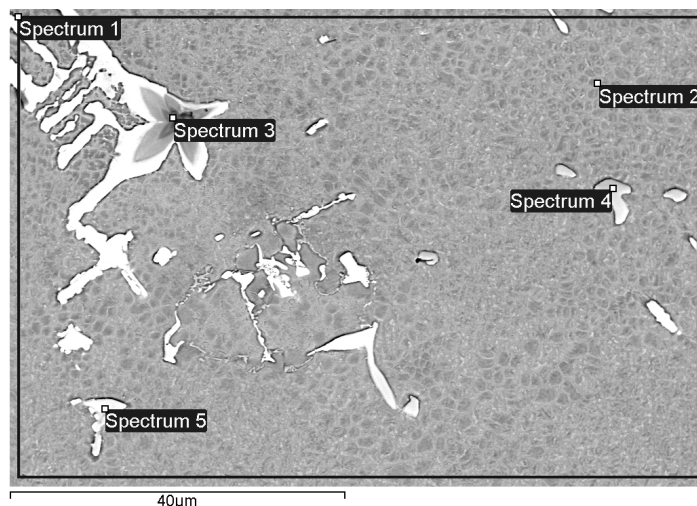
**Obrázek 89:** Oblast zájmu v místě iniciace únavové trhliny v alitační vrstvě, viz obrázek 67.

Na obrázku 90 jsou vyobrazeny chemické mapy vybraných prvků. Na základě těchto snímků lze stanovit přibližné chemické složení alitačního prášku, který pravděpodobně obsahuje kromě Al a Si i prvky Cr, Mo, Mn, Ti. V celém objemu alitační vrstvy bylo identifikováno i malé množství Ni indikující difuzi ze základního materiálu během procesu alitování.



**Obrázek 90:** Chemická analýza oblasti zájmu v místě iniciace trhliny v alitační vrstvě.

Jako další oblast zájmu bylo zvoleno místo s vysokým počtem karbidických částic v základním materiálu, viz obrázek 91. Snímek byl pořízen z podélného řezu metalografického výbrusu lopatky L3. V celém řezu lopatky byly nalezeny dendritické útvary odpovídající útvarům v levém horním rohu obrázku. Z tohoto důvodu byla provedena chemická analýza této oblasti, kde jsou zachyceny nejhrubší částice a z pohledu nehomogenity struktury by se mělo jednat o „nejhorší“ místo.



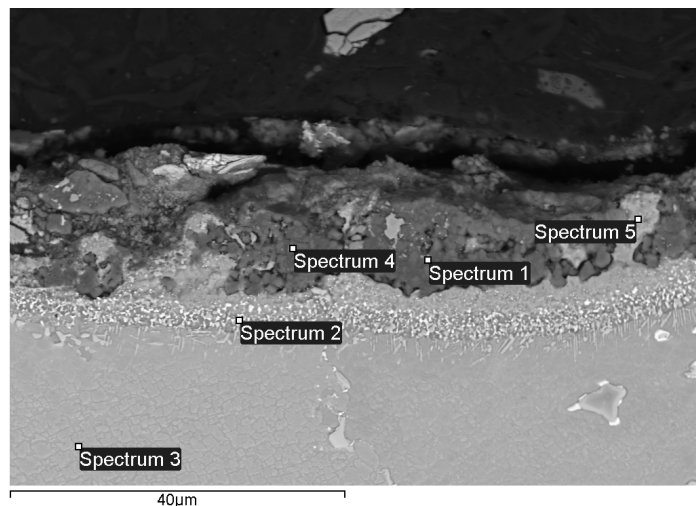
**Obrázek 91:** Oblast metalografického výbrusu bohatá na dendritické částice.

Na základě výsledné tabulky chemické analýzy (tabulka 4) lze dendritické oblasti identifikovat jako karbidy primárně Ti, ale i Mo a W (spektra 3, 4 a 5). Pro stanovení chemického složení základního materiálu bylo provedeno měření v oblasti označené jako spektrum 1. Tato oblast však obsahuje velké množství výše zmiňovaných karbidů a měření může být ovlivněno vysokými koncentracemi daných prvků. Z tohoto důvodu bylo provedeno dodatečné měření označené jako spektrum 6, které zahrnuje podstatně větší plochu metalografického výbrusu a pro stanovení chemického složení základního materiálu je směrodatnější.

**Tabulka 4:** Tabulka chemického složení jednotlivých oblastí označených jako spektra na obrázku 91. Pozn.: Spektrum 6 není na obrázku viditelné z důvodu měření na větší ploše při menším zvětšení.

Oblast	C [%]	O [%]	Al [%]	Ti [%]	Cr [%]	Mn [%]	Fe [%]	Co [%]	Ni [%]	Zr [%]	Mo [%]	W [%]
Spectrum 1	—	0.23	4.85	4.70	9.71	0.07	0.15	4.12	62.21	0.20	5.24	8.53
Spectrum 2	8.11	2.69	5.52	2.66	6.54	0.04	0.09	3.28	63.60	0.11	2.85	4.50
Spectrum 3	13.68	—	0.10	53.38	1.90	0.02	—	0.19	2.07	0.28	7.76	20.62
Spectrum 4	20.74	2.49	0.04	29.97	1.66	—	—	0.15	2.71	0.54	21.14	20.55
Spectrum 5	20.62	2.17	0.03	27.12	2.05	—	0.04	0.24	2.81	0.57	20.33	24.03
Spectrum 6	—	0.77	5.48	3.01	10.00	—	0.16	4.39	65.24	0.21	4.46	6.29
Max.	20.74	2.69	5.52	53.38	10.00	0.07	0.16	4.39	65.24	0.57	21.14	24.03
Min.	8.11	0.23	0.03	2.66	1.66	0.02	0.04	0.15	2.07	0.11	2.85	4.50

Další oblastí zájmu pro bodovou analýzu (tabulka 5) byla značně degradovaná alitační vrstva, viz obrázek 92. Jedná se o snímek příčného řezu lopatky L3, na kterém bylo nalezeno velké množství obdobně vypadajících oblastí s výrazně poškozenou alitační vrstvou. Na základě prvotní analýzy byly identifikovány oblasti se zvýšenou koncentrací Ni v alitační vrstvě indikující značnou difuzi Ni a dalších prvků ze základního materiálu do vrstvy.



**Obrázek 92:** Vybraná oblast s výrazně degradovanou alitační vrstvou.

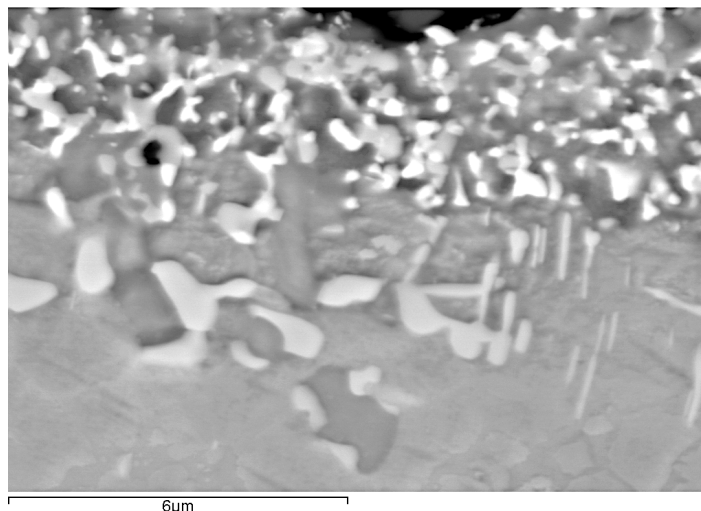
Pro ověření chemického složení samotné značně degradované vrstvy bylo využito spekter 1, 4 a 5. Z výsledků spekter 1 a 4 lze říci že se již nejedná o alitační vrstvu jako takovou ale v podstatě o povlak složený z korozních produktů vzniklých působením leteckého paliva na alitační vrstvu. Tyto oblasti obsahují velké množství Al, O a S. Spektrum 5 nopak potvrdilo, že dochází k difuzi Ni do alitační vrstvy během provozu a chemickým složením velmi připomíná složení základního materiálu.

V rámci základního materiálu byla vyhodnocena spektra 2 a 3, kdy hlavní oblastí zájmu bylo spektrum 2 nacházející se v difuzní části alitační vrstvy. Na základě bodové analýzy nelze jednoznačně určit složení (jak chemické tak i fázové) dané oblasti. Jedinou indikací odlišnosti je zvýšený obsah Al vůči základnímu materiálu.

**Tabulka 5:** Tabulka chemického složení jednotlivých oblastí označených jako spektra na obrázku 92.

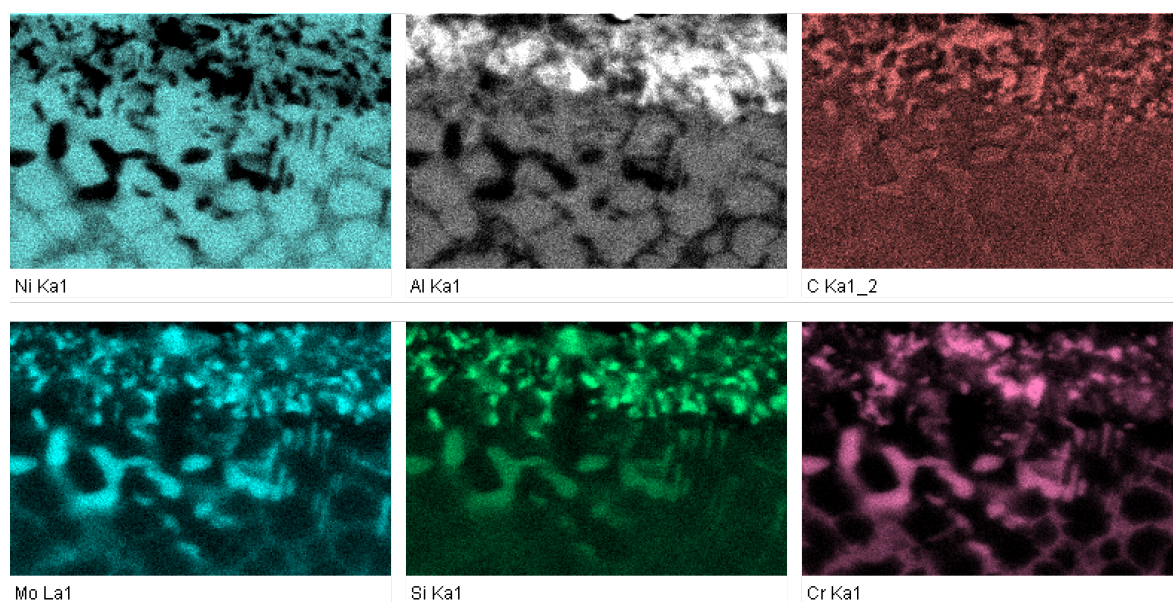
Oblast	C [%]	O [%]	Al [%]	Si [%]	S [%]	Ti [%]	Cr [%]	Mn [%]	Fe [%]	Co [%]	Ni [%]	Mo [%]	W [%]
Spectrum 1	6.44	36.64	21.75	0.32	0.33	1.73	15.06	0.06	0.18	1.80	13.00	1.28	1.41
Spectrum 2	8.15	2.38	10.93	0.04	—	2.31	6.82	0.04	0.20	3.64	59.92	2.31	3.26
Spectrum 3	10.07	2.76	4.87	—	—	1.91	9.35	0.05	0.15	3.92	58.34	3.53	5.03
Spectrum 4	5.46	36.64	22.79	0.19	0.34	3.33	9.60	—	0.14	2.06	16.89	0.93	1.62
Spectrum 5	7.88	—	4.68	0.04	—	1.60	7.88	—	0.24	1.69	63.85	11.44	0.70
Max.	10.07	36.64	22.79	0.32	0.34	3.33	15.06	0.06	0.24	3.92	63.85	11.44	5.03
Min.	5.46	2.38	4.68	0.04	0.33	1.60	6.82	0.04	0.14	1.69	13.00	0.93	0.70

V návaznosti na předchozí bodovou analýzu byla vytvořena chemická mapa oblasti difuzní části alitační vrstvy. Z pohledu únavového porušení lopatek se jedná o stěžejní část, kde dochází k průniku trhlin z alitační vrstvy do základního materiálu. Z obrázku 93 lze na základě zmenšení počtu menších částic bohatých na Si odhadnout polohu okraje substrátu před procesem alitování.



**Obrázek 93:** Oblast rozhraní mezi základním materiálem (dole) a difuzní částí alitační vrstvy (nahore).

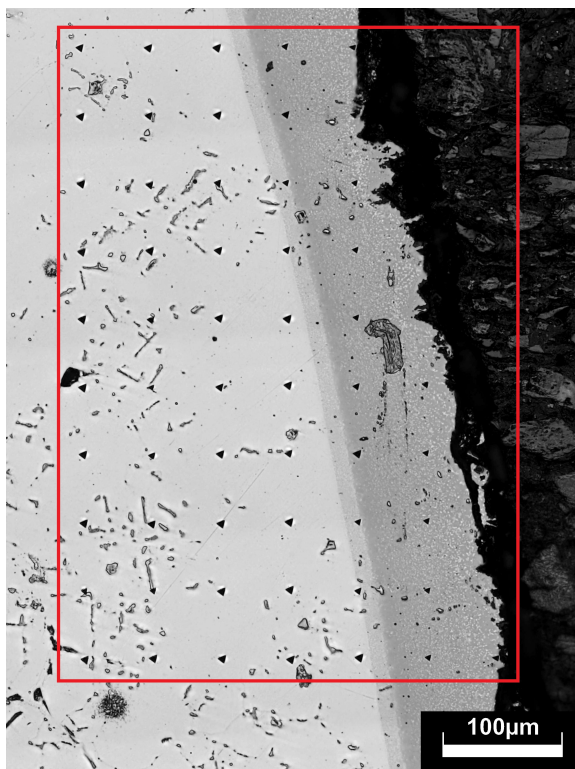
Na základě chemických map na obrázku 94 bylo určeno přibližné složení difuzní části alitační vrstvy. Z obrázků je patrná linie přechodu, kde pravděpodobně končí základní materiál (substrát) před procesem alitování. V difuzní části je patrný výrazně vyšší obsah Al a Si značící základ pro alitační vrstvu. Dále dochází k obohacení difuzní části o Mo a Cr. To společně s vyšším obsahem C poukazuje na přítomnost karbidů těchto prvků. S přechodem z difuzní části do substrátu roste velikost jednotlivých částic a snižuje se v nich obsah C a Si.



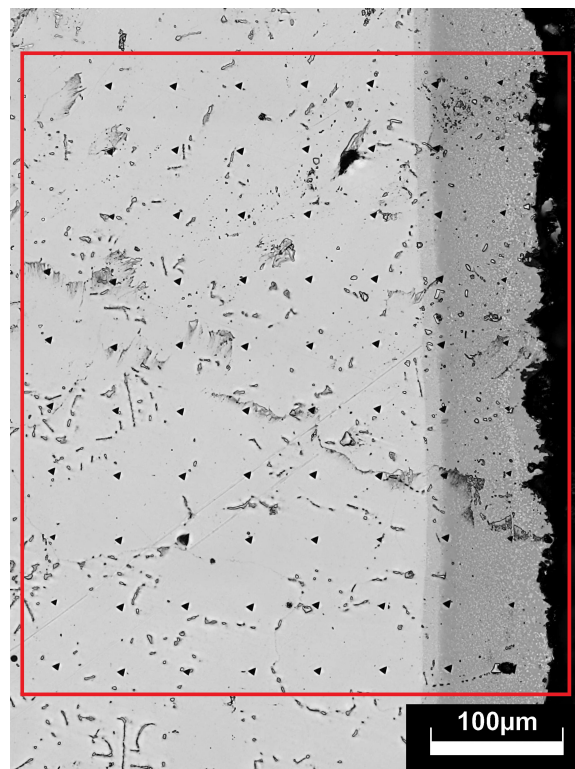
**Obrázek 94:** Chemická analýza oblasti rozhraní mezi základním materiálem a difuzní částí alitační vrstvy.

## 7.4 Výsledky měření tvrdosti a nanotvrdosti

Pro ověření teoretických předpokladů rozdílů v mechanických vlastnostech alitační vrstvy a substrátu ŽS6K byla zhotovena dvojice matic vtisků formou nanoindentace dle Berkoviche (obrázky 95 a 96). Jedná se o matice 10x10 a 15x10 vtisků, kdy bylo cílem nastavit měřicí stroj takovým způsobem, aby byl co nejlépe zachycen průběh mechanických vlastností ve směru substrát ŽS6K → difuzní část alitační vrstvy → samotná alitační vrstva.



Obrázek 95: Matice vtisků 10x10.



Obrázek 96: Matice vtisků 15x10.

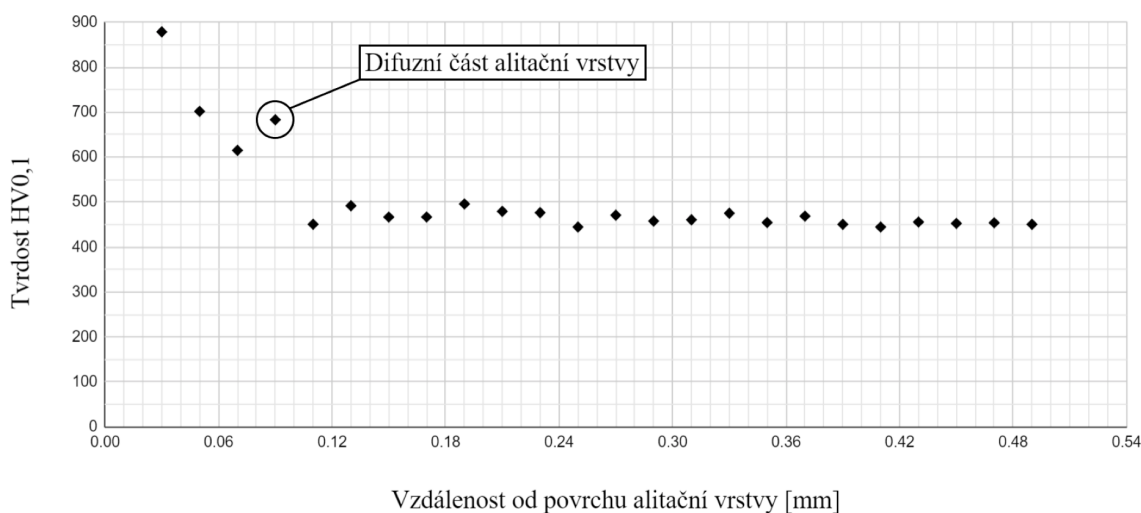
Výsledky měření jsou zahrnuty v tabulce 6. Jedná se o průměrné hodnoty vtisků v jednotlivých oblastech, které lze považovat za validní. Velké množství vtisků bylo nutné odflitrovat a to z důvodu vysoké citlivosti metody na reliéf zkušebního vzorku, přítomnost různých fází a karbidů ve struktuře a dalších vlivů. Naměřené hodnoty v tabulce 6 lze považovat za orientační a slouží pro potvrzení předpokladu rozdílných mechanických vlastností nejen mezi alitační vrstvou a substrátem ale také mezi jednotlivými částmi alitační vrstvy.

**Tabulka 6:** Naměřené hodnoty mechanických vlastností jednotlivých oblastí zájmu.

Měřená veličina	Substrát ŽS6K	Difuzní část	Alitační vrstva
Tvrdost [GPa]	4,96	5,20	5,25
Redukovaný modul pružnosti [GPa]	217,69	223,90	210,75



V návaznosti na předchozí měření bylo provedeno i základní měření mikrotvrlosti a tvrdosti dle Vickerse. Mikrotvrdot byla měřena ve třech liniích, tak aby byla co nejlépe pokryta alitační vrstva a zároveň byla dodržena norma pro měření tvrdosti ČSN EN ISO 6507-1 [41]. Vzdálenost jednotlivých linií vtisků byla 0,1 mm, kdy jednotlivé vtisky v linii byly od sebe vzdáleny 0,06 mm. Výsledný graf (obrázek 97) spojuje průběh všech linií do jedné a uvažuje jeden krok o hodnotě 0,02 mm. Tvrdot byla měřena na příčném řezu lopatky v jádře materiálu formou několika jednotlivých vtisků.



**Obrázek 97:** Průběh tvrdosti směrem od povrchu alitační vrstvy do jádra materiálu.

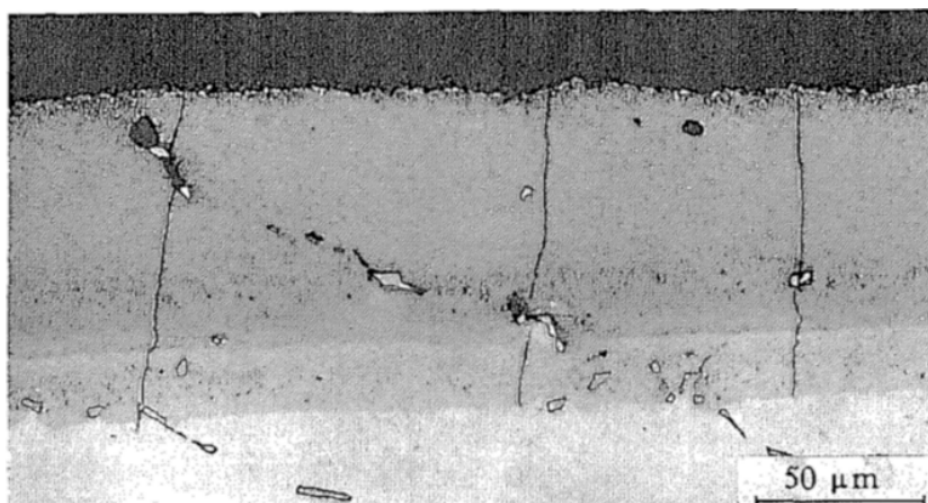
Naměřené hodnoty jsou uvedeny v tabulce 7, ve které je první hodnota obdobně jako v grafu posunuta o 0,03 mm které představují vzdálenost povrchu alitační vrstvy od prvního vtisku. Z grafu je patrný skokový nárůst při vtisku č. 4 (0,09 mm). V této oblasti došlo k měření samotné difuzní části alitační vrstvy. Zvýšená hodnota tvrdosti potvrzuje předchozí pozorování v rámci elektronové mikroskopie, kdy v této oblasti došlo na několika místech k oddělení alitační vrstvy od difuzní části. Z pohledu způsobu šíření trhliny se tedy jedná o kritickou oblast se zvýšenou tvrdostí. Substrát dále nevykazuje žádné kolísání hodnot a jeho tvrdost se pohybuje v rozmezí 444 - 495 HV0,1 (průměrná hodnota  $463 \pm 15$  HV0,1). Pro ověření byla provedena i zkouška tvrdosti HV30 s výslednými hodnotami  $412 \pm 5$  HV30. Hodnoty zkoušené zátěžnou silou 30 kgf jsou zhruba o 50 HV nižší, to je způsobeno větším vtiskem, který do určité míry eliminuje vlivy jemných částic nebo ovlivnění povrchové vrstvy zkušebního vzorku.

**Tabulka 7:** Tabulka naměřených hodnot pro průběh tvrdosti směrem od povrchu alitační vrstvy do jádra materiálu.

<b>Vzdálenost [mm]</b>	0,03	0,05	0,07	0,09	0,11	0,13	0,15	0,17	0,19	0,21	0,23	0,25
<b>Tvrdot HV0,1</b>	878,66	701,84	614,99	683,1	450,58	491,77	466,67	466,77	495,91	479,45	476,51	444,53
<b>Vzdálenost [mm]</b>	0,27	0,29	0,31	0,33	0,35	0,37	0,39	0,41	0,43	0,45	0,47	0,49
<b>Tvrdot HV0,1</b>	470,93	457,75	460,61	475,2	454,41	468,78	450,49	444,51	455,74	452,53	453,96	450,59

## 8. Diskuse výsledků

Na základě provedených zkoušek byl vytvořen ucelený obraz způsobu poškození roto-rových lopatek vysokotlaké turbíny leteckého motoru TV3-117. V rámci prvotních analýz struktury byla předběžně identifikována alitační vrstva jako zdroj iniciace pro šíření únavových trhlin do materiálu. Při dodatečné rešerši informací ohledně porušování lopatek turbínových motorů sovětského původu bylo v článku [42] identifikováno velmi podobné chování, kdy se trhliny v alitační vrstvě směrem do substrátu objevují již během tvorby vrstvy.



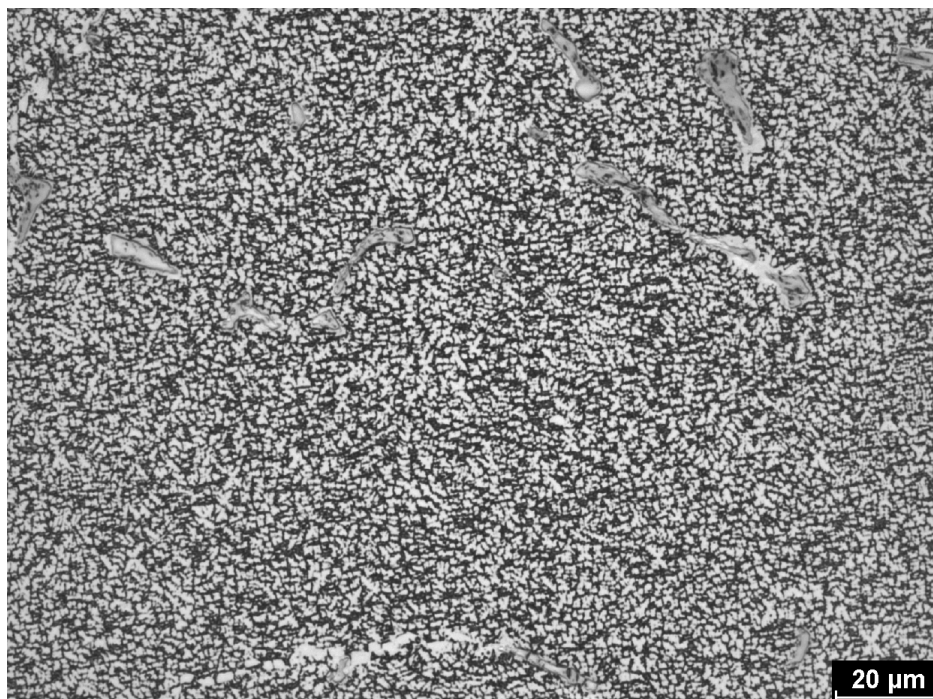
**Obrázek 98:** Trhliny v alitační vrstvě po tepelném zpracování. [42]

Po detailním prozkoumání lomových ploch a metalografických vzorků porušených lopatek (zejména lopatka označená jako L2) byla potvrzena teorie šíření trhlin iniciovaných v alitační vrstvě směrem do materiálu. Trhliny se šíří pod určitým úhlem směrem od odtokové hrany do jádra a k náběžné hraně lopatky. Toto zjištění odpovídá chování v praxi, kdy během oprav motorů typu TV3-117 dochází k četným nálezům trhlin na odtokových hranách lopatek. Místa iniciace byla identifikována jako globulární póry v alitační vrstvě, pravděpodobně způsobené lokální chemickou korozí spaliny leteckého paliva. Na obou místech lze sledovat typické vějířovité plochy (obrázek 66) charakteristické pro šíření únavových trhlin.

Pomocí metalografických výbrusů byla odhalena velmi výrazná degradace alitační vrstvy na náběžné hraně lopatky, kde ve střední části lopatky dochází k jejímu úplnému odstranění. Náběžná hrana lopatky v důsledku toho mění geometrii odpovídajícím způsobem vůči směru obtékání horkých spalin a obsahuje hrubší karbidické částice indikující lokální přehřátí materiálu.

Části lopatky blíže k vysokotlaké stěně (v řezu) vykazují mírnou změnu tvaru zpevňujících precipitátů  $\gamma'$ . Vzhledem k výrazné degradaci alitační vrstvy v těchto místech nelze vyloučit tepelné ovlivnění substrátu ŽS6K. Pro ověření stavu neovlivněné struktury byl vyhotoven dodatečný metalografický vzorek (obrázek 99) z oblasti zámku lopatky, kde teploty nedosahují

dostatečných teplot aby došlo k negativnímu ovlivnění materiálu. Na snímku je viditelná vyšší hranatost  $\gamma'$  precipitátů. To je v souladu s úvahou o lokálním přehřátí materiálu a to z důvodu závislosti tvaru precipitátů  $\gamma'$  na koherenci s maticí  $\gamma$ , která přímo souvisí s chemickým složením a uspořádaností  $\gamma'$  částic.

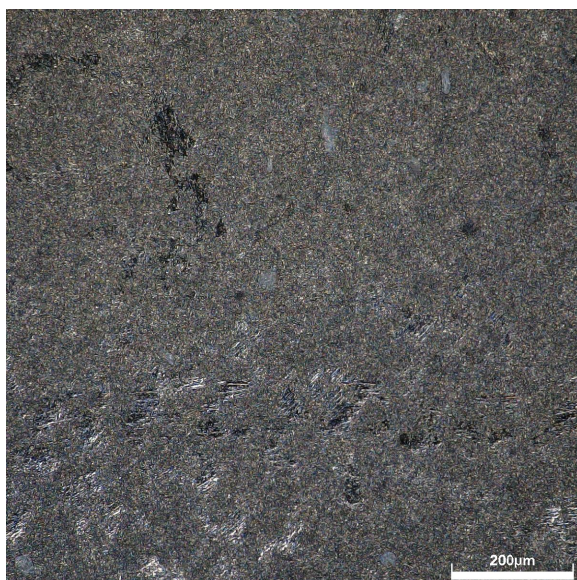


**Obrázek 99:** Struktura precipitátů  $\gamma'$  v řezu zámku lopatky.

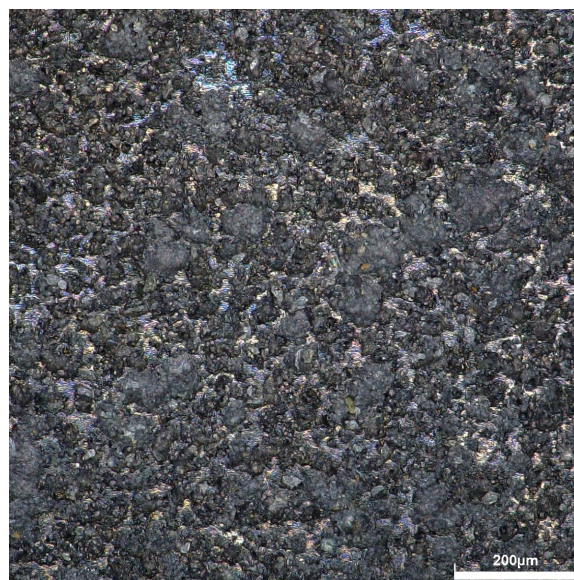
Pro vytvoření představy o chování samotné alitační vrstvy byla provedena chemická analýza na několika oblastech zájmu včetně základního materiálu ŽS6K. Materiál ŽS6K na základě těchto analýz odpovídá (s odchylkou zhruba 0,5 % W - to může být způsobeno přítomností velkého karbidu bohatého na W a Ti v měřené oblasti) předepsaným hodnotám nalezeným v rámci rešerše. V průběhu experimentální části diplomové práce byly ověřovány základní mechanické vlastnosti materiálu ŽS6K. Tato měření však byla pouze orientační a probíhala formou měření redukovaného modulu pružnosti dle Berkoviche a mikrotvrdosti dle Vickerse. Standardní mechanické zkoušky nebylo možné provést z důvodu absence řádných zkušebních vzorků pro standardní metody (dostupný materiál byl pouze ve formě lopatek). Vzhledem k charakteru zkoumaného materiálu (vojenské použití, původ v Sovětském svazu, současná výroba pouze v Ruské Federaci a na Ukrajině) nelze tato měření porovnat s ověřenými parametry. V rámci výše zmiňovaných výsledků z chemické analýzy a měření modulu pružnosti, který odpovídá niklovým superslitinám, lze říci, že samotný materiál ŽS6K s velkou pravděpodobností není důvodem předčasných lomů lopatek.

Základní složení alitačního prášku bylo z výsledků chemické analýzy určeno jako AlSiCr. Degradované oblasti alitační vrstvy dle předpokladů obsahují zvýšené množství O (až 36 %). To s vysokou pravděpodobností potvrzuje iniciaci únavových trhlin vlivem chemické koroze alitační vrstvy.

Na základě zjištěných informací bylo potvrzeno, že k porušení dochází s největší pravděpodobností vlivem degradace alitační vrstvy. Jedná se o kombinaci vlastností samotné vrstvy a technologie jejího nanášení. Z pohledu vlastností alitační vrstvy se jedná zejména o zvýšenou tvrdost a v důsledku toho křehké chování (odlupování vrstvy od substrátu viz obrázky 65 a 68). To v kombinaci s chemickou korozí a místy velmi proměnlivou tloušťkou nanesené vrstvy (20 – 100  $\mu m$ ) způsobuje iniciaci únavových trhlin směrem do substrátu. Pro názornost byly vyhotoveny snímky nové a degradované alitační vrstvy, obrázky 100 a 101. Na snímcích lze pozorovat výraznou degradaci alitační vrstvy vlivem chemické koroze. Důležitějším snímkem je však první obrázek (nová alitační vrstva), na kterém jsou viditelné oblasti s výrazně odlišnou tloušťkou alitační vrstvy (nelze vyloučit, že alitační vrstva v některých případech úplně chybí). S největší pravděpodobností se jedná o defekty vzniklé pochybením při výrobě nebo opravě lopatky, kdy nedošlo k úplnému odstranění staré alitační vrstvy, nebo nebylo na lopatku nanášeno dostatečné množství alitačního prášku.



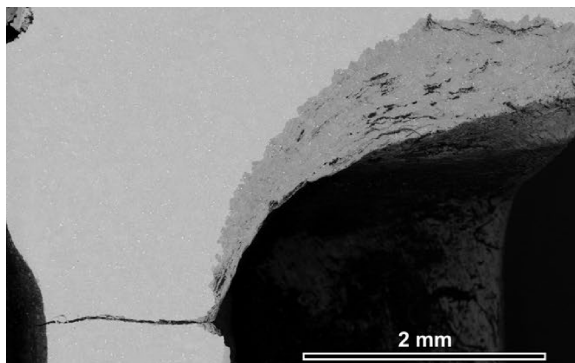
**Obrázek 100:** Alitační vrstva nové lopatky.



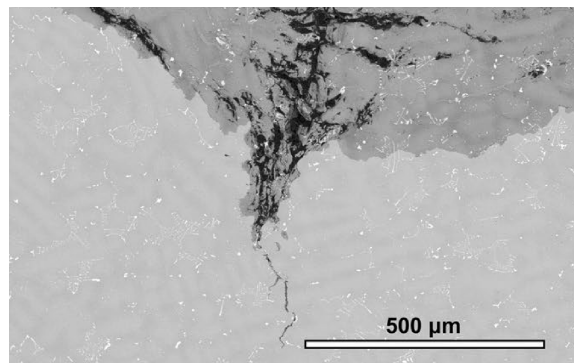
**Obrázek 101:** Alitační vrstva po expozici.

Pro odstranění problémů s předčasnými lomy lopatek by bylo vhodné v ideálním případě přistoupit k úplné změně formy ochrany materiálu před agresivním prostředím. Jako nejvhodnější řešení se jeví moderní TBC vrstvy na bázi keramiky. Z legislativních důvodů však v tomto konkrétním případě nelze přistoupit k tak razantním změnám a je nutné zachovat původní technické a technologické postupy včetně použitých materiálů. Jak již bylo zmíněno, alitační vrstva je velmi náchylná na křehké porušení i bez jakéhokoliv vystavení provozním podmínkám. Na základě zjištění během analýzy porušení rotorových lopatek tak lze jako nejvhodnější řešení předloženého problému doporučit zvýšit technologickou kázeň během operace alitování, přípravy lopatek před alitováním a s těmito procesy spjatých kontrolních operací. Zajištěním dokonalého pokrytí lopatky a konstantní tloušťky vrstvy by na základě zkoumaných vzorků mělo zajistit dostatečnou ochranu substrátu před zvýšenými teplotami a reaktivními látkami ve spalinách leteckého paliva.

Při dodatečné rešerši odborné literatury v oblasti porušení turbínových lopatek proudových motorů bylo nalezeno několik článků, které přímo nebo nepřímo poukazují na obdobné nálezy v superslitinách a TBC vrstvách na bázi systému Al-Si-Cr. Na základě těchto článků lze říci, že se jedná o dlouhodobě probírané téma v oblasti letectví, zejména u výkonných motorů pro vojenské použití. Množství článků přímo poukazuje na problémy alitačních vrstev u součástí z materiálů ŽS6K, ŽS6U nebo modernějších slitin řady ŽS32, Inconel, Mar a dalších.

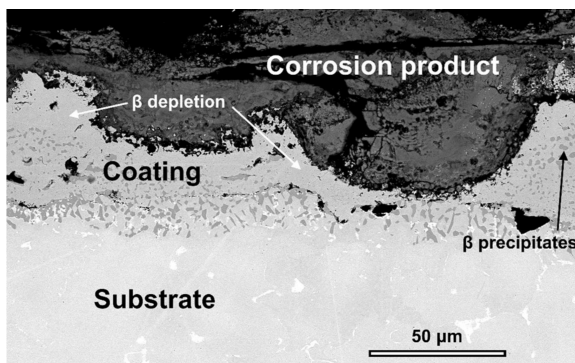


**Obrázek 102:** Trhlina iniciovaná chemickou korozi v oblasti zámku lopatky. [43]

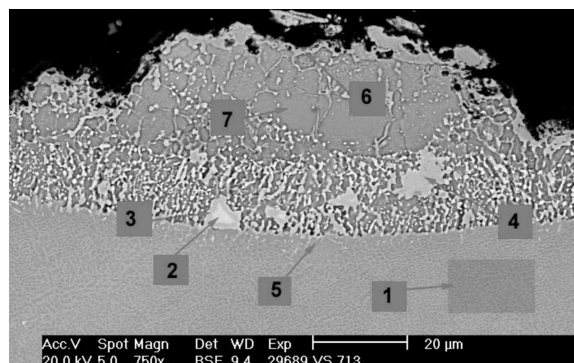


**Obrázek 103:** Trhlina iniciovaná lokální bodovou korozi v místě poškození TBC. [43]

Základním problémem diskutovaným odbornou literaturou je obecně reakce TBC vrstev na chemickou korozi v případě jejich poškození. Na obrázcích 102 a 103 jsou znázorněny nejčastější oblasti výskytu trhlin u lopatek proudových motorů. Jedná se zejména o trhliny iniciované lokální korozi jak substrátu, tak TBC vrstev. Ve většině případů dochází k porušení vlivem intenzivní koroze způsobené lokální geometrií součásti (obrázek vlevo) nebo bodovou korozi kdy dochází k lokálnímu napadení vrstvy (obrázek vpravo). Obdobně jako u v této práci zkoumaných lopatek dochází k porušení TBC vrstvy a vzniku korozních produktů. Tyto oblasti jsou náchylnější na vznik trhlin a jejich následné šíření do substrátu. Výrazná degradace TBC vrstvy obdobně jako v této práci byla zaznamenána na obrázku 104, kde došlo k nerovnoměrné tvorbě korozních produktů (tmavá část) na úkor původní TBC vrstvy. Na obrázku 105 lze pozorovat velmi proměnlivou tloušťku TBC vrstvy. To opět poukazuje na obecně horší vlastnosti (materiálové i technologické) vrstev na bázi Al-Si-Cr oproti moderním TBC vrstvám a přímo koresponduje s pozorováním v této práci. [42, 43, 44]



**Obrázek 104:** Korozní poškození TBC vrstvy na Mar-M247. [43]

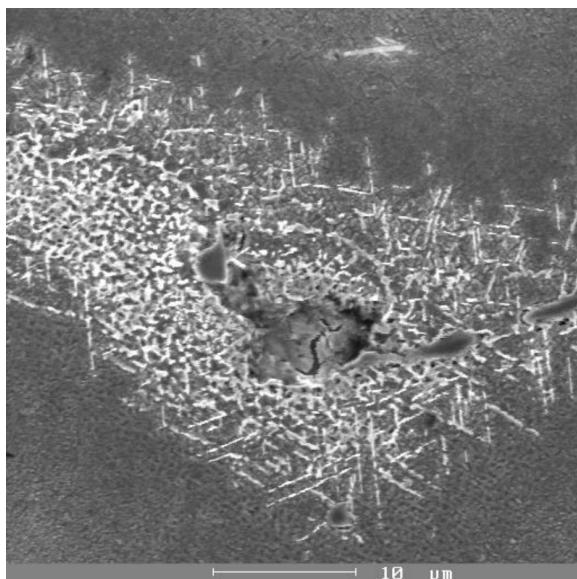


**Obrázek 105:** Korozní poškození TBC vrstvy na IN713LC. [44]

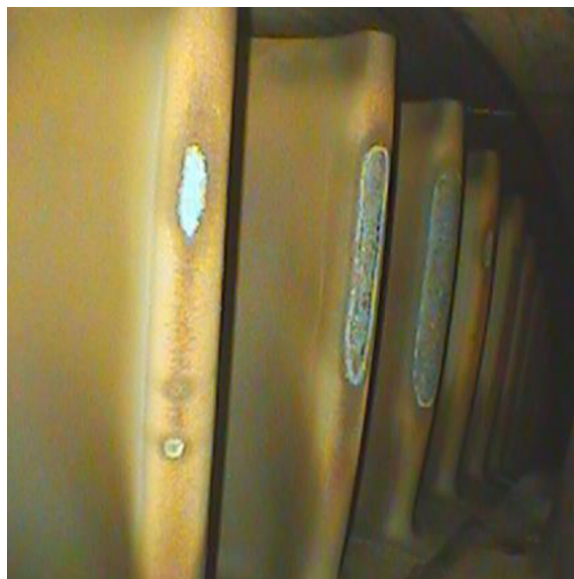
Odborná literatura zabývající-se opravami TBC vrstev na tepelně namáhaných součástech klade velmi vysoký důraz na odstranění korozních produktů a zbytků původní TBC vrstvy v kombinaci se zachováním rozměrů součástí v rámci daných tolerancí. Článek [45] doporučuje provádět důkladnou inspekci po každé technologické operaci (odstranění staré vrstvy, odstranění korozních produktů, obrábění, finišování).

Články zabývající-se slitinou ŽS6K často poukazují na strukturní změny způsobené přehřátím materiálu. Článek [46] např. poukazuje na snižování „hranatosti“ a tím pádem i koherence  $\gamma/\gamma$  fází, které bylo v rámci této práce také identifikováno. Na druhou stranu článek [47] popisuje výskyt TCP fází (v tomto případě se jedná o  $\sigma$ -fáze, viz obrázek 106) při přehřátí materiálu ŽS6K. Tyto fáze však během pozorování v této práci nebyly nalezeny. To je pravděpodobně způsobeno odlišnými podmínkami při kterých byl materiál v článku exponován oproti podmínkám, které působily na námi testované lopatky.

V poslední řadě byl v rámci dodatečné rešerše nalezen článek zabývající se poškozením turbínových lopatek u motorů RD-33 (Mikoyan MiG-29). Materiál těchto lopatek (ŽS32) je přímým nástupcem materiálu ŽS6U, který byl původně pro tyto součásti používán (první verze MiG-29 před modernizací). Na obrázku 107 lze pozorovat obdobné poškození náběžných hran jako bylo nalezeno v experimentální části této práce (obrázky 83 a 85). Autoři článku identifikovali jako nejnáchylnější místo střed a horní třetinu náběžné hrany lopatky společně s vysokotlakou stěnou. Za příčinu tohoto poškození považují zejména tepelné peaky, které převyšují stanovené limity pro daný materiál. Vlivem toho dochází ke zhoršování únavových vlastností materiálu a následným lomům lopatek. [48]



**Obrázek 106:** Mezidentritická oblast ve které došlo vlivem přehřátí k vytvoření deskovitých útvarů takzvaných  $\sigma$ -fází. [47]



**Obrázek 107:** Poškození TBC vrstvy na náběžných hranách rotorových lopatek vysokotlaké turbíny motoru RD-33 (materiál ŽS32). [48]

## 9. Závěr

Předkládaná práce se zabývá porušením rotorových lopatek prvního a druhého stupně vysokotlaké turbíny leteckého motoru TV3-117. Hlavním cílem práce bylo objasnit proces poškození zkoumaných lopatek a veškerá zjištění co nejdětalněji popsat. Bylo stanoveno, že k porušení lopatek dochází vlivem únavy iniciované v alitační vrstvě. K porušení alitační vrstvy dochází vlivem chemické koroze v kombinaci s nerovnoměrnou tloušťkou a vysokou náchylností vrstvy ke křehkému lomu. Vlivem nerovnoměrné tloušťky vrstvy a její výrazné degradace také dochází k tepelnému ovlivnění substrátu což může mít zásadní vliv na jeho mechanické vlastnosti během provozních podmínek. Pro zamezení vzniku předčasných lomů v provozu bylo v diskusi navrženo několik opatření. Tyto závěry byly vyvozeny na základě splnění bodů v zadání diplomové práce:

- Na základě předpokládaného způsobu porušení lopatek a jejich konstrukčního materiálu byla vypracována rešerše na téma superslitin niklu, creepu, lomové mechaniky a únavových dějů.
- Pro experimentální hodnocení bylo navrženo zkoušení únavy rotorových lopatek jednoosým tahem za normálních podmínek v laboratoři Ústavu letadlové techniky.
- V návaznosti na zjištění během únavového zkoušení byl stanoven postup materiálové analýzy. V rámci této analýzy byla provedena příprava vzorků a jejich vyhodnocení množstvím standardních i nestandardních metod (optická mikroskopie, elektronová mikroskopie (včetně stanovení chemického složení), měření tvrdosti dle Vickerse, měření nanotvrdosti a redukovaného modulu pružnosti dle Berkoviche)
- V rámci provádění experimentální části a jejího vyhodnocení bylo identifikováno množství degradačních jevů působících na lopatky. Mezi ty patří zejména vysokoteplotní koroze alitační vrstvy, křehké porušení alitační vrstvy v kombinaci s šířením únavových trhlin do substrátu (materiál ŽS6K) a úplné odstranění alitační vrstvy během provozu a v návaznosti na to i změna geometrie náběžných hran lopatek.
- Z výše zmiňovaných zjištění lze jako hlavní příčinu předčasných lomů lopatek stanovit alitační vrstvu, která vykazuje značně nehomogenní degradaci v různých částech povrchu lopatky. Určitá degradace, pravděpodobně způsobená technologickou nekázní při procesu alitace, se projevuje i na nové lopatce. To poukazuje na vysokou citlivost zvolené metody ochrany substrátu na množství externích vlivů (zejména technologické kázně a vlastností samotné vrstvy). Tyto vlivy lze eliminovat jen velmi obtížně a na základě toho by bylo vhodnější provést změnu způsobu TBC ochrany lopatek na modernější vrstvy, např. na bázi Y stabilizované Zr keramiky.

# Seznam obrázků

1	Rotorová lopatka prvního stupně vysokotlaké turbíny turbohřídelového motoru TV3-117. . . . .	9
2	TV3-117 s vyznačenou oblastí teploty TIT. [4] . . . . .	11
3	FCC krystalová mřížka fáze $\gamma$ , která se skládá čistě z atomů Ni. . . . .	13
4	L1 <sub>2</sub> struktura fáze $\gamma'$ , kde tmavě zobrazené atomy jsou atomy Ni, světle Al. . . . .	13
5	Snímek pořízený SEM podélného řezu oběžné lopatky turbíny turbohřídelového motoru TV3-117. Ze snímku lze konstatovat, že vlivem vyššího podílu ostatních legujících prvků ve fázi $\gamma'$ dochází ke snížení koherence s maticí a výsledné oblasti fáze $\gamma'$ zaujímají spíše kubický tvar. . . . .	14
6	Vliv teploty a složení fáze $\gamma'$ na mez kluzu, kdy ve většině případů dochází k zdvojnásobení hodnoty meze kluzu fáze $\gamma'$ za zvýšených teplot oproti normální teplotě. Pozn.: levá stupnice uvažuje jednotky MPa. [2] . . . . .	14
7	D0 <sub>22</sub> struktura fáze $\gamma''$ , kde tmavě jsou atomy Ni, světle Nb/Ta. . . . .	15
8	Snímek disků fáze $\gamma''$ (bílé skvrny) pořízený SEM. [1] . . . . .	15
9	Zipper-like struktura tvořená karbidy typu M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> v superslitině Rene 41. [2] . . . . .	17
10	Voskový model lopatky s grain selectorem. [1] . . . . .	18
11	Detail grain selectoru v oblasti zámku lopatky. [1] . . . . .	18
12	Křivky tečení v závislosti na teplotě. Upraveno dle [15] . . . . .	19
13	Křivka vysokoteplotního creepu. Upraveno dle [17] . . . . .	20
14	Difuzní mechanismy při tahovém namáhání zrna. . . . .	21
15	Časově závislá deformace žíhané austenitické korozivzdorné oceli typu AISI 304. [19] . . . . .	21
16	Nejběžnější formy porušení- a) velmi houževnatý materiál, b) materiál vykazující smíšené chování (běžná konstrukční ocel), c) křehký materiál. [20] . . . . .	23
17	Proces vzniku tvárného lomu: a) cizí částice v houževnaté matici, b) vznik zárodků dutin vlivem porušení na rozhraní částice-matrice, c) růst dutin, d) koncentrace napětí ve vhodné orientaci mezi dutinami, e) tvorba krčků mezi jednotlivými dutinami, f) spojení dutin vlivem porušení můstků a finální lom. Upraveno dle [21] . . . . .	24
18	Snímek pořízený SEM zobrazující lomovou plochu s jamkovou morfologií. [22] . . . . .	24
19	Proces vzniku tzv. cup and cone: a) růst a šíření kavit za přítomnosti 3-osé napjatosti, b) vznik trhliny a formování deformačních pásů pod úhlem 45 stupňů, c) vznik „cup and cone“, d) detail vzniku kavit a jejich spojování podél deformačních pásů. [21] . . . . .	25



20	Růst trhliny v typickém „zig-zag“ tvaru. Upraveno dle [21] . . . . .	25
21	Transkrystalický lom s typickou říčkovou morfologií (vlevo) a interkrystalický lom (vpravo). [23] . . . . .	26
22	Rozdělení trhliny do více rovin za vzniku faset. Upraveno dle [21] . . . . .	26
23	Detail lomové plochy zaměřený na fasety a stupně. [21] . . . . .	27
24	Tranzitní křivka se strmým přechodem charakteristická pro materiály které podléhají přechodu z křehkého na houževnaté porušení (n v apř. feritická ocel). Upraveno dle [21] . . . . .	28
25	Houževnaté můstky v křehké trhlíně. Upraveno dle [21] . . . . .	28
26	Vizualizace stavu rovinné napjatosti. [25] . . . . .	29
27	Vizualizace stavu rovinné deformace. [25] . . . . .	30
28	Schéma znázorňující souvislosti pro odvození ideální pevnosti materiálu, kde $k$ = směrnice vazebné síly v bodě $x_0$ (působí jako konstanta tuhosti), $x_0$ = rovnovážná poloha a $\lambda$ = půlperioda jedné sinusové křivky. Upraveno dle [21]	31
29	Eliptická trhlina v nekonečné desce (rozměry desky ve směrech „a“ a „b“ jsou mnohem větší než rozměry trhliny). [21] . . . . .	32
30	Eliptická trhlina v nekonečné desce s úvahou odlehčeného objemu. . . . .	33
31	Měkké zatěžování (a) a tvrdé zatěžování (b). Upraveno dle [14, 21] . . . . .	35
32	Grafické znázornění pro měkké (a) a tvrdé (b) zatěžování. Upraveno dle [14, 21]	36
33	Křivky nestability pro konstantní odpor materiálu (vlevo) a proměnný odpor materiálu (vpravo). Upraveno dle [14, 21] . . . . .	37
34	Rozložení napětí na čele trhliny. Upraveno dle [21] . . . . .	38
35	Režimy (módy) zatěžování. Upraveno dle [21] . . . . .	38
36	Předpoklady průběhu napětí působícího kolmo na plochu trhliny. Upraveno dle [21] . . . . .	38
37	Schématické naznačení rozšíření plastické zóny na čele trhliny vlivem rozložení napětí nad mezí kluzu. Upraveno dle [21] . . . . .	39
38	Vliv předpokladu rovinné deformace a rovinné napjatosti na velikost plastické zóny na čele trhliny. Upraveno dle [21] . . . . .	39
39	Průběhy zatěžování (plná čára) a odlehčování (čárkovaně) materiálů vykazujících nelineární elastickou a elasticko plastickou deformaci. Upraveno dle [21] . . . . .	40
40	Rychlost uvolňování energie nelineárně elastického materiálu (pozn. v obrázku jsou zobrazeny případy pro měkké i tvrdé zatěžování. Upraveno dle [21] . . . . .	40
41	Schématické znázornění uzavřené křivky. Upraveno dle [21] . . . . .	41
42	Nejčastěji používané definice CTOD. Upraveno dle [21] . . . . .	41
43	Schématické znázornění SE(B) vzorku pro CTOD zkoušku. Upraveno dle [21]	42
44	Příklad Wöhlerovy (S-N) křivky pro ocel a slitinu hliníku. Upraveno dle [34]	44
45	Manson-Coffinova křivka pro nízkocyklovou únavu. Upraveno dle [35] . .	44

46	Hysterézní smyčka zatěžování monokrystalu FCC materiálu. Upraveno dle [33]	45
47	Závislost smykového napětí při saturaci $\tau_s$ na amplitudě plastické smykové deformace $\gamma_{pl}$ . Upraveno dle [33]	46
48	Deformační pásy v monokrystalu Cu při $\gamma_{pl} = 1,5 \cdot 10^{-3}$ (vlevo) a $\gamma_{pl} = 4,5 \cdot 10^{-3}$ (vpravo). [33]	46
49	Deformační pásy (PSB) na povrchu součásti. Upraveno dle [33]	46
50	Závislost $\tau_s$ na $\gamma_{pl}$ pro monokrystal Cu (plně) a polykrystal Cu (čárkovaně). Upraveno dle [33]	47
51	Příklad růstu délky trhliny ( $a$ ) v závislosti na počtu cyklů ( $N$ ) pro dvě různá rozpětí externího zatížení ( $\Delta\sigma_1$ a $\Delta\sigma_2$ ). Upraveno dle [32]	48
52	Schématické znázornění šíření trhliny ve fázích a) Stage I a b) Stage II. Upraveno dle [33]	49
53	Vizualizace konceptu otupení trhliny pro plně vratný cyklus: a) nulové zatížení, b) malé tahové zatížení, c) dosažení maximálního tahového zatížení, d) začátek tlakového zatížení, e) dosažení maximálního tlakového zatížení, f) malé tahové zatížení v dalším cyklu. Upraveno dle [33]	49
54	Charakteristická křivka šíření trhliny v závislosti na $\Delta K$ při frekvenci zatěžování 50 Hz. Upraveno dle [33]	50
55	Závislosti rozpětí faktoru intenzity napětí ( $\Delta K_0$ ) na součiniteli asymetrie cyklu ( $R$ ). Upraveno dle [33]	51
56	Závislost prahových hodnot faktoru intenzity napětí ( $\Delta K_{th}$ a $K_{max,th}$ ) na součiniteli asymetrie cyklu. Upraveno dle [33]	51
57	Vliv symetrie zatěžování na tvar a polohu Parisovi křivky. Upraveno dle [33]	52
58	Turbohřídelový motor TV3-117.	54
59	Přibližný 3D model lopatky druhého stupně turbíny kompresoru turbohřídelového motoru TV3-117 s vyznačenými základními oblastmi. Zeleně - odtoková hrana, červeně - náběžná hrana, vlevo - hřebínek, vpravo - zámek, tvarová plocha lopatky v pohledu - vysokotlaká stěna, plocha z druhé strany - nízkotlaká stěna.	55
60	Teplotní pole lopatky vysokotlaké turbíny (pozn. jedná se o lopatku s vnitřním chlazením, teplotní rozdíl v rámci lopatky je tedy podstatně vyšší než u lopatky bez vnitřního chlazení jako jsou právě lopatky pro TV3-117). [36]	55
61	Lopatky poškozené chemickou korozí. [38]	56
62	Zkušební vzorek lopatky s připevněným tenzometrem (Lopatka L1 - délka vrubu 1,1 mm) a přivařenými destičkami pro uchycení do zkušebního stroje. Pozn.: Přibližná délka lopatky s destičkami je 100 mm.	58
63	Schématické naznačení poloh řezů pro metalografické výbrusy, podélný směr modře a příčný směr zeleně.	59

64	Přibližný 3D model lopatky s naznačenými oblastmi porušení během únavových zkoušek. K porušení lopatek s označením L1, L2 a L4 došlo v oblasti a). V místě b) došlo k únavovému lomu lopatky L3 s iniciací v uměle vytvořeném vrubu. . . . .	60
65	Křehké porušení alitační vrstvy nacházející se po obvodu celé lopatky. . . . .	61
66	Oblasti iniciace únavy a prvotní šíření alitační vrstvou na odtokové hraně lopatky. . . . .	61
67	Detail místa iniciace únavového porušení v místě a) s patrnými sekundárními trhlinami, které indikují interkrystalický štěpný lom. . . . .	62
68	Oblast zastavení šíření únavy z místa iniciace b) a oddělení difuzní a hrubozrné oblasti alitační vrstvy. . . . .	62
69	Striační čáry indikující šíření únavové trhliny diagonálně směrem k náběžné hraně lopatky. . . . .	62
70	Striační čáry s delaminací indikující šíření únavové trhliny směrem do základního materiálu. . . . .	62
71	Striační pole obklopené porušenou karbidickou částicí. . . . .	63
72	Detail striačního pole s náznaky tvárného lomu. . . . .	63
73	Výrazná plastická deformace v jednom směru v oblasti náběžné hrany zkoumané lopatky. . . . .	63
74	Sekundární trhlina prostupující do základního materiálu iniciovaná na povrchu alitační vrstvy. . . . .	63
75	Výrazná koroze prostupující k difuzní části alitační vrstvy. . . . .	64
76	Detail korozně napadené oblasti (tmavá část obsahuje oxidy Al). . . . .	64
77	Makrosnímek optického mikroskopu lomové plochy lopatky L2. Šipky naznačují směr šíření únavových trhlin na základě orientace striací nalezených pomocí SEM. Obrázek dále obsahuje detailní snímky oblastí s přibližnými polohami daných nálezů. . . . .	64
78	Detail oblasti vrubu a šíření trhliny na lopatce L3. . . . .	65
79	Makrosnímek oblasti uměle vytvořeného vrubu na odtokové hraně lopatky. . . . .	65
80	Detail striačních čar podél kubických $\gamma'$ fází. . . . .	65
81	Karbidické částice v kombinaci se štěpným lomem podél $\gamma'$ fází. . . . .	66
82	Detail sekundární trhliny orientované po hranicích $\gamma'$ fází. . . . .	66
83	Makrosnímek náběžné hrany lopatky s výraznou korozí alitační vrstvy. . . . .	66
84	Diagonálně orientované striační čáry a značně degradovaná alitační vrstva. . . . .	66
85	Makrosnímek příčného řezu náběžné hrany lopatky L3 s chybějící alitační vrstvou a viditelnou změnou geometrie. . . . .	67
86	Detail náběžné hrany lopatky L3 s vyznačeným směrem obtékání a odpovídající plastickou deformací povrchové vrstvy. . . . .	67
87	Přehledový obrázek podélného řezu lomové plochy v oblasti dolomení. . . . .	67
88	Detail lomové plochy v blízkosti povrchu lopatky. . . . .	67

89	Oblast zájmu v místě iniciace únavové trhliny v alitační vrstvě, viz obrázek 67.	68
90	Chemická analýza oblasti zájmu v místě iniciace trhliny v alitační vrstvě.	68
91	Oblast metalografického výbrusu bohatá na dendritické částice.	69
92	Vybraná oblast s výrazně degradovanou alitační vrstvou.	70
93	Oblast rozhraní mezi základním materiálem (dole) a difuzní částí alitační vrstvy (nahore).	71
94	Chemická analýza oblasti rozhraní mezi základním materiálem a difuzní částí alitační vrstvy.	71
95	Matice vtisků 10x10.	72
96	Matice vtisků 15x10.	72
97	Průběh tvrdosti směrem od povrchu alitační vrstvy do jádra materiálu.	73
98	Trhliny v alitační vrstvě po tepelném zpracování. [42]	74
99	Struktura precipitátů $\gamma'$ v řezu zámku lopatky.	75
100	Alitační vrstva nové lopatky.	76
101	Alitační vrstva po expozici.	76
102	Trhlina iniciovaná chemickou korozí v oblasti zámku lopatky. [43]	77
103	Trhlina iniciovaná lokální bodovou korozí v místě poškození TBC. [43]	77
104	Korozní poškození TBC vrstvy na Mar-M247. [43]	77
105	Korozní poškození TBC vrstvy na IN713LC. [44]	77
106	Mezidentritická oblast ve které došlo vlivem přehřátí k vytvoření deskovitých útvarů takzvaných $\sigma$ -fází. [47]	78
107	Poškození TBC vrstvy na náběžných hranách rotorových lopatek vysokotlaké turbíny motoru RD-33 (materiál ŽS32). [48]	78

# Seznam tabulek

1	Chemické složení niklové superslitiny ŽS6K. [40] . . . . .	57
2	Parametry zatěžování vybraných zkoušených lopatek. . . . .	58
3	Režimy zatěžování zkoumaných lopatek. . . . .	61
4	Tabulka chemického složení jednotlivých oblastí označených jako spektra na obrázku 91. Pozn.: Spektrum 6 není na obrázku viditelné z důvodu měření na větší ploše při menším zvětšení. . . . .	69
5	Tabulka chemického složení jednotlivých oblastí označených jako spektra na obrázku 92. . . . .	70
6	Naměřené hodnoty mechanických vlastností jednotlivých oblastí zájmu. . .	72
7	Tabulka naměřených hodnot pro průběh tvrdosti směrem od povrchu alitační vrstvy do jádra materiálu. . . . .	73

# Seznam literárních zdrojů

1. REED, Roger C. *The Superalloys Fundamentals and Applications*. The Edinburgh Building, Cambridge CB2 2RU, UK: Cambridge University Press, 2006. ISBN 978-0-521-85904-2.
2. GROUP, Taylor & Francis; ZHANG, Sam; ZHAO, Dongliang. *Aerospace Materials Handbook*. 6000 Broken Sound Parkway NW, Suite 300: CRC Press, 2013. ISBN 978-1-4398-7330-4.
3. DAVIS, J. R. *ASM Specialty Handbook: Nickel, Cobalt, and their Alloys*. ASM International Committee, 2000.
4. DVIRNYK, Yaroslav; PAVLENKO, Dmytro; PRZYSOWA, Radoslaw. Determination of serviceability limits of a turboshaft engine by the criterion of blade natural frequency and stall margin. *Aerospace*. 2019, roč. 6, č. 12. ISSN 2226-4310. Dostupné také z: <https://www.mdpi.com/2226-4310/6/12/132>.
5. ENZ, Peter; TURNER, Bryan; WITTBRODT, Ben; WONG, Matt. Design of an Eta-Phase Strengthened Nickel-Based Alloy. 2013. Dostupné také z: [https://www.asminternational.org/documents/10192/18931279/2013\\_Michigan\\_Tech.pdf/211b7369-1168-44df-9170-2dc549a082db](https://www.asminternational.org/documents/10192/18931279/2013_Michigan_Tech.pdf/211b7369-1168-44df-9170-2dc549a082db).
6. MAHADEVAN, Sundararaman; NALAWADE, Sachin; SINGH, Jung Bahadur; VERMA, Amit; PAUL, Bhaskar; RAMASWAMY, Kishore. Evolution of delta phase microstructure in alloy 718. 2010. Dostupné také z: [https://www.tms.org/Superalloys/10.7449/2010/Superalloys\\_2010\\_737\\_750.pdf](https://www.tms.org/Superalloys/10.7449/2010/Superalloys_2010_737_750.pdf).
7. DAROLIA, R; LAHRMAN, DF; FIELD, RD. Formation of topologically closed packed phases in nickel base single crystal superalloys. 1988. Dostupné také z: [https://www.tms.org/superalloys/10.7449/1988/Superalloys\\_1988\\_255\\_264.pdf](https://www.tms.org/superalloys/10.7449/1988/Superalloys_1988_255_264.pdf).
8. WILSON, A. S. Formation and effect of topologically close-packed phases in nickel-base superalloys. *Department of Materials Science & Metallurgy, University of Cambridge*. [B.r.].
9. DRESHFIELD, Robert L.; ASHBROOK, Richard L. Effects of sigma-phase formation on some mechanical properties of a wrought nickel-base superalloy (in-100). *NASA TECHNICAL NOTE TN D-7654*. 1974.
10. SCHIRRA, John J.; CALESS, Robert H.; HATALA, Robert W. The effect of laves phase on the mechanical properties of wrought and cast + hip Inconel 718. *United Technologies Corporation Pratt & Whitney*. 1991.

11. SOWA, Roman; ARABASZ, Sebastian; PARLINSKA-WOJTAN, Magdalena. Classification and microstructural stability of high generation single crystal nickel-based superalloys. *Zastita Materijala*. 2016, č. 57. ISSN 0351-9465.
12. MOURITZ, Adrian P. (ed.). 12 - Superalloys for gas turbine engines. In: *Introduction to Aerospace Materials*. Woodhead Publishing, 2012, s. 251–267. ISBN 978-1-85573-946-8. Dostupné z DOI: <https://doi.org/10.1533/9780857095152.251>.
13. KASSNER, Michael E. *Fundamentals of Creep in Metals and Alloys*. Third. Butterworth-Heinemann, 2015. ISBN 9780080994321.
14. PLUHAŘ, Jaroslav. *Fyzikální metalurgie a mezní stavy materiálu*. Praha, Bratislava: Státní nakladatelství technické literatury Alfa, 1987.
15. HALAMA, Radim; FOJTÍK, František; FUSEK, Martin; ROJÍČEK, Jaroslav; ADÁM-KOVÁ, Ludmila. *Vlastnosti a zkoušení materiálů*. Ostrava: TECHNICKÁ UNIVERZITA OSTRAVA, 2013. ISBN 978-80-248-3027-8.
16. KASSNER, M.E.; HAYES, Troy. Creep cavitation in metals. *International Journal of Plasticity*. 2003, roč. 19, s. 1715–1748. Dostupné z DOI: 10.1016/S0749-6419(02)00111-0.
17. *Creep - Springer link*. 2022. Dostupné také z: [https://link.springer.com/10.1007/978-0-387-92897-5\\_291](https://link.springer.com/10.1007/978-0-387-92897-5_291).
18. SMALLMAN, R. E.; BISHOP, R. J. *Modern Physical Metallurgy and Materials Engineering*. Linacre House, Jordan Hill, Oxford OX2 8DP: Butterworth-Heinemann, 1999. ISBN 0 7506 4564 4.
19. KASSNER, Michael E.; SMITH, Kamia. Low temperature creep plasticity. *Journal of Materials Research and Technology*. 2014, roč. 3, č. 3, s. 280–288. ISSN 2238-7854. Dostupné z DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2014.06.009>.
20. CALLISTER, William; RETHWISCH, David. *Materials Science and Engineering*. The State of Utah: The University of Utah, 2009. ISBN 978-0-470-41997-7.
21. ANDERSON, T. L. *FRACTURE MECHANICS Fundamentals and Applications*. Third edition. 6000 Broken Sound Parkway NW, Suite 300: Taylor a Francis Group, 2005. ISBN 978-1-4200-5821-5.
22. SOLUTIONS, MCAT SCIENTIFIC. *SEM: Fracture surface*. Dostupné také z: <https://www.mcatss.com/gallery>.
23. PLANMAN, T.; SERVER, W.L.; YAMAMOTO, M. 3.04 - Fracture Toughness Master Curve of bcc Steels. In: KONINGS, Rudy J.M.; STOLLER, Roger E. (ed.). *Comprehensive Nuclear Materials*. Second Edition. Oxford: Elsevier, 2020, s. 197–225. ISBN 978-0-08-102866-7. Dostupné z DOI: <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-803581-8.11695-9>.
24. DOWLING, Norman E. *Mechanical Behavior of Materials*. Harlow, Essex CM20 2JE: Pearson Education Limited, 2013. ISBN 0-273-76455-1.

25. *Plane stress*. Dostupné také z: [https://en.wikipedia.org/wiki/Plane\\_stress](https://en.wikipedia.org/wiki/Plane_stress).
26. INGLIS, Charles Edward. Stresses in Plates Due to the Presence of Cracks and Sharp Corners. *Transactions of the Institute of Naval Architects*. 1913, č. 55.
27. GRIFFITH, Alan Arnold. The Phenomena of Rupture and Flow in Solids. *Philosophical Transactions*. 1920, č. 221.
28. IRWIN, George Rankine. Onset of Fast Crack Propagation in High Strength Steel and Aluminum Alloys. 1956. Dostupné také z: <https://www.osti.gov/biblio/4362910>.
29. WESTERGAARD, Harold Malcolm. Bearing Pressures and Cracks. *Journal of Applied Mechanics*. 1939.
30. RICE, James. A Path Integral and the Approximate Analysis of Strain Concentration by Notches and Cracks. *Journal of Applied Mechanics*. 1968, roč. 35, s. 379–386. Dostupné z DOI: 10.1115/1.3601206.
31. WELLS, A. A. Unstable Crack Propagation in Metals: Cleavage and Fast Fracture. *Proceedings of the Crack Propagation Symposium*. 1961, roč. 1.
32. ANDERSSON, Hans. *Metal Fatigue Principles and Analyses : A Compendium*. RISE Research Institutes of Sweden, 2021. ISBN 978-91-89385-90-0.
33. SURESH, Subra. *Fatigue of Materials*. Second. Cambridge University Press, 1998. ISBN 978-0-521-57046-6.
34. FUNDAMENTALS, efunda engineering. *The S-N Curve*. Dostupné také z: [https://www.efunda.com/formulae/solid\\_mechanics/fatigue/fatigue\\_highcycle.cfm](https://www.efunda.com/formulae/solid_mechanics/fatigue/fatigue_highcycle.cfm).
35. *Crack Initiation*. Dostupné také z: <https://sites.google.com/site/frettingfatigue/numerical-simulations/crack-initiation?tmpl=%2Fsystem%2Fapp%2Ftemplates%2Fprint%2F%5C&showPrintDialog=1>.
36. ASL, Ali; TAYEFE RAMEZANLOU, Mohammad. Effects of Thermal Barrier coating (TBC) thickness on temperature distribution of gas turbine blade. In: 2017.
37. K.J., Meisner; ELIZABETH, Opila. Hot Corrosion of Shipboard Gas Turbine Blades. *Oxidation of Metals*. 2020, roč. 94.
38. COMPANY, EURAVIA A Magellan Aerospace. *WHAT IS SULPHIDATION?* 2017. Dostupné také z: <https://www.euravia.aero/news/what-is-sulphidation>.
39. SOURMAIL, T. Coatings for Turbine Blades. [B.r.]. Dostupné také z: <http://ftp.demec.ufpr.br/disciplinas/EME715/AT%20PGMEC/Artigos%20para%20Semin%C3%A1rio/artigo%20cambridge%20coatings.pdf>.



40. SPLAV-KHARKOV.COM. *Characteristics for grade ZhS6K*. Dostupné také z: [http://www.splav-kharkov.com/en/e\\_mat\\_start.php?name\\_id=3278](http://www.splav-kharkov.com/en/e_mat_start.php?name_id=3278).
41. ČSN EN ISO 6507-1. *Kovové materiály - Zkouška tvrdosti podle Vickerse - Část 1: Zkušební metoda*. Praha, 2018.
42. SWADZBA, L.; MACIEJNY, A.; FORMANEK, B. Microstructure and resistance to cracking of modified Al-Si and Al-Cr diffusion coatings on ZS6K nickel-based superalloys. *Surface and Coatings Technology*, 1992, č. 54/55, s. 84–90.
43. MEISNER, K. J.; OPILA, Elizabeth J. Hot Corrosion of Shipboard Gas Turbine Blades. *Oxidation of Metals*. 2020, s. 301–322.
44. POSPÍŠILOVÁ, Simona; PODRÁBSKÝ, Tomáš; HAKL, Jan; VLASÁK, Tomáš. VLIV CREEPU NA STRUKTURU A VLASTNOSTI POVRCHOVÝCH VRSTEV U NIKLOVÝCH SUPERSLITIN. *METAL*. 2007.
45. SWADZBA, L.; FORMANEK, B.; MACIEJNY, A. Corrosion Damage and Regeneration of Aluminide Coatings on Aircraft Turbine Blades. *Materials Science and Engineering*. 1989, s. 407–412.
46. BELAN, Juraj; VAŠKO, Alan; TILLOVÁ, Eva. Microstructural analysis of DV-2 Ni-base superalloy turbine blade after high temperature damage. *XXI International Polish-Slovak Conference - Machine Modeling and Simulations*. 2017, s. 482–487.
47. BELAN, Juraj. GCP and TCP phases presented in nickel-base superalloys. *Materials Today: Proceedings 3*. 2016, s. 936–941.
48. SZCZEPANKOWSKI, Andrzej; PRZYSOWA, Radoslaw. Thermal degradation of turbine components in a military turbofan. *Engineering Failure Analysis 134*. 2022.