ZÁPADOČESKÁ UNIVERZITA V PLZNI

FAKULTA STROJNÍ

Studijní program: **Doktorský studijní program P 2301**

Studijní obor: **Materiálové inženýrství a strojírenská metalurgie 3911V016**

DISERTAČNÍ PRÁCE

k získání akademického titulu doktor

VZTAH MIKROSTRUKTURY A ZBYTKOVÉ ŽIVOTNOSTI DÍLŮ ENERGETICKÝCH ZAŘÍZENÍ

Autor: **Ing. Zbyněk Bunda**

Školitel: **doc. RNDr. Josef Kasl, CSc.**

Akademický rok 2012/2013

Poděkování:

Chtěl bych poděkovat především svému školiteli doc. RNDr. J. Kaslovi CSc., za vedení práce a cenné rady a připomínky k předkládané práci. Poděkování patří také vedoucímu katedry materiálů a strojírenské metalurgie Prof. Ing. V. Mentlovi, CSc. za podporu po dobu mého studia. Rovněž děkuji všem mým kolegům z Výzkumného a zkušebního ústavu v Plzni a z Katedry materiálů a strojírenské metalurgie (FST, ZČU), kteří mi pomáhali v průběhu řešení této práce, jmenovitě Ing. Volákovi za věcné připomínky.

Za velkou podporu děkuji také své manželce a celé rodině.

Anotace:

Tato práce vychází ze současných moderních trendů, které lze zaznamenat jak na poli energetiky, tak v průmyslu obecně. Mezi tyto trendy spadá mimo jiné také zefektivnění stávajících diagnostických metod, případně nalezení nových procesů, které by přispěly ke zpřesňování výsledků zejména při stanovení úrovně degradace, či odhadu zbytkové životnosti energetických zařízení. Dalším dlouhodobým trendem je zvýšení kvality prováděných inspekčních prohlídek a také snaha eliminovat prostoje nutné pro kontrolu součástí, zejména odstávky elektráren a tepláren. Jednou z inspekčních technik, která vychází z těchto trendů je metoda „nedestruktivní“ metalografie doplněná výsledky z dalších zkoušek. Především se jedná o zkoušky tečení a nově vyvíjenou metodu small punch creep test. Hlavním cílem je využití poznatků a zkušeností získaných při řešení této práce v energetickém průmyslu a uchopitelnost výsledků v praxi. Tyto výsledky mohou být dále zpřesňovány např. dalšími nově zaváděnými moderními NDT metodami. Spolu s využitím dosud známých poznatků o degradaci a odhadu zbytkové životnosti dílů energetických zařízení se tato práce snaží přiblížit procesy probíhající v oceli pro použití v praxi. Cílem práce je také rozšířit spektrum diagnostických metod a vedle běžně používaných způsobů inspekce využívat také nekonvenčních způsobů.

Literární rešerše se v úvodu zaměřuje na problematiku zbytkové životnosti a degradace materiálu. Popsány jsou hlavní způsoby poškozování komponent a jejich principy, pozornost je zaměřena především na využití v energetickém průmyslu. V další části je podán přehled běžně využívaných inspekčních metod, doplněný o další moderní či nově vyvíjené, především nedestruktivní a semidestruktivní techniky.

Experimentální část byla provedena na materiálu kotlových trubek, oceli SA 213 T22 (ČSN 15 313), jehož charakteristika a chemické složení je zmíněno v úvodních kapitolách. Tento materiál byl provozovaný v elektrárně Ghazlan v Saudské Arábii po dobu přibližně 20 let. Byla provedena analýza materiálu ve stavu dodaném, následně ve stavu po provedených zkouškách tečení a také na nově vyrobeném, neexponovaném materiálu. V rámci experimentu byly provedeny zkoušky tečení a také zkoušky tečení na malých vzorcích (small punch creep test). Výsledky jsou v práci korelovány. Ze získaných Larson-Millerových parametrů byl následně proveden odhad zbytkové životnosti. Provedeny byly také tahové zkoušky za vysoké teploty. U vybraných vzorků byla provedena rozsáhlá metalografická analýza. Využity byly techniky světelné, elektronové a také konfokální mikroskopie. Pozornost byla zaměřena na hodnocení míry degradace materiálu a mapování výskytu kavit v mikrostruktuře.

Klíčová slova: degradace materiálu, zbytková životnost, NDT, metalografie, kotlové trubky, creep, small punch creep test

Annotation:

This dissertation results from the modern trends observable not only in power engineering but in industry in general. One of these trends is, among others, efforts to make existing diagnostic methods more effective, or eventually discovering new processes, which could contribute to a better approximation of the results especially in the assessment of degradation degree or an improvement in residual lifetime determination. Another long-term trend is to increase the quality of inspection and also efforts to eliminate interruption of operation, which is necessary for supervision. This results into lower costs and ensuring quality of inspection. One of the inspection methods emerging from these trends is "non-destructive" metallography. This method is correlated with results of further tests, especially the creep test and the new small punch test. The main aim is to apply the knowledge and the experiences, which were gained while solving this thesis, in practice. These results could be refined thanks to new and modern NDT methods. Along with the current knowledge of material degradation and residual lifetime assessment of parts of energetic components, this thesis is trying to describe processes in the materials for use in practise. The literature overview in the introduction looks at the problem of residual lifetime and degradation of the materials. This is followed by a description of what happens in the material during the power plant operation. The next section describes technologies for material inspection complemented with modern nondestructive and semi-destructive techniques or those being currently developed. .

The experimental part was carried out on the material of the boiler tubes, steel SA 213 T22 (ČSN 15 313). Its properties and chemical composition is given in the opening chapters. The components made from this material were operated in Ghazlan power plant in Saudi Arabia for about 21 years. The material was analyzed in three states. The first state was the virgin material, second one was the material after operation and the third one was the material after operation and after creep tests. The creep tests and also small punch creep tests were carried out and their results were consequently correlated. The residual lifetime of the tubes was assessed based on the creep test results using Larson – Miller parameters. The tensile tests at high temperature were also carried out. The metallographic analysis was undertaken on the selected samples using technique of light microscopy, scanning electron microscopy and confocal microscopy. Attention was paid to the assessment of the degradation level of the material and to the mapping of the cavities occurrence in the microstructure.

Key words: material degradation, residual lifetime, NDT, metallography, boiler tubes, creep, small punch creep test

Obsah

1. ÚVOD 9

2. ZBYTKOVÁ ŽIVOTNOST 9

3. DEGRADACE MATERIÁLU 10

3.1. EROZE 11
3.2. KAVITACE 14
3.3. KOROZE 15
3.3.1. CHEMICKÁ KOROZE 15
3.3.2. ELEKTROCHEMICKÁ KOROZE 18
3.3.3. DRUHY KOROZE 19
3.4. ÚNAVA MATERIÁLU 20
3.5. ZKŘEHNUTÍ 25
3.6. TEČENÍ 25
3.7. KLASIFIKACE MECHANICKÝCH NAPĚTÍ 27

4. METODY INSPEKCE MATERIÁLU 29

4.1. VIZUÁLNÍ METODA 29
4.1.1. PŘÍMÁ VIZUÁLNÍ KONTROLA 29
4.1.2. NEPŘÍMÁ VIZUÁLNÍ KONTROLA 29
4.2. KAPILÁRNÍ METODA 30
4.2.1. PRINCIP KAPILÁRNÍ METODY 30
4.2.2. POUŽITÍ KAPILÁRNÍCH METOD 30
4.2.3. PRACOVNÍ POSTUP 31
4.3. MAGNETICKÁ METODA 33
4.3.1. VZNIK ROZPTYLOVÉHO POLE 33
4.3.2. ZPŮSOBY MAGNETIZACE 34
4.4. ULTRAZVUKOVÁ METODA 35
4.4.1. METODY ULTRAZVUKOVÉ DEFEKTOSKOPIE 35
4.4.2. EMAT 36
4.4.3. PHASED ARRAY 37
4.5. METODY MĚŘENÍ VNITŘNÍCH NAPĚTÍ 38
4.5.1. VYBRANÉ METODY MĚŘENÍ ZBYTKOVÉHO NAPĚTÍ 39
4.6. MĚŘENÍ TVRDOSTI 42
4.7. KONTROLA MIKROSTRUKTURY 44
4.7.1. METALOGRAFIE 44
4.7.2. PŘÍPRAVA METALOGRAFICKÝCH VÝBRUSŮ 44
4.7.3. NEDESTRUKTIVNÍ KONTROLA MIKROSTRUKTURY 44
4.7.4. PRACOVNÍ POSTUP NDT KONTROLY MIKROSTRUKTURY 46
4.7.5. HODNOCENÍ MIKROSTRUKTURY 51
4.8. METODA SMALL PUNCH TEST 54
4.8.1. OBECNÁ CHARAKTERISTIKA 54
4.8.2. ODBĚR VZORKŮ PRO SMALL PUNCH TEST 55
4.9. HODNOCENÍ ZBYTKOVÉ ŽIVOTNOSTI 56
4.9.1. HODNOCENÍ POMOCÍ CREEPOVÝCH ZKOUŠEK A LM PARAMETRU 56
4.9.1. HODNOCENÍ POMOCÍ SMALL PUNCH CREEP TESTU 58
4.10. MOTIVACE A STANOVENÍ CÍLŮ 58
4.11. ZÁKLADNÍ CÍLE PRÁCE 59

5. EXPERIMENT 60

5.1. EXPERIMENTÁLNÍ MATERIÁL 60
5.1.1. CHEMICKÉ SLOŽENÍ 62
5.1.2. VÝCHOZÍ NEEXPONOVANÝ MATERIÁL 62
5.2. OVĚŘENÍ CHEMICKÉHO SLOŽENÍ 66
5.2.1. ATOMOVÁ EMISNÍ SPEKTRÁLNÍ ANALÝZA 66
5.2.2. STANOVENÍ CHEMICKÉHO SLOŽENÍ PŘENOSNÝM SPEKTROMETREM 67
5.2.3. ED MIKROANALÝZA 68
5.3. STAV POVRCHU 68
5.4. ZKOUŠKA TAHEM 70
5.5. ZKOUŠKY TEČENÍ 72
5.6. VÝPOČET ZBYTKOVÉ ŽIVOTNOSTI 74
5.6.1. NAPĚTÍ VE STĚNĚ KOTLOVÉ TRUBKY OD VNITŘNÍHO PŘETLAKU 74
5.6.2. DOVOLENÉ NAPĚTÍ A POŽADOVANÁ ŽÁROPEVNOST 74
5.6.3. POUŽITÍ EXTRAPOLAČNÍHO POSTUPU DLE LARSON - MILLERA 75
5.7. SMALL PUNCH CREEP TEST 78
5.8. KORELACE VÝSLEDKŮ 79
5.9. ANALÝZA LOMU PO ZKOUŠCE TEČENÍ 81
5.10. ANALÝZA LOMU PO ZKOUŠCE TAHEM 82
5.11. METALOGRAFIE 85
5.11.1. PŘÍPRAVA VZORKŮ 85
5.11.2. PROVOZOVANÝ MATERIÁL 86
5.11.3. PROVOZOVANÝ MATERIÁL PO ZKOUŠKÁCH TEČENÍ 89
5.11.1. MAPOVÁNÍ VÝSKYTU KAVIT 117
5.12. ODHAD ZBYTKOVÉ ŽIVOTNOSTI 122
5.13. MĚŘENÍ TVRDOSTI 122

6. DISKUSE VÝSLEDKŮ 125

7. ZÁVĚR 128

8. SEZNAM POUŽITÉ LITERATURY 130

9. SEZNAM PUBLIKACÍ 135

Význam použitých zkratek a symbolů:

NDT nedestruktivní zkoušení (Non-Destructive Testing)

FATT Teplota charakterizující přechod mezi tvárným a křehkým porušením (Fracture Appearance Transition Temperature)

W_0 objemový otěr při erozi

w rychlosti dopadajících částic

M hmotnost částic

α úhel dopadu částic na funkční povrch

X poměr mezi délkou a hloubkou rýhy vytvořenou částicí na funkčním povrchu

p_h horizontální složka tlaku částice na funkční povrch

ν_e rychlost ubývání tloušťky materiálu erozí

S plocha erodovaného povrchu

τ čas působení eroze

k, C konstanty úměrnosti

W_h hmotnostní otěr při kavitaci

A parametr závisející na podmínkách zkoušky a na zkoušeném materiálu

t čas působení kavitace

n bezrozměrný exponent s hodnotami v rozmezí od 4 do 14

V_M molární objem korozní zplodiny

V atomový objem kovu

PB Pillingovo-Bedworthovo číslo

2c délka trhliny

N počet cyklů

A, n materiálové konstanty

K_a součinitel intenzity napětí

T_T teplota tavení kovu

ε celková poměrná deformace

α_1, α_2 úhly, které svírá indukční čára s normálou rozhraní feromagnetikum – vzduch

μ_1, μ_2 permeability feromagnetika a vzduchu

F Lorentzova síla

J proud v materiálu

B magnetická indukce

SPT Small Punch Test

SPCT Small Punch Creep Test

EMAT Elektromangetický akustický měnič (Electro-Magnetic Acoustic Transducer)

hm% hmotnostní procento

R_e mez kluzu

$R_{p0,2}$ smluvní mez kluzu

R_m mez pevnosti

R_{mT} mez pevnosti při tečení v tahu

R_{dov} dovolené napětí

R_t obvodové napětí na vnitřním průměru trubky

R_r radiální napětí trubky

R_a osové (axiální) napětí v trubce

R_s srovnávací napětí na vnitřním průměru dle hypotézy přetvárné práce

s součinitel bezpečnosti

τ_z zbytková životnost

T teplota [°K]

A tažnost

KCU vrubová houževnatost

P_{LM} Larson-Millerův parametr

R poloměr otvoru u SPCT

r poloměr zakřivení indentoru při SPCT

h_0 původní tloušťka SP vzorku

k_{sp} korelační parametr

SEM řádkovací elektronový mikroskop (scanning electron microscope)

LM světelný mikroskop (light microscope)

1. Úvod

Význam energetiky ve světě nadále roste a energetika je jednou ze základních strategických oblastí. Je to dáno zejména prudkým hospodářským růstem doprovázeným zákonitě růstem spotřeby energií.

Tato disertační práce se především zaměřuje na výzkum zařízení jak nových, tak již používaných fosilních (zejména uhelných), paroplynových a jaderných elektráren s parametry odpovídajícími požadavkům 21. století.

Cílem této disertační práce je přispět k trvale udržitelnému, spolehlivému a ekonomicky přijatelnému zajištění energetických zdrojů, což je jeden ze základních předpokladů ekonomického a průmyslového rozvoje. Účelem je také přispět k výzkumu materiálů vhodných pro výrobu energetických komponent a k vývoji diagnostických metod pro tuto oblast.

Dalším cílem je zlepšení spolehlivosti energetických zařízení, omezení možnosti velkých výpadků dodávky energie v důsledku nespolehlivosti komponent elektráren a tím zabránění vzniku značných ekonomických ztrát.

2. Zbytková životnost

Hodnocení zbytkové životnosti je velice komplikovaný proces, který vyžaduje jak znalost degradačních pochodů v materiálu součásti, ale také podmínek provozu hodnocených komponent jako například způsob namáhání a působení prostředí.

Pochopení degradačních procesů a jejich výzkum v poslední době nabývá na významu zejména z následujících důvodů:

Je obecným zájmem používat vyrobené konstrukce co nejefektivněji, a tedy také co nejdéle, aniž by hrozilo nebezpečí jejich poruch, které by mohly mít za následek ekonomické ztráty, či dokonce ztráty na lidských životech. Jedná se o problém hodnocení bezpečného provozu, eventuelně jeho prodloužení v opodstatněných případech.

V důsledku vývoje nových moderních a odolnějších materiálů je v obecném zájmu umět posoudit míru a rychlost degradačních procesů materiálů při působení různých provozních faktorů, zejména s cílem potlačit jejich náchylnost k porušení křehkým lomem. Cílem je již ve stádiu projekce a konstrukce zaručit dlouhodobou životnost projektovaných součástí a zařízení.

Do popředí tak vystupuje problematika hodnocení stupně degradace a dále mechanických vlastností konstrukčních materiálů, hodnocení stupně jejich poškozování vlivem rozličných provozních faktorů a vypracování metodik pro včasné předcházení nepříznivým projevům degradace mechanických nebo užitných vlastností.

Všechny způsoby prodlužování životnosti provozovaných zařízení nemusí být efektivní, protože v praxi, po řádném ekonomickém propočtu se jako nejefektivnější může prokázat náhrada stávající komponenty za účinnější, efektivnější a úspornější, dnes i ekologicky šetrnější, takže zdánlivé vysoké náklady na generální výměnu nebo náhradu zastaralého zařízení se vrátí v podobě úspor v relativně krátké době.

Základním problémem stanovení zbytkové životnosti konstrukce s uvažováním degradačních procesů probíhajících v materiálu, z něhož je konstrukce vyrobena, je vyhodnocení a znalost rozsahu ztráty původních vlastností materiálu.

Měřítkem popsaných změn nejsou v dostatečné míře základní mechanické vlastnosti, podstatně citlivější se v tomto směru jeví zkoušky rázem v ohybu, resp. zkoušky lomové houževnatosti. Jedná se však o zkoušky destruktivní, pro které je obtížné, nebo v řadě případů i nemožné odebrat z konstrukce dostatečné množství materiálu potřebného na výrobu zkušebních těles. Navíc velmi často nejsou známy (nebyly měřeny) původní hodnoty materiálových parametrů před uvedením konstrukce do provozu.

Konvenční techniky nedestruktivního testování (radiační, akustické, elektromagnetické apod.) jsou sice v dnešní době dobře zvládnuté, spolehlivě však fungují spíše jako nástroj zjišťování necelistvostí výrobků a jako doplňkové zkoušky při komplexním hodnocení zbytkové životnosti materiálu provozované součásti.

Optické (metalografické) metody jsou v tomto směru účinnější, ale indikují až změny, které se projevují až v posledních stádiích procesu degradace. Latentní stupeň degradace, která nepokročila natolik, aby už vznikly necelistvosti, resp. rozsáhlé strukturní změny patrné v mikroskopu, může být přesto velmi závažný a vést (v důsledku zkřehnutí struktury) ke křehkému lomu.

Posuzování zbytkové životnosti a/nebo integrity komponent energetických zařízení vyžaduje znalost i aktuálních *nekonvenčních* mechanických vlastností použitých materiálů. Vlastnosti materiálů mohou být v průběhu provozu zařízení degradovány stárnutím. Je to proces vedoucí ke změně fyzikálních a mechanických charakteristik materiálu v čase. Obvyklý postup pro omezení rizika náhlého nestabilního lomu komponent provozovaných zařízení je založen na tom, že zařízení je vystaveno provoznímu namáhání při teplotách vyšších než FATT (Fracture Appearance Transition Temperature), tedy teplotě, která charakterizuje přechod mezi tvárným a křehkým porušením. Jako příklad lze uvést předehřev rotorů parních turbin při jejich spouštění [1].

Mnoho komponent parních turbín, součástí kotlových systémů a parovodů je vystaveno dlouhodobému zatížení při zvýšených teplotách, které způsobuje tepelně aktivovaný pomalý růst plastické deformace. Tato creepová deformace nesmí přesáhnout povolené tolerance v průběhu životnosti energetického zařízení a nesmí vést k porušení součásti [2]. Pro splnění tohoto požadavku je nezbytná dlouhodobá strukturní stabilita použitých materiálů. Pro zachování potřebných pevnostních hodnot při provozních teplotách se obvykle uvádí časový limit 100 000 h, u nově vyvíjených ocelí 300 000 h, což odpovídá předpokládané životnosti nových elektráren.

3. Degradace materiálu

Během dlouhodobého provozu energetických zařízení při vysokých teplotách a tlacích dochází k degradaci vlastností materiálu (nevratnému snižování materiálových charakteristik ve srovnání s výchozím stavem) vyvolané strukturními změnami materiálu, rozvojem creepového nebo únavového poškození, korozního napadení a k dalším vlivům. Ekonomické využití těchto zařízení je objektem velkého zájmu provozovatelů, protože se jedná o systémy strategického významu a vysoké ceny. K serióznímu odhadu zbytkové životnosti provozovaných zařízení se vedle zavedených metod posuzování rozměrových změn a registrace četnosti vzniku trhlin a poškození čím dál více prosazuje komplexní přístup zahrnující zhodnocení degradace materiálu vlivem dlouhodobé služby. Spolehlivost zařízení se zjišťuje periodickými prohlídkami, jejichž součástí jsou především vizuální kontroly, nedestruktivní defektoskopické a diagnostické kontroly a nedestruktivní hodnocení mikrostruktury. Kontrola celého zařízení v plném rozsahu je ve většině případů nemožná, neboť její realizace by vyžadovala odstavení zařízení na neúměrně dlouhou dobu a vysokou nákladnost provedených prací. Proto byly vypracovány postupy optimalizace výběru

sledovaných míst na bázi ocenění rizik [3]. Určení kritických míst je dáno výskytem nepříznivých kombinací vnějších i vnitřních vlivů (teplota, tlak, napětí a jeho špičky, kolísání parametrů, strukturní a konstrukční vruby, koroze atd. Výsledky kontrol je dále třeba zpracovávat výpočetními postupy, které umožňují objektivní kvantitativní hodnocení pravděpodobnosti vzniku poruchy.

V některých případech se zjišťuje, že dosažením projektované životnosti není reálná životnost zařízení vyčerpána. Za hlavní příčiny se uvažují konzervativní postupy pevnostních výpočtů (vysoké koeficienty bezpečnosti) a značný rozptyl výsledků zkoušek tečení do lomu (obvykle ± 20 %). Na druhé straně jsou možná i předčasná vyčerpání životnosti způsobené překročením výpočtových parametrů (teplota, tlak, přechodové jevy při provozu) nebo přítomnost skrytých vad v materiálu.

Na základě dlouhodobých zkušeností různých zemí se doporučuje při kontrole exploatovaných zařízení nejdříve posoudit celkový rozsah poškození následujícími metodami [4]:

- Vizuální kontrola (zejména svarové spoje a místa se zvýšeným namáháním – teplota, napětí).
- Měření deformací a změn rozměrů (průměr, tloušťky stěn).
- Běžné nedestruktivní metody (ultrazvukové, magnetické a kapilární).
- Hodnocení stupně kavitačního poškození v povrchových oblastech dílů pomocí replik.

Tento přístup k hodnocení nerespektuje plně vliv mikrostruktury a strukturní stability zejména na žáropevné vlastnosti a jejich změny v průběhu vysokoteplotní expozice. V optimálním případě je k posouzení stupně degradace materiálu třeba znát jako výchozí informace základní mechanické parametry (mez kluzu, mez pevnosti, tažnost, kontrakce a vrubová houževnatost) před a po expozici a creepové charakteristiky použitého materiálu. Vzhledem k tomu, že energetická zařízení jsou při odstávkách provozu podrobena řadě přechodových jevů, jako je kmitání konstrukce, pokles a kolísání teplot, je vhodné stanovit i další údaje, jako je přechodová teplota a únavové charakteristiky.

Stupeň degradace mikrostruktury je možné hodnotit světelnou i elektronovou mikroskopií s dalšími dostupnými technikami chemické a fázové analýzy. Další důležitou skutečností je sledování rozvoje kavitačního porušování vlivem provozu, které indikuje nebezpečí vzniku creepových lomů.

3.1. Eroze

Erozivní opotřebení je definováno dle ČSN 01 5050 jako trvale nežádoucí změna povrchu součásti, která je způsobena vzájemným působením funkčního povrchu a media. Projevuje se oddělováním materiálu a poškozováním povrchu působením částic nesených proudem kapaliny, plynu nebo páry popř. samotným proudem těchto médií bez tuhých částic. Velikost opotřebení je ovlivněna řadou faktorů, přičemž rozhodující jsou kinetická energie a úhel dopadu částic nebo média na funkční povrch. Pro erozivní opotřebení je typické nerovnoměrné porušení povrchu. Erozivní opotřebení se vyskytuje u průtočných částí hydraulických strojů, potrubí pro dopravu hydrosměsí, u pneumatických zařízení, ventilátorů, nebo míchacích lopatek. Objevuje se rovněž u koncových stupňů parních turbín, kde lopatky pracují i ve vlhké páře a u lopatek proudových motorů, u kterých dochází k poškozování prachovými částicemi, vodou, krystalky ledu apod. [5], [8].

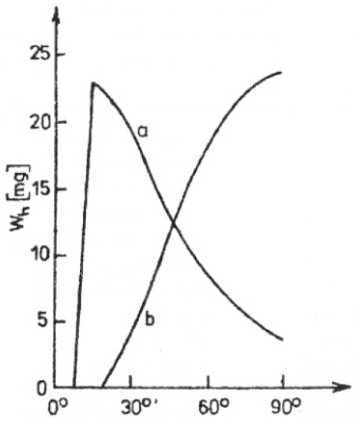
Objemový otěr při erozi W_0 závisí na rychlosti dopadajících částic (w), na jejich hmotnosti (M) a na úhlu dopadu na funkční povrch (α). Uvedenou závislost lze kvantifikovat vztahem:

$$W_0 = \frac{Mw^2 \cos^2 \alpha}{6Xp_h} \qquad (1)$$

X=l/h poměr mezi délkou a hloubkou rýhy vytvořenou částicí na funkčním povrchu

p_h horizontální složka tlaku částice na funkční povrch

Tato rovnice platí pro relativně houževnaté materiály s mnohem nižší tvrdostí, než je tvrdost erozivních částic a pro úhly dopadu v rozmezí od 15 do 30°. Při větších úhlech dopadu a pro materiály s nízkou houževnatostí rovnice neplatí. V těchto případech lze k odhadu závislosti hmotnostního otěru ($W_h = W_0.g$) použít Obr. 3-1



Obr. 3-1 Závislost hmotnostního otěru při erozivním opotřebení na úhlu dopadu částic pro materiál a)měkký a houževnatý, b)tvrdý a křehký [8]

Zatímco u tvrdých, křehkých materiálů velikost hmotnostního otěru s rostoucím úhlem dopadu částic vzrůstá, u měkkých, vysoce houževnatých materiálů naopak dochází s rostoucím) úhlem dopadu, ale větším než 15°, k poklesu velikosti W_h. Při malých úhlech dopadu je tudíž potřebné volit pro výrobu erozivně namáhaných součástí spíše materiály tvrdé, resp. s odpovídající povrchovou úpravou (vysokolegované chromové litiny s obsahem 21 až 25 % chromu, chrommolybdenové litiny typu 15-2, kalené oceli, slinuté karbidy, cementované a nitridované oceli, oceli s galvanicky nanesenými tvrdými vrstvami atd.). Při velkých úhlech dopadu jsou naopak vhodné spíše materiály měkké a houževnaté (plasty, pryže, vyžíhané oceli atd.) [5].

Eroze proudícím médiem bez tuhých částic

Plynné nebo kapalné médium proudící dostatečně velkou rychlostí (řádově 10^2 až 10^3 m/s) vyvolává erozivní opotřebení materiálu, pokud proud naráží pod vhodným úhlem na tuhý povrch. Opotřebení tohoto typu se vyskytuje v energetice obvykle u nesprávně provozovaných uzavíracích komponent pracujících s vysokotlakým médiem, nebo v případech poruchy těsnění apod. S přechodem na bloky s velkými jedntokovými výkony se objevuje tento typ poruch častěji, neboť konstruktér je při návrhu zařízení s velkými hmotovými průtoky nucen volit z ekonomických a dalších důvodů vyšší parametry média. Vzhledem k povaze mechanizmu tohoto typu opotřebení je však místo poruchy obvykle poměrně rychle identifikovatelné (i v případě, že erodující médium uniká do uzavřeného

prostoru, lze poruchu snadno zjistit některými novými měřícími metodami, např. metodou akustické emise) a poruchu lze rychle odstranit [5], [8].

Bylo zjištěno, že erozní opotřebení tohoto typu závisí velmi silně na rychlosti proudícího média a dále na složení materiálu. Jako u ostatních případů eroze je i v tomto případě eroze prakticky vždy kombinována s chemickým narušováním, tedy s korozí. Proud média narážející velkou rychlostí na tuhý povrch obvykle naruší ochrannou vrstvičkou oxidů, což umožňuje korozní působení [5], [8].

Eroze proudícím médiem s tuhými částicemi

Erozivní opotřebení částicemi může mít v podstatě trojí kvalitativně odlišný průběh. Má-li částice malou kinetickou energii, nebo pohybuje-li se vzhledem k povrchu materiálu pod malým dopadovým úhlem, může materiál povrchu zatížit jen v mezích pružných deformací a tedy bez jakéhokoliv poškození. Zvětší–li se úhel dopadu a je-li kinetická energie částice dostatečně velká, vnikne do povrchu, přičemž může část materiálu vytlačit nebo oddělit. Dopadá-li částice kolmo na povrch, pružně nebo plasticky ho deformuje a odráží se zpět. Při dopadu částic na materiál s malým modulem pružnosti vznikají malé síly v důsledku relativně dlouhé dráhy, během níž se částice zbrzdí. Tím lze vysvětlit poměrně dobrou odolnost měkkých ocelí v podmínkách eroze s velkým úhlem dopadu. Zvýší-li se však rychlost částice nad určitou kritickou hodnotu, překoná se pevnost materiálu a dojde k jeho porušení. Naopak tvrdé a křehké materiály (kalené oceli, slinuté karbidy, čedič, slinutý korund) odolávají dobře při malých úhlech dopadu, kdy mají pryže a měkké materiály jen malou odolnost proti erozi [5], [8].

U energetických zařízení se eroze tuhými částicemi vyskytuje zejména u parních kotlů (eroze trubkových svazků, lopatek spalinových ventilátorů popílkem unášeným spalinami, mlýnů a práškových potrubí) a lopatek parních turbín (především v oblasti mokré páry vodními kapičkami). Pro praktické účely se pro výpočet rychlosti eroze používá empirický vztah:

$$\nu_e = \frac{W_0}{S \cdot \tau} = k \cdot C \cdot w^3 \qquad (2)$$

ν_e [m/s] rychlost ubývání tloušťky materiálu erozí

S [m^2] plocha erodovaného povrchu

τ [s] čas

k, C konstanty úměrnosti

V koncových stupních parních turbín dochází k intenzivní erozi náběžných hran lopatek vodními kapičkami. Rozhodující roli tu hraje relativní rychlost mezi kapičkou a povrchem a velikost kapiček. Větší kapky (10 až 50 μm) jsou většinou strhávané ze statorových lopatek a způsobují větší škody. Předpokládá se, že v místě nárazu kapky dochází k plastické deformaci materiálu a k vytváření mikrotrhlinek v důsledku tangenciálního napětí vyvolaného radiální roztékáním kapaliny. Účinné řešení problémů eroze lopatek parních turbín je možné pouze spoluprací projektanta (optimální vlhkost páry na konci expanze), konstruktéra (vnitřní odloučení vody, hrany lopatek z tvrdých materiálů) a provozovatele (optimální provozní stav) [5], [8].

V poslední době se věnuje pozornost erozi lopatek parních turbín způsobené tuhými částečkami vznikajícími oxidací vnitřního povrchu přehříváku nebo parního potrubí. Ukazuje se, že koncentrace tuhých částic v páře stoupá po studených odstávkách. Problém se řeší úpravou vnitřního povrchu trubek vodným roztokem sloučenin chromu, který vytváří

ochrannou vrstvičku s trvanlivostí několik let. Dále je možné použít plazmový nástřik erozivzdorné vrstvy na nejvíce postižených částech lopatek [8].

3.2. Kavitace

Kavitační opotřebení se zpravidla objevuje na povrchu oběžných kol čerpadel, vodních turbín, na ostřikovacích tryskách, kluzných ložiscích apod. Toto opotřebení je vyvoláno oddělováním částic z funkčního povrchu jako následek opakovaného vzniku a zanikání bublin v kapalině. Kavitace ze zpravidla objevuje v místech, kde se porušuje kontinuita proudu a kde dochází k zániku kavitačních dutin [8].

Základní podmínkou vzniku kavitační dutiny je pokles tlaku v kapalině pod tlak nasycených par kapaliny při dané teplotě. Kavitace tudíž vzniká všude tam, kde vznikají náhlé změny v rychlosti proudění kapalin, nebo v kapalinách vystavených vysokému podtlaku Kavitační bubliny tedy vznikají v zúžených profilech, kde výrazně vzrůstá rychlost proudění kapaliny a naopak zanikají v místech, kde se průřez opět rozšíří. Experimentálně bylo prokázáno, že doba zániku bubliny (imploze) je asi 10^{-5} až 10^{-3}s a rychlost hydrodynamických rázů je vyšší než 300 m/s. Objem kavitačních dutin se pohybuje od několika mm^3 až do několika m^3. Na základě výpočtů se předpokládá, že velikost implozního tlaku bude větší než 10^3 MPa [8].

Hmotnostní otěr při kavitačním opotřebení závisí především na rychlosti proudící kapaliny a na čase působení kavitace a lze jej vyjádřit následovně [8]:

$$W_h = Atw^n \tag{3}$$

W_h hmotnostní otěr

A parametr závisející na podmínkách zkoušky a na zkoušeném materiálu

t čas působení kavitace

n bezrozměrný exponent s hodnotami v rozmezí od 4 do 14

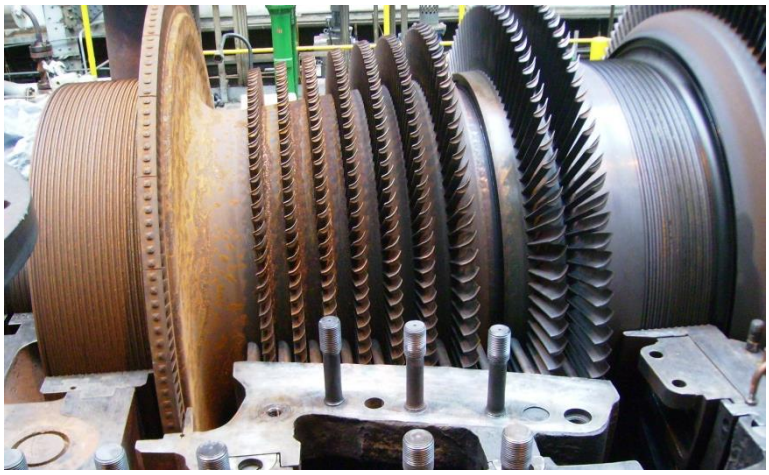
Mechanismus kavitačního opotřebení vysvětlují dvě teorie. Podle prvé z nich je poškození povrchu vyvoláno rázovými vlnami, které se šíří kapalinou od místa, kde zanikla kavitační dutina až k povrchu těles. Podle druhé vniká do dutiny velkou rychlostí proud kapaliny, takže povrch těles je namáhán hydrodynamickými rázy [8].

Kavitace je často doprovázena korozí, která může kavitační poškození výrazně urychlit. Pokud jsou v proudících kapalinách i tvrdé částice (zpravidla nečistoty), objevuje se na součástech vedle kavitace i eroze resp. hydroeroze [8].

Nejspolehlivější ochranou proti kavitačnímu poškození je takové konstrukční řešení, které kavitační poškození neumožní, nebo výrazně potlačí. Materiály zcela odolné proti kavitaci zatím nejsou k dispozici, takže volba materiálu by měla vycházet z optimalizace nákladů (cena součásti versus náklady spojené s odstávkou zařízení a s výměnou (cena součásti versus náklady spojené s odstávkou zařízení a s výměnou či renovací součásti). Vysokou odolnost proti kavitačnímu opotřebení vykazují martenzitické nerezavějící oceli s nízkým obsahem uhlíku (např. Cr13Ni4), dobré zkušenosti jsou i s některými druhy bronzů a mosazí [8].

3.3. Koroze

Materiály konstrukcí, strojů a strojních zařízení jsou vystaveny mimo mechanického namáhání i působení více či méně agresivního prostředí, jehož účinek se projevuje korozí [5]. Koroze je definována jako znehodnocení materiálu vznikající vzájemným chemickým působením materiálu a prostředí [7]. Odolnost určitého kovu proti korozi je vždy relativní. Vztahuje se pouze na určitý druh prostředí, nebo na soubor fyzikálních a chemických jednotek [10]. Korozní mechanismy lze rozdělit do dvou základních skupin a to na koroze v plynném prostředí a na koroze v kapalných elektrolytech [8]. Korozi podléhají nejen kovové materiály, ale i materiály nekovové, jako jsou polymery, silikátové stavební hmoty, sklo, keramika atd. [5].



Obr. 3-2 Rotor turbíny, korozní napadení

Prostředí, která způsobují korozi, jsou značně rozmanitá. Nejrozšířenějším korozním prostředím je zemská atmosféra, jejíž agresivita je místně značně proměnlivá. Dalším technicky významným prostředím jsou půdy a přírodní vody, včetně vody mořské, do kterých jsou uloženy konstrukce (různá potrubí, kabely, základy budov). Ve výrobních technologiích se jedná o kyseliny, zásady, organické chemikálie, plyn a prostředí působící za zvýšených teplot a tlaků, vodní páry, roztavené kovy apod. Jednotlivá prostředí se liší svými korozními účinky na materiály, a to jak mechanismem, koroze, tak intenzitou jejich degradačních účinků. Nejčastější důsledky koroze lze shrnout takto [5]:

- Úbytek materiálu vznikem korozních zplodin na povrchu součásti (oxidy, sulfidy, rovnoměrná koroze).
- Proděravění materiálu při lokalizaci koroze na malou plochu (koroze důlková, bodová, štěrbinová).
- Vznik strukturní koroze (mezikrystalová, selektivní).

Podle charakteru resp. mechanismu korozních dějů zpravidla rozlišujeme korozi chemickou a korozi elektrochemickou [5].

3.3.1. Chemická koroze

Téměř všechny technicky důležité kovy a jejich slitiny mohou korodovat již ve vlhkém vzduchu, tím spíše v agresivnějších prostředích jako jsou roztoky solí, kyselin atd. [9]. Chemická koroze je znehodnocení materiálu, které nastává přímým chemickým působením kovu a prostředí, jímž jsou převážně nevodivé kapaliny a plyny. V obou případech jde nejčastěji o oxidaci kovu. Pro praxi mají největší význam korozní děje v plynných prostředích za vysokých teplot. Vznik okují nebo jiných zplodin, jejichž složení závisí na agresivitě

plynu, je v podstatě oboustrannou difúzí. Atomy plynu i kovu se pohybují prostorovou mřížkou vrstvičky proti sobě a setkávají se v různých hloubkách uvnitř vrstvičky. Při oxidaci kovu probíhají tyto hlavní dílčí děje [11]:

- Děje na rozhraní mezi kovem a vrstvou produktů.
- Difúze interstitických iontů a volných elektronů z povrchu kovu vrstvou oxidů na její povrch.
- Děje na povrchu vrstvy oxidů.

Mezi povrchem kovu a vrstvou oxidů nastává difúze atomů kovů až do interstitické polohy ve vrstvě oxidů, na povrchu vrstvy nastává reakce kyslíku s interstitickými ionty a volnými elektrony a tvoří se nové části vrstvy oxidů. Dobrým příkladem z praxe je oxidace legovaných ocelí na vzduchu za vysokých teplot. Vnitřní vrstvy okují obsahují větší množství legujících prvků, např. chrómu a křemíku, než základní kov. To je možné jen tehdy, existují-li jak difúze kyslíkových atomů povrchovou vrstvou, tak i pohyb atomů kovu opačným směrem. Vzrůstá-li obsah legujících prvků ve slitině, stoupá i koncentrace legujících prvků uvnitř vrstvy oxidů. Ta propouští stále méně atomů železa i kyslíku, takže rychlost oxidace se zmenšuje. To je podstata žáruvzdorných ocelí.

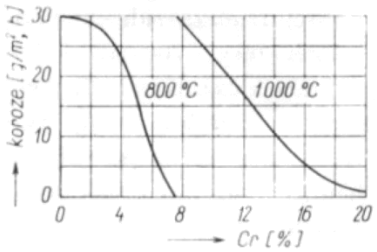
Rychlost koroze je tedy v úzké souvislosti s difúzí atomů korozního prostředí a atomů kovu ochrannou vrstvou. Rychlost difúze látky vrstvou roste s teplotou, koeficientem difúze a gradientem koncentrace. Tím roste i rychlost koroze.

Prvním kriteriem k určení kinetiky chemické koroze je schopnost kovu vytvořit v korozním prostředí celistvou ochrannou vrstvu. O charakteru ochranné vrstvy rozhoduje poměr molárního objemu korozní zplodiny (V_M) k objemu kovu, který při tvorbě vrstvy oxiduje (atomový objem kovu, V) [5], [10]. To se vyjadřuje Pillingovým-Bedworthovým pravidlem. Pokud je poměr V_M/V menší než jedna, pak vrstva korozních zplodin nestačí pokrýt povrch kovu, reagující plyn má k povrchu kovu trvalý přístup a vznikající vrstva nemá žádné ochranné vlastnosti. Je-li naopak poměr V_M/V větší než jedna, pak vzniklá vrstva může (ale nemusí) mít ochranný charakter. Při vysokých hodnotách Pillingova-Betworthova (PB) čísla zpravidla dochází k popraskání oxidické vrstvy a tím i k potlačení jejího ochranného charakteru. Příklady hodnot PB čísla jsou uvedeny v tabulce Tab. 3-1 [5], [6].

Tab. 3-1 Hodnoty Pillingova-Bedworthova čísla u vybraných kovů [5]

Kov	Oxid	PB číslo	Kov	Oxid	PB číslo
Na	Na_2O	0,55	Ni	NiO	1,65
Li	Li_2O	0,58	Ti	TiO_2	1,73
Al	Al_2O_3	1,28	Fe	FeO	1,8
Pb	PbO	1,31	Fe	Fe_2O_3	2,14
Zn	ZnO	1,55	Cr	Cr_2O_3	2,07
Cu	Cu_2O	1,64	Mo	MoO_3	3,3

Na chemickou korozi v určitém prostředí má vliv zejména složení a struktura kovu a teplota. Na Obr. 3-3 je znázorněna závislost rychlosti koroze oceli v plynech na obsahu chromu.



Obr. 3-3 Závislost rychlosti koroze oceli v plynech na obsahu chromu [10]

Koroze se tu podstatně zpomaluje s rostoucím obsahem chromu a zrychluje se stoupající teplotou. Podobné účinky mají hliník a křemík. Vliv teploty na rychlost koroze je dán exponenciální závislostí rychlosti difúze na teplotě. Chemické reakce kovů s agresivními plyny probíhají při nízkých teplotách poměrně pomalu. Největší nebezpečí chemické koroze v plynech je při vysokých teplotách. To má tím větší význam, že mnoho strojů a zařízení v dnešní době pracuje při vysokých teplotách. Jsou to např. součásti spalovacích motorů, plynových turbín, energetických zařízení, vysokotlaká syntézní zařízení chemického průmyslu apod [10].

Při korozi oceli v prostředí přehřáté páry nastává:

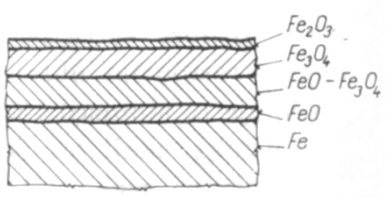
Oxidace vodní parou podle schematu:

$$Me + H_2O \rightarrow MeO + H_2 \qquad (4)$$

Zkřehnutí oceli vlivem difúze vodíku, který vzniká při reakci vodní páry s kovem.

Pro parní kotle, parní a plynové turbíny do 575 °C se osvědčily žáropevné oceli s obsahem chromu 0,6 až 3 %, s přísadami molybdenu, vanadu a wolframu. Ve vysokotlakých syntézních zařízeních chemického průmyslu působí na materiál vodík, dusík a jiné plyny. Vodík způsobuje velmi nebezpečnou vodíkovou korozi, při níž se rozkládají karbidy železa. Jde-li o zařízení na výrobu čpavku, nastává kromě vodíkové koroze pronikavá nitridace povrchu a vnikání dusíku do jádra oceli. Taková ocel křehne a je náchylná k lomům. Pro tyto případy vyhovují austenitické korozivdorné chromniklové oceli [10], [12].

Pro doplnění představy o chemické korozi železa uvedeme ještě případ, který se vyskytuje nejčastěji, tj. při jeho tepelném zpracování. Na železe se tvoří již při teplotě 250 až 300 °C viditelná vrstva oxidů. Při dalším zvyšování teploty tloušťka této vrstvy roste. Již při teplotě 600 °C se vytvářejí na povrchu železa viditelné okuje. Při teplotách mezi 700 a 800 °C ztrácejí oxidy ochranné účinky a rychlost koroze opět vzrůstá [10].



Obr. 3-4 Schema struktury okují [10]

Struktura okují je velmi složitá (Obr. 3-4). Nejlepší ochranný účinek má vrstva FeO, kdežto vrstvy ostatních oxidů mají četné póry a trhliny, jimiž může pronikat kyslík.

Koroze ocelí v plynném prostředí je spojena s úbytkem obsahu uhlíku v podpovrchových vrstvách, a tím ji se zmenšením tvrdosti. To má zvláštní význam u cementovaných součástí při ohřevu pro kalení.

Ztráty způsobené plynnou korozí dosahují jen při tepelném zpracování v hutích značných hodnot. Proto se při výrobě a zpracování ocelí i jiných kovů za tepla rozšiřuje používání ochranné atmosféry tj. směsí plynů, které neobsahují hlavně kyslík [10].

3.3.2. Elektrochemická koroze

Elektrochemickou korozí se rozumí proces znehodnocování materiálů, při kterém vzniká elektrický proud. Podmínkou elektrochemické reakce je tedy elektricky vodivé prostředí (elektrolyt – roztoky kyselin, zásad a solí).

Elektrochemická koroze probíhá podobně jako děje v galvanickém článku dvěma na sobě závislými reakcemi – anodickou a katodickou, které mohou být od sebe místně odděleny. Elektrochemická koroze je tedy oxidačně redukční. Anodická (oxidační) reakce je zdrojem elektronů, zatímco katodická (redukční) reakce stejné množství elektronů spotřebovává, a to buď vybíjením iontů vodíkem, nebo redukcí kyslíku rozpuštěného v elektrolytu. Pro tyto reakce se rovněž používá názvu depolarizace vodíková nebo depolarizace kyslíková [5].

Názorným příkladem elektrochemické koroze je např. koroze v ocelové nádrži s bronzovými svorníky. Spolu s vodním obsahem nádrže, elektrolytem tvoří tyto dva materiály rozdílných elektrodových potenciálů tzv. makroskopické korozní články, v nichž je vnější část elektrického obvodu tvořena vodivým stykem mezi stěnami nádrže a svorníky.

V praxi se však mnohem častěji setkáváme s korozními mikroskopickými články a s jejich soustavami, v nichž elektrodami jsou strukturní složky konstrukčních materiálů, které mají rozdílné elektrodové potenciály. Elektrolytem v korozním článku může být jakýkoli vodný roztok nebo i pouhá voda, protože vždy obsahují malé množství rozpuštěných, a tedy disociovaných solí. Mnohdy postačí k vytvoření mikroskopického korozního článku i rozdíl potenciálů na různých místech homogenního materiálu, způsobený různou koncentrací iontů v elektrolytu. Také mezi místy s rozdílným mechanickým napětím, vzniklým buď účinkem vnějších sil, nebo pnutím po tváření materiálu za studena, projeví se rozdíly potenciálu postačující ke vzniku koroze. Obecně platí, že místa s větším obsahem energie mají větší rozpouštěcí tlak čili negativnější potenciál [10], [5], [9].

Povrch korodujícího kovu si tedy můžeme představit jako dosti složitou soustavu galvanických článků mikroskopických nebo makroskopických, v nichž se rozpouštějí, čili korodují ty části kovu, které jsou anodami těchto článků [10].

Hlavní příčiny vzniku korozních článků:

V materiálu:

Styk s jiným kovem, nečistoty uvnitř materiálu jako vměstky apod., zrna různých fází, zrna proti hranicím zrn, zoxidovaný povrch proti kovovému povrchu, homogenní povrch materiálu, na němž vyredukoval jiný kov rozpuštěný v elektrolytu, rozdílná povaha produktů koroze, mechanicky tvářená část materiálu proti netváření části, rozdílné namáhání dvou částí, vyžíhaná část proti části tvářené za studena (svary).

V korozním prostředí:

Rozdíly v koncentraci elektrolytu, rozdíly provzdušnění elektrolytu, rozdílná koncentrace vlastních iontů v elektrolytu, rozdílná koncentrace neutrálních roztoků v elektrolytu.

Ve fyzikálních podmínkách:

Rozdílná teplota na povrchu kovu (teplejší úseky jsou anody), rozdílné ozáření povrchu (intenzivněji ozářené úseky jsou anody), nerovnoměrné rozdělení vnějšího elektrického pole (povrch s proudem vystupujícím do prostředí je anoda).

3.3.3. Druhy koroze

Rovnoměrná nebo plošná koroze

Je charakterizována rovnoměrným ubýváním původního materiálu v celé ploše styku s agresivním prostředím. Průběh koroze lze dobře kvantifikovat úbytkem hmoty nebo rozměru v jednotkách g/m^2.rok, mm/rok apod. Jako příklad tohoto typu koroze lze uvést běžnou korozi uhlíkové oceli ve vlhkém prostředí.

Důlková koroze

Korozní napadení je v tomto případě koncentrováno na malou plošku a vzniká místním poškozením pasivní ochranné vrstvy, zejména v prostředí obsahujícím ionty chloru, kyslíku aj. U parních kotlů se vyskytuje např. u ohříváků vody a je v tomto případě znakem špatně odplyněné vody.

Štěrbinová koroze

Vzniká ve štěrbinách o tloušťce několika desetin mm, např. v nedokonale zaválcovaných spojích tepelných výměníků.

Mezikrystalová koroze

Působí zkřehnutí materiálu. Příčinou je podstatně rychlejší koroze v oblasti hranic zrn než vlastního zrna. Mezikrystalová koroze se vyskytuje především u korozivzdorných austenitických, ale i u vysokochromových feritických ocelí, nejčastěji v tepelně ovlivněných oblastech svarového spoje nebo po nevhodném tepelném zpracování jako důsledek strukturních změn, které činí hranice zrn citlivými ke korozi.

Koroze za napětí

Vzniká při působení tahového napětí v korozním prostředí. Objevuje se jen v určitých korozních systémech, jako jsou nízkolegované oceli v louzích (louhová křehkost), nebo korozivzdorné oceli v chloridových prostředích. Tím se liší od korozní únavy, která způsobuje pokles odolnosti vůči únavě v agresivních prostředích při všech kombinacích materiál – korozní prostředí.

Erozní koroze

Tento typ koroze vzniká v důsledku kombinace mechanického poškození a korozního napadení. Na povrchu materiálu vznikají erozí poškození (např. drážky), která narušují celistvost ochranné vrstvy, resp. zabrání vůbec jejímu vytvoření. Do této skupiny korozí patří i tzv. vibrační koroze (fretting), ke které dochází v třecích plochách vystavených účinky vibrace v agresivním prostředí. Objevuje se např. u trubek tepelných výměníků v místě styku

trubky s distanční mříží.

Nízkoteplotní koroze

Nízkoteplotní koroze vzniká u parních kotlů spalujících paliva obsahující síru. Dojde-li k ochlazení spalin pod rosný bod kyseliny sírové (vzniklé ve spalinách oxidací síry na SO_2 a posléze SO_3 a sloučenin SO_3 s vlhkostí spalin), vyloučí se z plynné fáze její kondenzát, který působí ve styku s ocelí velmi agresivně.

Vysokoteplotní koroze

Označují se tak koroze probíhající v místech styku spalin a konstrukčních materiálů při teplotách spalin nad cca 500 °C. Do této skupiny korozí patří koroze varnic tvořících stěny spalovacích komor, je-li na jejich povrchu redukční prostředí (např. naráží-li plamen práškového hořáku na stěnu ohniště). Dále sem patří koroze vanadové, které se vyskytují při spalování kapalných paliv obsahujících vanad na povrchu kovových nebo keramických materiálů s teplotou nad 600 °C

Uvedeným výčtem nejsou vyčerpány všechny typy korozí. Nejsou zde např. uvedeny elektrochemické koroze v tekutých kovech, koroze způsobené bludnými proudy a jiné, které však u energetických zařízení způsobují, statisticky vzato, menší škody [8].

3.4. Únava materiálu

Únavové poškození je předmětem systematického výzkumu již více než 150 let. Přesto, že za toto období bylo nahromaděno obrovské množství experimentálních i teoretických výsledků, zůstává stále řada problémů, které vyžadují další detailní studium. Důvodem jsou stále rostoucí požadavky na konstrukční materiály a v neposlední řadě i vývoj materiálů zcela nových. Podrobíme-li strojní součást nebo konstrukci působení časově proměnlivých vnějších sil pod mezí kluzu, může dojít po určité době k jejímu lomu, který je výsledkem mikroskopických procesů probíhajících ve struktuře materiálu. V případě, že napětí střídavě mění svou hodnotu od minimální po maximální, mění se střídavě nejen velikost pružné deformace, ale také souběžně vznikající plastické deformace. Přitom velikost těchto vnějších sil může být tak malá, že jejich jednorázové působení snáší materiál bez známek porušení. Postupné rozrušování kovu při proměnlivém zatěžování má nevratný, kumulativní charakter, který se výrazně projeví až v závěru procesu růstem makroskopické trhliny a lomem. Únavu materiálu je možné definovat jako proces změn stavu a vlastností materiálu, vyvolaný cyklickým namáháním [13], [14].

Poškozování kovů únavou

Únavový proces je podmíněn střídavou plastickou deformací, která vede ke zvyšování poruchovosti mřížky, interakci poruch a vzniku poškození.

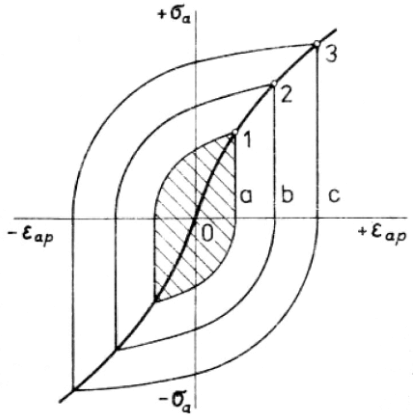
Poškozování kovových materiálů únavou je složitý proces, který je možno rozdělit na tři stadia:

- Změny v mikrostruktuře, množství a rozložení mřížkových poruch spojené se změnami vlastností.
- Vznik zárodků trhlin.
- Šíření trhlin.

Proces končí lomem, který se někdy označuje za čtvrté stadium.

První stadium únavy

Je charakterizováno zvětšováním hustoty mřížkových poruch a nerovnoměrnosti jejich rozložení (vznik pásů s vysokou dislokační hustotou). Zároveň se mění strukturně citlivé vlastnosti až do určité hodnoty, která pro dané podmínky odpovídá stavu nasycení. Významná je zejména změna mechanických vlastností materiálu a tedy i odporu proti deformaci. Projeví se i na průběhu závislosti výkmit napětí – výkmit plastické deformace, která při cyklickém zatěžování vytváří hysterezní smyčku (Obr. 3-5).



Obr. 3-5 Stabilní (nasycené) hysterezní smyčky a, b, c, příslušející různým výkmitům napětí. (Čára 0123 –j cyklická deformační křivka)[15]

Mění se tvar i plocha smyčky, jež je úměrná energii nevratně absorbované jednotkou objemu kovu za každý cyklus. Údaje, které definují hysterezní smyčky téhož materiálu, odpovídající nasycenému stavu při různých podmínkách cyklického zatěžování (především cyklická deformační křivka), patří k základním charakteristikám chování materiálu při únavě [15].

Druhé stadium únavy

Druhé stadium únavy vyznačují zárodky mikrotrhlin, které vznikají téměř vždy v povrchové vrstvě dílců v místech nakupení poruch. Příčinou je jednak negativní ovlivnění povrchu předchozím zpracováním (oduhličení, vrubové účinky opracování, tahová vnitřní pnutí), popřípadě jeho znehodnocení korozí a opotřebováním. K tomu přistupuje i to, že při zatěžování ohybem a krutem jsou maximálně namáhána právě povrchová vlákna tělesa. (Mimo povrch vznikají zárodky trhlin jen u povrchově zpevněných těles nebo v přítomnosti výrazných vnitřních koncentrátorů napětí – vměstků, technologických vad charakteru trhlin apod.) [15].

Třetí stadium únavy

Toto stadium je charakterizováno počátečním růstem četných mikrotrhlin, který se však brzy zastaví. Dále roste jen hlavní (magistrální) trhlina, která se šíří většinou transkrystalicky ve směru kolmém na normálové napětí. Postupně se tím zmenšuje nosný průřez součásti a posléze dojde k lomu [15].

Časový průběh únavy

Průběh a trvání jednotlivých etap únavového procesu závisí podle současných poznatků především na velikosti cyklické plastické deformace. Mohou nastat dva případy:

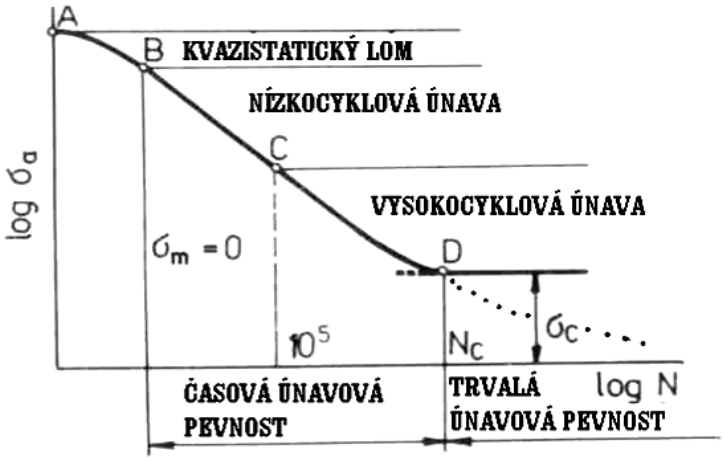
1. Jde o střídavou makroplastickou deformaci, která je obecně výslekdem zatěžování napětím okolo meze kluzu, nebo nad mezí kluzu. Kov rychle zpevňuje a vyčerpává se schopnost další plastické deformace. Počet cyklů do nukleace mikrotrhlin je malý a životnost do lomu závisí především na rychlosti šíření hlavní trhliny. V tomto případě mluvíme o nízkocyklové únavě. Počet cyklů do lomu v souladu s uvedenými podmínkami obvykle nepřesahuje 10^4 [15].

Nízkocyklová únava se uvažuje zejména u tlustostěnných strojních dílců vlivem mechanického namáhání i vlivem pnutí z teplotních gradientů při nestacionárních stavech (např. při najíždění a odstavování strojů). Pokud jsou příčinou únavy jen teplotní změny, mluvíme o tepelné únavě

2. Dochází pouze k mikroplastické deformaci ve struktuře v místech, kde se koncentrací napětí dosáhlo jeho kritické skluzové hodnoty (hranice zrn, skluzové pásy apod.). Proces tedy probíhá při napětích pod makroskopickou mezí kluzu (někdy jen při 0,15 až 0,20 R_m). Poškození se hromadí pomalu, takže doba do nukleace mikrotrhliny je až 90 % z celkové doby do lomu a je tedy rozhodující pro únavovou životnost. V takovém případě mluvíme o *vysokocyklové únavě*, při níž počet cyklů do lomu většinou značně přesahuje 10^5 [15].

Životnost součástí při únavovém namáhání má tedy obecně dvě složky: dobu do vzniku zárodků trhlin a dobu šíření trhliny ze vzniklého zárodku až do lomu. Celková životnost se obvykle definuje počtem kmitů do lomu, který se určuje z experimentálně zjišťované únavové křivky.

Únavová křivka vyjadřuje závislost buď amplitudy plastické deformace, nebo amplitudy napětí na počtu zátěžných cyklů do lomu. Přestože základním činitelem ve všech stadiích únavy je , jak bylo ukázáno, cyklická plastická deformace, je běžným podkladem pro hodnocení vysokocyklové únavy experimentálně jednodušší únavová křivka založená na napěťových parametrech. Jde o závislost amplituda napětí – počet cyklů do lomu, nazývanou také *Wöhlerova křivka* (Obr. 3-6). Významnou charakteristikou, která se z Wöhlerovy křivky získává je *mez únavy,* to je největší opakované napětí, které může materiál snášet trvale, aniž dojde k lomu [15].



Obr. 3-6 Únavová křivka [15]

Nízkocyklové únavě odpovídá příslušná oblast vysokých napětí.

Využití lomové mechaniky. Rychlost šíření únavové trhliny, které v termínech lomové mechaniky odpovídá stabilnímu růstu, vyjádřil P. C. Paris v závislosti na amplitudě součinitele intenzity napětí K_a vztahem [15], [18]:

$$\frac{dc}{dN} = A \cdot K_a^n \tag{5}$$

2c délka trhliny

N počet cyklů

A, n materiálové konstanty (pro vysokocyklovou únavu n = 4, pro nízkocyklovou n = 2)

K_a součinitel intenzity napětí

Dále byl vztah upraven tak, aby respektoval poznatek, že

- pod určitým prahovým napětím, kterému odpovídá K_{ap}, zárodek trhliny nevzniká
- ke konci šíření trhliny se dosáhne kritické hodnotya $K=K_c$.

Pro vysokocyklovou únavu bude:

$$\frac{dc}{dN} = A \cdot \left(K^4 - K_{ap}^4\right) \tag{6}$$

Tento přístup umožňuje stanovit dobu (popř. počet cyklů) šíření únavové trhliny do lomu.

Jiný přístup k hodnocení únavové životnosti umožňuje energetické kriterium. Vychází z předpokladu, že k únavovému lomu dojde, teprve když celková měrná objemová energie absorbovaná nenávratně tělesem dosáhne určité, pro daný materiál kritické hodnoty [15], [18].

Činitele ovlivňující únavu

Charakter a časový postup únavového poškození, a tedy únavovou životnost součástí ovlivňuje řada vnitřních i vnějších činitelů. Z vnějších je to zejména druh, velikost a časový průběh napětí a dále teplota. Z vnitřních činitelů jsou to materiál a jeho vlastnosti, zejména pevnostní (obecně je mez únavy úměrná mezi pevnosti nebo kombinaci meze pevnosti a meze kluzu), dále plasticita a lomová houževnatost, které mají vliv na rychlost šíření trhliny [15].

Únavovou životnost a mez únavy výrazně snižují vruby. Vrubem může být ostrý zářez, zápich, otvor, náhlá změna průřezu (konstrukční vruby), stopy po obrábění, okuje na povrchu (technologické vruby), strukturní heterogenity a vměstky (strukturní vruby).

U vměstků záleží na jejich tvaru, velikosti, rozložení i fyzikálních vlastnostech (modulu pružnosti, součiniteli teplotní roztažnosti). Ve všech případech však životnost zkracují, ať již urychlením nukleace trhliny nebo usnadněním jejího šíření. Mezi nežádoucí heterogenity patří např. výrazná řádkovitost struktury, hrubé intermediární fáze a u litiny částic grafitu a póry. Nepříznivý vliv má i hrubé zrno [15].

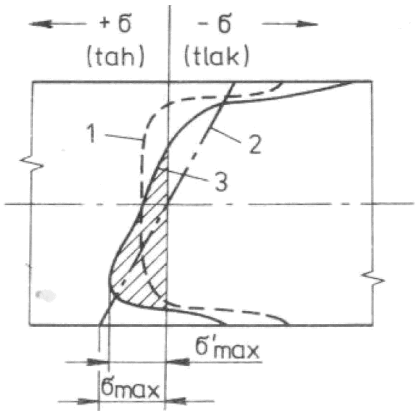
Protože únavové poškození začíná většinou vždy na povrchu těles, je pro únavovou životnost rozhodující stav povrchu. Únavovou životnost i mez únavy je možno proto výrazně

zvýši vyloučením vrubů v povrchové vrstvě a dále vytvořením příznivých tlakových vnitřních pnutí v této vrstvě. Žádoucího tlakového zbytkového pnutí lze dosáhnout deformačním zpevněním povrchu dílců nebo určitým tepelným nebo chemicko-tepelným zpracováním.

Deformačního zpevnění povrchu se dosáhne tryskáním kuličkami ocelovými (kuličkování) nebo skleněnými (balotinování) nebo válečkováním. (Kuličkují se např. čepy zalomených hřídelů a pružiny, balotinují se lopatky turbokompresorů, válečkují se čepy vagónových náprav.) Z chemicko-tepelných úprav je to vytváření vrstev nasycených difúzně uhlíkem (např. cementované a kalené boky zubů ozubených kol) nebo dusíkem (nitridované hřídele). Tlaková vnitřní pnutí vznikají i povrchovým kalením. Výhodou těchto vrstev je i vysoká tvrdost a odolnost proti opotřebení [15].

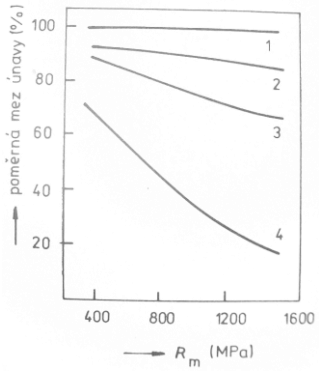
Galvanickým pokovením vzniká naopak nežádoucí tahové pnutí. Nepříznivé pnutí je i v oduhličeném povrchu zakalené součásti. Tahová pnutí mohou vznikat i třískovým obráběním.

Příznivý vliv tlakových pnutí v povrchov vrstvě na únavovou životnost osvětluje Obr. 3-7. Superpozicí zbytkového (tlakového pnutí) s napětím od vnějšího namáhání se špička tahového napětí přesune z povrchu tělesa do podpovrchových méně narušených vrstev. Zvětšení tlakového napětí nevadí, neboť nemůže vést k lomu [15].



Obr. 3-7 Ovlivnění průběhu napětí v ploché tyči namáhané ohybem, vyvolané povrchovým zpevněním 1 – průběh pnutí od zpevnění (např. kuličkováním) 2 – napětí z ohybu, 3 – výsledné napětí. (Oblast tahového napětí je vyšrafována) [15]

Únavovou životnost výrazně zhoršuje i koroze, jak vyplývá i z Obr. 3-8.



Obr. 3-8 Vliv jakosti povrchu zkušební tyče na poměrnou mez únavy u ocelí různé pevnosti 1 – broušeno a leštěno (poměrná mez únavy = 1), 2 – broušeno, 3 – hrubě broušeno, 4 – únava za koroze [15]

Z podstaty rozvoje poškození při únavě a ze závislosti únavové životnosti na ukázaných činitelích vyplývají některé obecné trendy, směřující k zajištění vysoké provozní spolehlivosti namáhaných strojních součástí. Jsou to zejména požadavek vysoké čistoty, homogennosti struktury a jemného zrna, nutnost věnovat maximální pozornost stavu povrchu strojních součástí [15].

První požadavek vede k aplikacím vakuových a dalších rafinačních metalurgických pochodů a k zužování podmínek při metalurgickém zpracování. Druhý trend vede k zvýšení nároků na reprodukovatelnost výsledků technologických pochodů a na zavádění opatření, která minimalizují nebo odstraní znehodnocování povrchu při technologickém zpracování i při provozu součástí. Rovněž zřejmě povede k maximálnímu využití známých způsobů i hledání nových cest k vytváření příznivých tlakových pnutí v povrchu [15].

3.5. Zkřehnutí

Degradace vede ke zkřehnutí materiálu a tím k výskytu křehkého lomu. Hlavním faktorem určujícím odolnost materiálů proti porušení křehkým lomem je úroveň kohezivní pevnosti jejich zrn, která je ovlivňována shodnými faktory jako degradace probíhající vlivem provozních podmínek [18].

Křehký lom je jedním z mezních stavů. Je možno vyjmenovat celou řadu mezních stavů jako například opotřebení, ztráta stability, velké deformace, nebo povrchové opotřebení (ztráta vzhledu). Při dosažení tohoto mezního stavu ztrácí konstrukce nebo součást schopnost plnit funkci, pro kterou byla určena. Znalost podmínek a zákonitostí jeho vzniku je důležité pro zajištění životnosti, spolehlivosti a provozní bezpečnosti strojů a zařízení [18].

Křehký lom je lom nestabilní, který vzniká a šíří se bez plastických makrodeformací. Konstrukce a součásti, které jsou k němu náchylné, bývají obvykle silnostěnné a rozměrné. Křehký lom může probíhat při napětích menších než je mez kluzu daného materiálu a šíří se velkou rychlostí cca 0,5 – 2 km/s. Běžné postupy dimenzování určují přípustné provozní napětí konstrukce podle pevnostního výpočtu a bezpečnost proti porušení křehkým lomem zajišťují vyloučením faktorů, které způsobují zkřehnutí a volbou vhodné oceli. Protože křehký lom může nastat při velmi nízké úrovni napětí (až 0,25 Re), náchylnost k jeho vzniku je relativně málo ovlivněna velikostí nominálního napětí, ale spíše křehkolomovými vlastnostmi daného materiálu, existencí potenciálních koncentrátorů napětí jako jsou vruby nebo trhliny, charakterem napjatosti a způsobem nebo rychlostí zatížení. Je proto nepraktické snažit se zabránit výskytu křehkého lomu pouze snížením provozního zatížení [18].

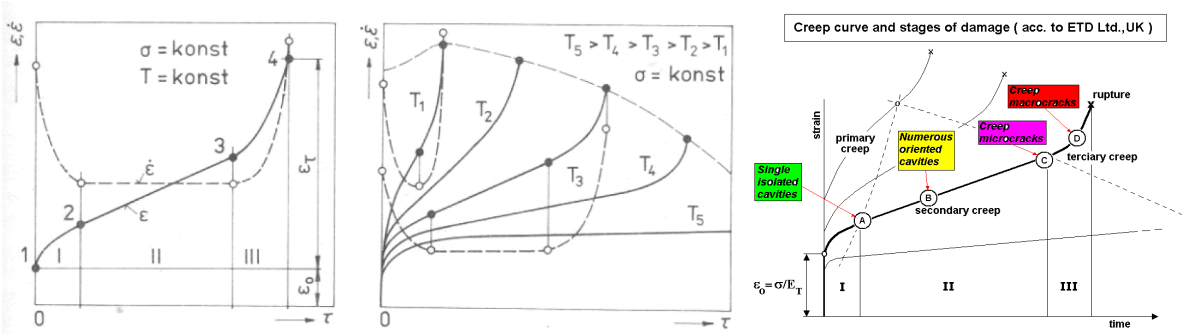
Mikromechanismus šíření křehkého lomu je štěpení transkrystalické a interkrystalické, nízkoenergetická tvárná separace a usmýknutí [18].

3.6. Tečení

Za zvýšených teplot probíhají v krystalové mřížce souběžně s deformací v závislosti na čase tepelně aktivované *zotavovací procesy* (dynamické zotavení). Jimi se dosažený odpor proti deformaci zmenšuje, takže i při stálé hodnotě napětí se trvalá deformace tělesa s rostoucí dobou zatěžování zvětšuje. Mluvíme o *tečení* neboli creepu.

Měření ukázala, že k tečení dochází za každé teploty. Za nízkých homologických teplot (asi do 0,3 T_T) se však rychlost tečení postupně zmenšuje a tečení nekončí lomem. Deformace tečením i po velmi dlouhé době zatěžování je tak malá, že lze toto tečení ve stavbě strojů a zařízení zanedbat.

Při homologických teplotách nad 0,3 T_T může však tečení vést k nepřípustné trvalé deformaci strojních částí a při teplotách nad 0,4 T_T i k lomu při tečení. Tyto mezní stavy nastávají při napětích značně menších, než je mez kluzu. Je tedy nutno s tímto tečením, které se označuje jako vysokoteplotní tečení, při konstrukci strojů a zařízení počítat. Proto se studiu tečení věnuje značná pozornost [15].



Obr. 3-9 Křivka vysokoteplotního tečení (plně) a rychlosti tečení (čárkovaně) $\varepsilon_0 = \varepsilon_e + \varepsilon_p$ – okamžitá počáteční deformace, ε_τ – časově závislá deformace: I – primární tečení, II – sekundární tečení, III – terciární tečení, 4 – lom při tečení; soubor křivek tečení téhož kovu při stejném napětí a různých teplotách [15], křivka tečení a poškození vzorku [16]

Průběh tečení se sleduje na závislosti celkové poměrné deformace ε a na čase τ při stálém napětí a stálé teplotě – na křivce tečení. Její typický tvar je na Obr. 3-9. Na křivce lze rozlišit několik úseků [15]:

0-1 okamžitá deformace $\varepsilon_0 = \varepsilon_e + \varepsilon_p$ (elastická a plastická část deformace)

1-2 primární tečení, charakterizované zmenšováním rychlosti tečení (I)

2-3 sekundární (ustálené) tečení, charakterizované zhruba konstantní rychlostí tečení (II)

3-4 terciární tečení, charakterizované zrychlováním tečení (III)

4 lom při tečení

Pro rychlost tečení (na obrázku čárkovaně) obecně platí

$$\dot{\varepsilon} \approx \tau^m \tag{7}$$

a v jednotlivých úsecích je $m_I<1$, $m_{II}=1$, $m_{III}>1$.

Při stejném napětí a různých teplotách, nebo při stejné teplotě a různých napětích lze získat pro tentýž kov soubory křivek (příklad pro první případ je na obr. 3-8). Charakteristické je zmenšování celkové deformace do lomu s prodlužováním doby do lomu a zkracování úseku sekundárního tečení při zkracování doby do lomu.

Časový průběh tečení je výslednicí různých deformačních mechanismů, které se uplatňují v jednotlivých úsecích tečení v různé míře v závislosti na materiálu a jeho struktuře, na teplotě a napětí. V podstatě jde o pohyb dislokací uvnitř zrn – dislokační creep, pokluzy po hranicích zrn (tečení hranic zrn) a difúzi vakancí. Rychlost tečení je určována rychlostí tepelně aktivovaných dějů, které umožňují dislokacím zachyceným na překážkách další pohyb a rychlostí difuze vakancí [15], [17].

Deformační chování v I. a II. úseku tečení je tedy možno vysvětlit současným působením zpevňovacích a odpevňovacích pochodů. V úseku I převládá vliv zpevňování a tečení se zpomaluje, v II. Úseku jsou oba protichůdné děje v dynamické rovnováze a tečení proto probíhá stálou rychlostí [15].

Tečení uvnitř jednotlivých zrn i pochody na hranicích zrn vyžadují složité vzájemné přizpůsobování tvaru zrn, především pokluzy v hranicích a odstraňování vznikajících špiček napětí migrací hranic. Ve styku tří zrn, v místech výstupků hranic a částic dalších fází vyloučených na hranicích zrn, které pokluzy v hranicích ztěžují, vznikají poškození typu dutin (kavity) nebo trhlin klínového tvaru. Počátky tohoto poškození na hranicích zrn, k němuž dochází jen při tečení (při běžné plastické deformaci se neobjevuje), nacházíme již během sekundárního tečení. V úseku terciárního tečení se poškození hranic rychle zvětšuje a jednotlivé kavity a trhliny se propojují. Tím se zmenšuje nosný průřez, zvyšuje se i při stálém vnějším zatížení skutečné napětí a tečení se urychluje [15].

Lom při tečení

Při dosažení určitého stupně poškození hranic zrn nastává lom. Jeho charakter závisí na rychlosti deformace v sekundární oblasti tečení. Při vysoké rychlosti (a tedy velkém napětí) vznikají lomy zčásti interkrystalického, zčásti transkrystalického charakteru s výrazným prodloužením i kontrakcí.

Typické lomy po dlouhodobém tečení, tedy při malých rychlostech tečení a nízkém napětí jsou interkrystalické, většinou s velmi malým prodloužením do lomu (i pouze desetiny procent) a zanedbatelnou kontrakcí.

Druh lomu i charakteristiky plasticity při lomu, které jsou významné i pro posouzení nebezpečí předčasných lomů, závisí ovšem i na chemickém složení, čistotě a mikrostruktuře kovu a nelze je posuzovat odděleně od odolnosti proti deformaci tečením [15].

3.7. Klasifikace mechanických napětí

Napětí existující v tělesech při působení vnějších sil nebo jiných (nemechanických) příčin nazýváme vložená. Zbytková napětí jsou přítomna v tuhých tělesech, na něž nepůsobí žádné vnější síly ani momenty a v nichž neexistují žádné teplotní gradienty. V zásadě nejsou žádná reálná tuhá tělesa zcela bez zbytkových napětí. Zpravidla se vyskytuje větší počet různých druhů zbytkové napjatosti zároveň. U polykrystalických látek je účelné rozlišovat zbytková napětí I., II., a III. druhu [19], [20].

Napětí I. druhu, nazývaná také makroskopická, jsou důsledkem inkompatibility deformací mezi makroskopickými oblastmi uvažovaného objektu. Předpokládáme je ve velkých oblastech přibližně homogenní, tj. konstantní co do směru i velikosti. Zbytková napětí I. druhu dosahují rovnováhy v celém objemu objektu.

Zbytková napětí II. druhu (mikroskopická) definujeme analogicky. Rozdíl je pouze v tom, že objemy, v nichž uvažujeme napětí homogenní, jsou dány velikostí jednotlivých krystalků. Ve vícefázových soustavách mohou být krystalky různých fází napjaty opačně [19], [20].

Zbytková napětí III. druhu (submikroskopická) – napěťová pole doprovázející mřížkové poruchy v reálných krystalech – jsou nehomogenní i v rozsahu několika meziatomových vzdáleností.

Stav zbytkové napjatosti je v každém bodě tělesa superpozicí zbytkových napětí I., II. a III. druhu. Z hlediska účinků na chování konstrukčních dílů při namáhání jsou zbytková napětí ekvivalentní napětím vloženým. Nejrůznější mechanizmy vzniku zbytkových napětí zahrnujeme do některé z těchto kategorií: procesy mechanické, tepelné, chemické a kombinované [19].

Mechanické procesy

Povrchové opracování jako kuličkování, válečkování, leštění a další deformují povrch materiálu více než vnitřek. V plasticky deformovaném (nataženém) povrchu je po odstranění vnější síly vyvolán stav zbytkové komprese. Vnitřek, ovlivněný opracováním mnohem méně (jeho deformace je převážně pouze elastická), bude naopak vystaven zbytkovým tahům.

Tepelné procesy

Účinek teplotních gradientů může vyvolat napětí při kalení, odlévání, svařování, výrobě kompozitních materiálů aj. Tepelná napětí jsou doprovázena často také napětím transformačním vznikajícím jako důsledek fázových transformací

Chemické procesy

Příkladem chemických procesů, kterými se generují zbytková napětí, jsou oxidace, koroze nebo galvanické pokovování.

Kombinované procesy

Tuto kategorii lze ilustrovat např. neideálními podmínkami broušení (tupý brusný kotouč, velký úběr, nevhodné chladící médium). Broušením jsou pak vyvolány nejen efekty mechanické, ale i výrazné tepelné. Výsledná povaha stavu zbytkové povrchové napjatosti záleží na tom, který z obou efektů dominuje. Mechanické vedou obvykle k tlakům, tepelné k tahům.

Zbytková pnutí mohou být jak užitečná, tak škodlivá. Z prospěšných to jsou např. napětí v předepjatém betonu a napětí vyvolaná některými typy povrchového opracování (kuličkování, balotinování), kdy se zvyšuje mez únavy. Nepříznivá zbytková napětí (zpravidla tahová) způsobují zborcení, trhliny, napěťovou korozi, snížení meze únavy apod. [19].

Nebezpečná napětí je třeba alespoň omezit, a to pokud možno *nedestruktivním způsobem*. Cílem je dosáhnout ve výrobku takový stav napjatosti, aby se ani v superpozici s vnějším namáháním nepřekročilo v žádném místě kritické maximum, případně aby se předvídaná maxima vnějších sil (provozních napětí) účinkem zbytkových napětí snížila. (V místě, kde lze očekávat vysoké tahy, vytvoříme uměle tlakové předpětí.) Při aplikaci metod na odstranění napětí mají přednost způsoby, při nichž se mechanické vlastnosti výrobků, hlavně pevnost a tvrdost, prakticky nemění [19].

K nejrozšířenějším způsobům měření zbytkových napětí patří v současné době metody mechanické (založené na měření deformací doprovázejících porušení napěťové rovnováhy při odstranění části objemu zkoumaného vzorku), optické (fotoelasticimetrie), magnetické (využívající závislost mezi napětím a některými magnetickými charakteristikami), difrakční (rentgenografické a neutronografické) [19].

4. Metody inspekce materiálu

4.1. Vizuální metoda

Vizuální kontrolu lze všeobecně rozdělit do dvou základních kategorií pro její provedení, a to na přímou a nepřímou, pokud se používá pro stanovení shody výrobku se specifikovanými požadavky jako je stav povrchu výrobku, provedení lícovacích ploch, nebo geometrický tvar výrobku.

4.1.1. Přímá vizuální kontrola

Přímá vizuální kontrola je definována jako kontrola, při které není přerušena optická dráha mezi okem pozorovatele a kontrolovanou plochou. Kontrola se provádí bez pomůcek, nebo s pomůckami. Jako příklad těchto pomůcek je možné uvést např. zrcadlo, lupy, endoskopy, nebo přístroje s optickými vlákny.

Obvykle se provádí jako místní kontrola (zjišťování detailů), pokud je dostatečný přístup ke kontrolovanému povrchu pro oči ze vzdálenosti menší než 600 mm a pod úhlem menším než 30 ° vzhledem ke kontrolovanému povrchu.

Kontrolované plochy musí být osvětleny, pokud je to nutné, pomocným světlem dosahující minimálně intenzity osvětlení 500 luxů. Při volbě osvětlení je nutné uvažovat optimální směr světla k pozorovanému bodu, chromatičnost světelného zdroje a intenzitu osvětlení s ohledem na odrazivost povrchu a zamezení oslnění. Přímá vizuální kontrola může být prováděna také jako všeobecná kontrola ze vzdálenosti větší než 600 mm a při intenzitě osvětlení minimálně 160 luxů.

4.1.2. Nepřímá vizuální kontrola

Nepřímá vizuální kontrola se využívá u takových případů, kde není přímá vizuální kontrola proveditelná ať už z důvodu nepřístupnosti, nebo z důvodu bezpečnosti. Z důvodu nepřístupnosti se provádí při kontrole tlakových nádob nebo potrubních systémů, z důvodu bezpečnosti potom např. v místech kde se vyskytuje škodlivé záření atd.

Obr. 4-1 Videoskop IPLEX FX

Nepřímá vizuální kontrola je definována jako kontrola, při které je optická dráha mezi okem pozorovatele a kontrolovanou plochou přerušena. Při této kontrole se používají pomůcky, jako jsou endoskopy, videoskopy (Obr. 4-1), přístroje s optickými vlákny a zahrnuje také používání fotografie, video nebo filmové techniky automatizovaných systémů a roboty. Musí se však prokázat, že systém pro nepřímou vizuální kontrolu použitý pro provedení navržené úlohy je vhodný [21].

4.2. Kapilární metoda

Zkoušení materiálu kapilárními metodami je jednou z nejstarších defektoskopických metod a vyvinulo se ze zkoušek těsnosti spojů a odlitků pomocí petroleje a vápenného mléka, prováděných již v 19. století.

Moderní kapilární metody jsou samostatným oborem nedestruktivního zkoušení materiálu. Využívají kapilárních vlastností některých kapalin, zvaných penetranty, ke zjišťování povrchových necelistvostí materiálu, jako např. trhlin, studených spojů, pórovitosti apod. Zjištění vnitřních vad, které jsou podpovrchové, není touto metodou možné.

Hlavní přednosti kapilárních metod spočívají v jejich principiální i aplikační jednoduchosti. Další výhodou je jejich vysoká univerzálnost, neboť tvarová složitost, rozměry i chemická složení zkoušených výrobků nehrají takovou roli jako u jiných defektoskopických metod. V neposlední řadě patří k přednostem kapilárních metod i ekonomie zkoušení, protože zkoušky jsou provozně i investičně relativně levné, přiměřeně rychlé a při hodnocení výsledků zkoušky skýtají minimum problémů [21], [22].

4.2.1. Princip kapilární metody

Kapilární metody jsou založeny na využití charakteristických vlastností fázových rozhraní a jevů, označovaných jako kapilární jevy nebo kapilární vlastnosti kapalin. Princip kapilárních metod spočívá ve využití vzlínavosti a smáčivosti vhodných kapalin, jejich barevnosti nebo fluorescence. Těmito kapalinami se pokrývá povrch tak, aby mohly vnikat do necelistvostí vycházejících na tento povrch. Po odstranění přebytku penetrantu se zkoušeného povrchu, vzlíná penetrantu zbylý ve vadách na povrch a za pomoci kontrastní vývojky vytváří barevnou nebo fluoreskující indikaci vady. Indikace vad se hodnotí vizuálně.

4.2.2. Použití kapilárních metod

Kapilárními metodami lze zjišťovat pouze vady vyúsťující na povrch součásti a není možné touto metodou zjistit vady nacházející se pod povrchem zkoušené součásti. Kapilárními metodami lze zkoušet kovové materiály (austenitické oceli, barevné, lehké kovy a jejich slitiny aj.) Mohou být použity i pro zkoušení feromagnetických materiálů, avšak zde je většinou výhodnější magnetická prášková metoda. Je možné také zkoušet nekovové materiály jako např. plastické hmoty, glazovanou keramiku, sklo a další.

Nelze zkoušet materiály pórovité a materiály, které by se narušovaly kapilárními prostředky (plasty). Kapilární metody se nejlépe osvědčují u plošných vad typu trhlin, studených spojů, zdvojenin apod., a to i velmi jemných. U mělkých a prostorových vad typu bublin, které se na povrch široce rozevírají, je výsledek většinou neuspokojivý, neboť nelze zabránit vymytí penetrantu z vady při odstraňování jeho přebytku z povrchu výrobku.

Souhrn fyzikálních činitelů

Pro praktickou aplikaci kapilárních metod je nutnou podmínkou použití vhodných, kapilárně aktivních penetrantů, které dobře pronikají do vad a po odstranění jejich přebytku z povrchu snadno vzlínají opět na povrch. Takové kapaliny musí mít proto vyšší povrchové napětí, malý krajový úhel a nízkou viskozitu. Tyto veličiny musí být však ve vzájemném souladu.

Jako příklad důležitosti společného výskytu všech tří výše zmíněných vlastností v určitém souladu, lze uvést vodu, která se vyznačuje vysokým povrchovým napětím a nízkou viskozitou, ale její úhel kontaktu (krajový úhel) je s většinou pevných látek příliš velký a proto voda jako penetrant není vhodná. Přídavek smáčedla sice zlepšuje krajový úhel,

ale současně též podstatně snižuje i povrchové napětí, takže výsledné zlepšení je jen nepatrné.

Rozdělení kapilárních metod

Kapilární metody rodělujeme z hlediska druhu vytvořené indikace a způsobu jejího hodnocení na:

- metodu barevné indikace – přítomnost necelistvosti se projeví vznikem kontrastní barevné indikace (většinou červené na bílém podkladě). Tyto indikace se hodnotí v denním, nebo umělém bílém světle
- metodu fluorescenční – přítomnost necelistvostí se projeví vznikem indikace, která v ultrafialovém záření (v tzv. černém světle) světélkuje, většinou žlutozeleně
- metodu dvojúčelovou – přítomnost necelistvosti se projeví buď barevnou nebo fluorescenční indikací, podle toho jaký druh osvětlení zvolíme (bílé světlo, nebo UV světlo)

4.2.3. Pracovní postup

Zkouška kapilární metodou se v podstatě skládá z pěti základních pochodů. Jsou to:

Příprava povrchu

Účelem této fáze zkušebního postupu je odstranit veškeré tuhé i kapalné nečistoty nejen ze zkoušeného povrchu, ale též z necelistvostí na něm se nacházejících. Nečistoty mohu ztěžovat penetraci detekční kapaliny nebo ji dokonce znemožňovat. Čištění se provádí okartáčováním, broušením nebo tryskáním jejichž nevýhodou je možnost zaplnění necelistvostí brusným prachem. Proto se dává přednost chemickým způsobům odstraňování nečistot.

Po očištění je nezbytné důkladné osušení, aby zbytky rozpouštědel neovlivňovaly kontrast indikace a aby v trhlinách nezabraňovaly vniku penetrantu.

Nanesení detekční kapaliny (penetrace)

Očištěný povrch zkoušeného předmětu musí být dostatečně dlouhou dobu celý pokryt detekční kapalinou, aby mohla proniknout i do jemných necelistvostí. Pokrytí lze dosáhnout ponořením výrobku do penetrační lázně, nátěrem penetrantu štětcem, nebo nástřikem.

Odstranění přebytku detekční kapaliny

Přebytečnou detekční kapalinu je třeba se zkoušeného povrchu odstranit tak, aby nevytvářela barevné nebo fluoreskující pozadí, které by nepříznivě ovlivňovalo rozeznatelnost indikací vad. Přitom však nesmí být odstraněna detekční kapalina z necelistvostí. Přebytek detekční kapaliny se odstraňuje čtyřmi základními způsoby:

- mechanický způsob – penetrant se odstraní otíráním dobře sající látkou, nebo papírovými ubrousky. Tento způsob je vhodný jen pro menší počty zkoušených předmětů, které jsou tvarově nenáročné
- pomocí rozpouštědel – penetrant se smyje z povrchu vhodným rozpouštědlem, nebo se otírá látkou rozpouštědlem navlhčenou. Nevýhodou je velká pravděpodobnost vymytí detekční kapaliny z necelistvostí.
- emulgační způsob – přebytek smytelného penetrantu se odstraní oplachem vodou tak, aby nedošlo k vymytí penetrantu z necelistvostí. Tento způsob je vhodný pro zkoušení tvarově komplikovaných součástí a také při hromadném zkoušení.

- postemulgační způsob – vrstva dodatečně zemulgovaného penetrantu se odstraní oplachem vodou, nejlépe pomocí jemné sprchy. Způsob je vhodný tam, kde je požadována vysoká citlivost metody. Emulgátor může být nanesen ponořením součásti, poléváním nebo nástřikem.

Vyvolání

Na zkoušený povrch se nanáší barevně kontrastní látka a to buď ve formě prášku, nebo suspenze tohoto prášku v těkavé kapalině či vodě. Vrstva vývojky má nejenom barevně odlišit indikaci vady od pozadí, ale má také usnadnit vzlínání detekční kapaliny z necelistvosti, přičemž napomáhá i určitému zvětšení obrazu vady.

Vyhodnocení výsledků zkoušky

Po ukončeném zkušebním procesu musí být součást pečlivě prohlédnuta a nalezené indikace necelistvostí vyhodnoceny. Hodnocení je mnohem více než všechny předcházející fáze závislé na zkušenostech pracovníka.

Při zkoušení metodou barevné indikace se zkoušený povrch prohlíží v rozptýleném bílém světle, které nesmí vytvářet ostré světelné přechody (světla - stíny). Pro tento účel jsou výhodné zářivky. Pro kontrolu drobnějších ploch je vhodná přenosná ruční lampa. Intenzita osvětlení na zkoušeném povrchu má být nejméně 500 luxů. Nadměrné osvětlení pracoviště nebo povrchu zkoušeného předmětu (např. nad 5000 lx) vede k brzké únavě očí a tím k chybám v hodnocení.

Při fluorescenční metodě se zkoušený povrch předmětu prohlíží v zatemněném prostoru v černém světle ultrafialové lampy. Intenzita ozáření povrchu černým světlem má být nejméně 500 $\mu W/cm^2$. Tato hodnota udává ovšem nejnižší ještě přípustnou ozářenost černým světlem pro zjištění indikací velkých vad. Pro zjištění indikací jemných necelistvostí je tato hodnota minimálně 1000 $\mu W/cm^2$.

Obr. 4-2 Přípravky pro kapilární metodu

U obou zkušebních postupů se povrch zkoušeného předmětu prohlíží dvakrát pouhým okem, nebo za pomoci lupy 2x až 6x zvětšující. Poprvé se povrch prohlíží ihned po nanesení vývojky, po druhé až po uplynutí určité doby (většinou postačí 15 minut). V prvém případě se zachytí velké vady bohatě indikované, jejichž kresba by se po delší době stala málo zřetelnou. V druhém případě se zjistí jemné necelistvosti, které mají malý obsah vniklého penetrantu a k vytvoření indikace potřebují delší dobu.

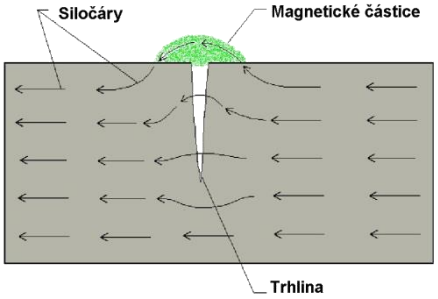
V běžné praxi se kapilární metodou indikované necelistvosti obvykle nezaznamenávají a slouží pouze ke zjištění daného stavu. V případech, kdy je z určitého důvodu nutno dokumentovat tvar či rozsah zjištěné vady, je nejvhodnějším a nejčastěji používaným způsobem fotografování indikací [21], [22].

4.3. Magnetická metoda

Metoda rozptylových toků, také často označovaná jako Magnetická metoda prášková, je v principu metodou velmi jednoduchou. Ve feromagnetickém materiálu, kde se vyskytují povrchové vady, nebo trhliny v blízkosti povrchu, se při zmagnetování tohoto materiálu vytvoří v místě nespojitostí magnetický rozptylový tok, který vystupuje z materiálu nad jeho povrch. Tento magnetický rozptylový tok je možné detekovat buď magnetickým práškem, nebo sondami. Pro vznik magnetického rozptylového toku nad trhlinou, musí být trhlina orientována do nejlépe do směru kolmého ke směru magnetování. Magnetické pole musí mít také dostatečnou intenzitu.

4.3.1. Vznik rozptylového pole

Vznik rozptylového pole nad vadou je znázorněn na Obr. 4-3 Zkoušený materiál je zmagnetován a jeho průřezem prochází magnetický tok. Povrchová necelistvost např. trhlina ve feromagnetickém materiálu představuje prostředí s poměrnou permeabilitou $\mu_r = 1$, má tedy podstatně vyšší magnetický odpor než okolní materiál. Jelikož celková velikost magnetického toku po celé jeho dráze zůstává konstantní, dojde pod trhlinou ke zhuštění siločar a část siločar vystupuje v oblasti vady nad povrch.



Obr. 4-3 Vznik rozptylového toku nad vadou

Rozptylový tok vystupuje na rozhraní feromagnetikum – vzduch téměř kolmo k povrchu, neboť pro lom indukčních linií (siločar) na rozhraní dvou prostředí platí:

$$\frac{tg\,\alpha_1}{tg\,\alpha_2} = \frac{\mu_1}{\mu_2} \tag{8}$$

α_1, α_2 úhly, které svírá indukční čára s normálou rozhraní feromagnetikum – vzduch

μ_1, μ_2 permeability feromagnetika a vzduchu

Vystupující siločáry vytvářejí tzv. rozptylový tok vady, v místě výstupu siločar vznikají magnetické póly. Naneseme-li na zmagnetovaný předmět jemný feromagnetický prášek, zachytí se působením rozptylového toku v oblasti vzniklých magnetických pólů a vykreslí tvar vady. Na místech mimo vadu se prášek nezachytí. Vada se takto zviditelní.

Velikost rozptylového toku nad vadou závisí na několika faktorech. V prvé řadě závislost rozptylového toku výrazně závisí na intenzitě magnetického pole, jíž je součást magnetována. Dále pak na orientaci vady vůči magnetickému toku. Zjistitelný rozptylový tok se vytvoří pouze tehdy, je-li směr magnetického pole přibližně kolmý na vadu. V praxi je pak možno tolerovat i odchylku 45 ° od optimálního směru. Je-li vada rovnoběžná se směrem magnetického toku, magnetický tok není narušen a rozptylový tok se nevytvoří. Vliv na

velikost rozptylového toku má také hloubka vady pod povrchem. Nejvýraznější rozptylový tok vzniká od vad, které přímo souvisejí s povrchem. Indikace je ostrá a úzce lokalizovaná. U vad podpovrchových je slabší, u vad hlouběji uložených prakticky zaniká. V neposlední řadě velikost rozptylového toku závisí na tvaru vady, resp. poměru její délky a šířky. Největší rozptylový tok vzniká u úzké, dlouhé vady, nejmenší u vady přibližně kulové [21].

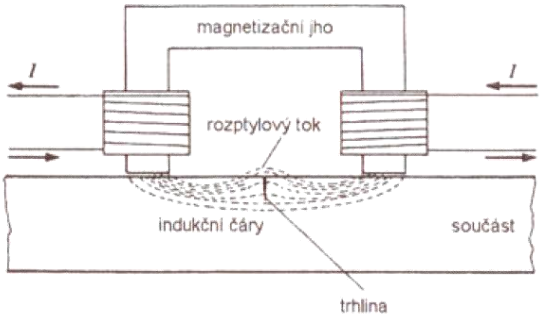
4.3.2. Způsoby magnetizace

Pro vytvoření rozptylového pole v místě vady je nutno zkoušený předmět magnetovat nejlépe kolmo na směr zjišťované vady. Vady rovnoběžné se směrem magnetického pole se nezjistí, neboť magnetické pole nenarušují. Proto je třeba používat více způsobů magnetování, abychom vytvořili směr pole co nejvhodnější tj. co nejkolmější ke směru předpokládaných vad na výrobku. Pokud orientaci vad ani jejich lokalizaci nedovedem předvídat, musí se použít různé kombinované způsoby magnetování.

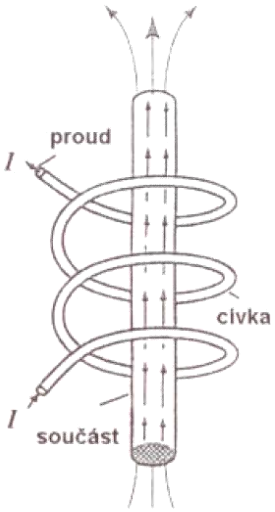
Rozeznáváme dva základní způsoby magnetizace. Je to magnetizace pólová a cirkulární.

Pólová magnetizace

U tzv. pólové magnetizace se vytvoří v předmětu magnetické pole, u něhož magnetický tok prochází jak kontrolovaným předmětem, tak i mimo něj. Charakteristickým znakem je vznik magnetických pólů v místech vstupu a výstupu magnetických siločar. Kontrolovaný objekt se po zmagnetování projevuje svým vlastním magnetickým polem. Pólovou magnetizaci můžeme dosáhnout za použití cívky nebo magnetizačního jha. V praxi je nejvíce využívána.



Obr. 4-4 Pólová magnetizace magnetizačním jhem [21]



Obr. 4-5 Pólová magnetizace cívkou [21]

Cirkulární magnetizace

U cirkulární magnetizace je magnetický tok uzavřen ve zkoušeném předmětu. Nevznikají tedy magnetické póly, i když po zkoušení zůstane předmět zmagnetován. Navenek se vnitřní magnetické pole nijak výrazně neprojevuje. Cirkulární magnetizace vzniká přímým průchodem proudu kontrolovaným tělesem přiložením pomocného vodiče, nebo indukcí proudu v kontrolovaném výrobku [21].

4.4. Ultrazvuková metoda

Ultrazvukové vlnění je mechanické vlnění v oboru ultrazvukových frekvencí (nad 20 000 Hz), šířící se prostředím v důsledku jeho elastických vlastností. Při frekvencích nad 100 kHz se zvuková energie šíří ve svazku, který se může odrážet, lámat, ohýbat a absorbovat. Při extrémně vysokých frekvencích (řádově MHz) jsou zvukové vlny mimořádně tlumeny a vzduchem se nešíří. Mohou se však šířit v pevných materiálech jako jsou např. kovy. Ultrazvukové vlnění se využívá nejen v oboru nedestruktivního zkoušení, ale i v mnoha dalších oblastech jako například medicína, čištění součástí, svařování plastů atd.

Pro vysílání, přijímání a zpracování ultrazvukových signálů slouží při nedestruktivním zkoušení ultrazvukový přístroj s příslušnou sondou. Tento přístroj vytváří budící impuls krátkého trvání o vysokém napětí (řádově 250 – 500 V), který vybudí mechanické kmity v měniči sondy, jejichž frekvence se nachází v ultrazvukovém pásmu. Tyto kmity se šíří součástí jako zvuková vlna, zvukové vlny se na rozhraní odrážejí a mohou být opět přijaty. Přijatý signál se zobrazí na obrazovce ultrazvukového přístroje ve formě echa. Při správném nastavení přístroje je možno určit vzdálenost libovolného reflektoru (nehomogenity) podle vzdálenosti příslušného vadového echa od vysílacího impulsu na obrazovce. Pomocí vzorců, nebo jiných pomůcek pro lokalizaci je možno stanovit souřadnice reflektorů. Moderní ultrazvukové přístroje řízené mikropočítačem určují tyto souřadnice automaticky. Podle amplitudy echa od reflektoru je možno hodnotit jeho relativní velikost, protože amplituda odraženého signálu je úměrná odrazové ploše [23], [22].

4.4.1. Metody ultrazvukové defektoskopie

Rozeznáváme dvě základní metody při zjišťování defektů v materiálu ultrazvukem. První je založená na zeslabení ultrazvuku při přechodu sondy přes materiál s necelistvostí. Je to tzv. průchodová metoda.

Průchodová metoda

Vyžaduje dvě sondy umístěné proti sobě tak, je jedna je vysílá ultrazvukový signál a druhá jen přijímá část, která projde materiálem. Použití průchodové metody je omezené jen na součásti s vhodnými protilehlými povrchy. Další nevýhodou je skutečnost, že pokud se vada nachází daleko od přijímací sondy a její průřez je menší než průřez ultrazvukového svazku, potom následkem ohybu vlnění se v určité vzdálenosti za chybou vyskytuje akustický stín a přijímací sonda zaznamená stejný signál jako v místě bez chyby.

Velkou výhodou průchodové metody je fakt, že ultrazvuk prochází v porovnání s odrazovou metodou jen poloviční dráhu a tím se méně zeslabuje. Proto se průchodová metoda používá při zkoušení těžko prozvučitelných materiálů např. gumy (zkoušení plášťů pneumatik) [21], [22].

Odrazová metoda

Odrazová metoda je založená na zjišťování ech vyvolaných vadami v materiálu. Na příjem ech se obyčejně (ale ne vždy) využívá ten samý měnič, kterým se ultrazvuk do materiálu vysílá. Na zkoušení tedy stačí jen jeden volný povrch. Z doby detekce echa po vyslání ultrazvukového impulsu se určuje dráha, tj. vzdálenost k vadě a z velikosti amplitudy echa se stanovuje velikost vady. Při znalosti technologie výroby je možno z tvaru ech do určité míry odhadnout i typ vady.

Nevýhodou je, že ultrazvuk překonává dvojnásobnou dráhu než je vzdálenost k vadě a existence mrtvého pásma omezuje detekci vad blízko zkušebního povrchu. Proto se odrazová metoda na rozdíl od průchodové nehodí na zkoušení tenkých plechů. Zlepšení zjistitelnosti vad v blízkosti zkoušeného povrchu odrazovou metodou se dá dosáhnout pomocí dvojité sondy.

Obě z uvedených metod mají více technik zkoušení, lišících se uspořádáním sond. Všeobecně však platí, že žádná ultrazvuková metoda zkoušení neposkytuje skutečný obraz vad v materiálu. Je to dané vlnovým charakterem ultrazvuku [21], [22].

4.4.2. EMAT

Princip elektromagnetického akustického měniče je v působení Lorentzovy síly ve vrstvě materiálu, v kterém tečou vířivé proudy a který je kromě toho vystaven účinku magnetického pole. Vnější magnetické pole se vytváří buď permanentním magnetem, nebo elektromagnetem, tj. vinutím navinutým na jádře napájeným magnetizačním proudem nízké frekvence (50 Hz). Pod pólem magnetu je umístěná plochá spirálová cívka napájená impulsně proudem vysoké frekvence. V kovovém materiálu v blízkosti cívky se potom indukují impulsy vířivých proudů. Na ty částice materiálu, které tvoří dráhu vířivých proudů, působí Lorentzova síla, jejíž velikost závisí na velikosti proudu v materiálu a na magnetické indukci vytvořené vnějším pólem:

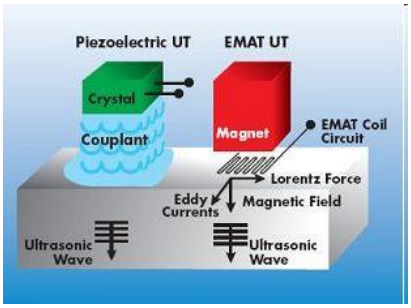
$$\overline{F} = \overline{J} \times \overline{B} \tag{9}$$

F Lorentzova síla

J proud v materiálu

B magnetická indukce

Vznikají příčně mechanické kmity (ultrazvukové vlny), které se šíří kolmo k povrchu směrem do materiálu. Při jejich odrazu od překážky a návratu k měniči dochází k opačnému jevu. Mechanické kmity částic v kvazistatickém magnetickém poli vytvářejí v materiálu vířivé proudy, jejichž proměnlivé magnetické pole indukuje v přijímající cívce elektrické napětí. Je zřejmé, že „součástí měniče“ je také samotný zkoušený materiál. Nevyhnutelnou podmínkou je, aby zkoušený materiál byl elektricky vodivý.



Obr. 4-6 Přenos ultrazvukového vlnění pomocí vazby a metodou EMAT

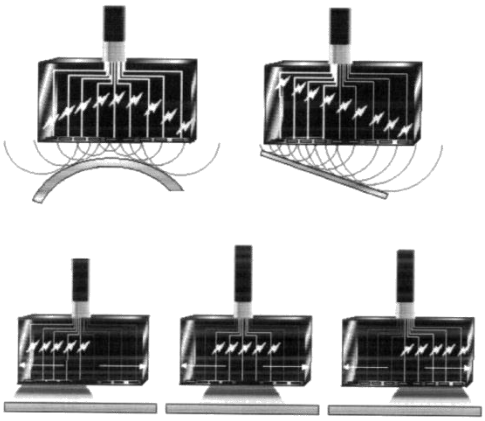
Výhodou sond EMAT je, že nepotřebují vazbové medium. Je možné zkoušet i přes tenkou vrstvu nátěru a při vyšších teplotách. Nevýhodou je nízká amplituda signálu v porovnání s piezoelektrickými měniči. Amplituda signálu také velmi rychle klesá se zvětšující se mezerou mezi měniči EMAT a povrchem zkoušeného materiálu. Na buzení měničů je nutné použít větší proud, proto jsou přístroje pro s EMAT měniči masivnější a jsou zpravidla napájené ze sítě.

Obr. 4-7 Sonda EMAT

Proud I, který prochází rovnoběžnou cívkou s povrchem vodivého vzorku, vyvolá magnetické pole B. Časově proměnné magnetické pole v povrchu vzorku indukuje vířivé proudy, které vybudí časově proměnný magnetický tok, jenž působí proti původnímu proudu cívkou. Vektor síly se snaží cívkou ve statickém magnetickém poli otočit. Protože je cívka i zkušební vzorek pevně fixována a změny pole jsou střídavé ve frekvenčním pásmu stovek kHz až desítek MHz, následkem je časově proměnlivé napružení atomů krystalové mřížky [21], **Chyba! Nenalezen zdroj odkazů.**.

4.4.3. Phased Array

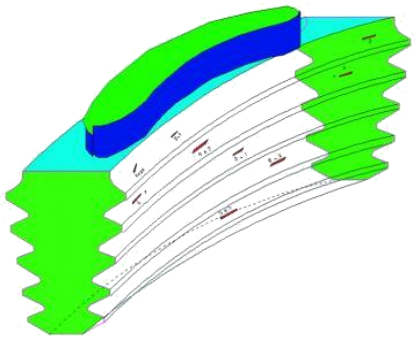
Základem techniky phased array je sonda obsahující soustavu malých měničů uspořádaných zpravidla lineárně. U ručních přístrojů se počet ultrazvukových elementů pohybuje v rozmezí 8 až 128 elementů, nejčastěji však 16 až 64. Každý z měničů je buzený samostatným generátorem a signály (echa) přijaté z materiálu každým z měničů jsou též zesilované v samostatném zesilovači. Šířka jednotlivých měničů je relativně malá, takže každý z nich vysílá do materiálu elementární válcovou vlnu. Podle Huygensovo principu se z těchto elementárních vln vytvoří čelo výsledné vlny. Vzájemným časovým zpožděním budících impulsů se dosáhne nasměrování výsledné vlny pod požadovaným úhlem případně fokusace a skenování ultrazvukového svazku jak je znázorněno na Obr. 4-9.



Obr. 4-8 Fokusace, skenování a změna úhlu ultrazvukového svazku

Tak je možné ovládat ultrazvukový svazek elektronicky a realizovat sektorové prozvučování. Na generování impulsů a zobrazení nálezů je nutný výkonný systém s počítačem.

Předností této techniky je obraz prozvučovaného průřezu v reálném čase, v kterém je možné odlišit relevantní indikace na pozadí šumu lepší než v klasickém A zobrazení.



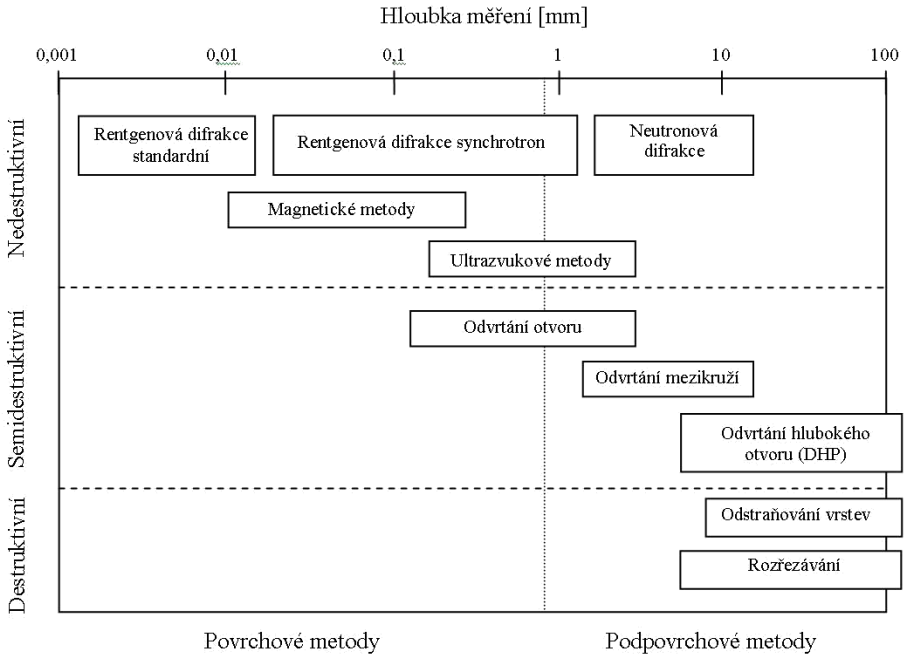
Obr. 4-9 Vady v oblasti zámku turbínové lopatky zjistitelné metodou Phased Array

Technika phased array je v porovnání s klasickou technikou úspěšnější i při zkoušení součástí se složitou geometrií. Typickým příkladem je zjišťování trhlin v oblasti zámků u turbínových lopatek. Takovéto aplikace jsou popsány např. v [28], [29] a [30].

4.5. Metody měření vnitřních napětí

Zbytková napětí vznikají téměř při všech technologických procesech. Jejich znalost je důležitá pro určení skutečného stavu zatížení konstrukce při provozu. I přes pokrok numerických postupů je určování zbytkových napětí stále doménou experimentálních metod [31].

Zbytková napětí jsou vnášena do součástí během jejich výroby a dále se mohou přerozdělovat během pozdějšího tepelného nebo mechanického zpracování nebo v průběhu provozního zatěžování. Spolehlivé stanovení původu zbytkových napětí v kombinaci s provozním namáháním je nezbytné pro stanovení jejich vlivu na životnost součástí. Přes rozšiřování výpočetních metod pro určování zbytkových napětí bude experiment vždy nezbytný pro jejich verifikaci. Metody pro měření zbytkových napětí je možno obecně rozdělit na destruktivní, semidestruktivní a nedestruktivní (Obr. 4-10).



Obr. 4-10 Metody pro měření zbytkových napětí [36]

Destruktivní metody určování zbytkových napětí jsou založeny na změně napěťového stavu odstraněním části materiálu nebo rozřezáním součásti a měření deformace, odpovídající této změně, zatímco nedestruktivní metody využívají závislosti mezi fyzikální nebo krystalickou vlastností materiálu a zbytkovým napětím.

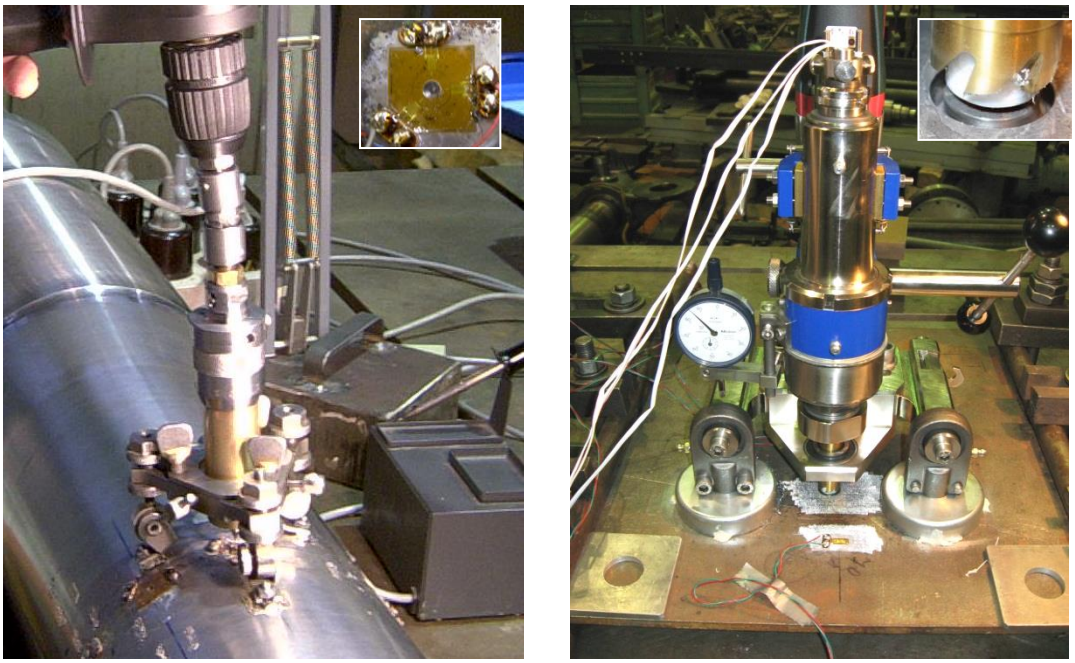
4.5.1. Vybrané metody měření zbytkového napětí

Metoda odvrtání otvoru a mezikruží

Pro měření povrchových napětí jsou nejpoužívanějšími metody semidestruktivní. Relaxace napětí se měří pomocí na povrchu součásti nalepených odporových tenzometrů a dosahuje se odvrtáním otvoru (surface hole drilling) [33] nebo mezikruží (ring core) [34]. Speciálním případem je metoda „deep hole drilling“, kdy se do součásti vyvrtá nejdříve otvor a posléze mezikruží a měří se změna kruhovitosti otvoru po jeho celé délce [36].

Měření zbytkových napětí odvrtáním otvoru lze provádět podle standardu ASTM E837-08. Nová revize normy předepisuje postup jak pro měření homogenních napětí metodou mocninných koeficientů (power series), tak proměnlivých po hloubce metodou integrální [35]. Vlivem koncentrace relaxovaných napětí kolem vyvrtaného otvoru je použitelnost metody do 50 % meze kluzu.

Při odvrtání mezikruží je zbytkové napětí určováno z relaxované poměrné deformace měřené tenzometrickou růžicí uprostřed zbylého sloupku. Výhodou metody je, že po odvrtání dostatečné hloubky dojde k úplné relaxaci zbytkového napětí; měří se tedy skutečná napětí neovlivněná koncentrátorem napětí jako v případě metody odvrtání otvoru. Metodu lze však využít i pro měření napětí po hloubce nebo v dané vrstvě pod povrchem při znalosti relaxačních koeficientů, stanovených MKP nebo experimentem [34]. Na Obr. 4-11 a) je zobrazeno zařízení pro odvrtání otvoru do hloubky otvoru 4 mm, na obr. 2 b zařízení, používané pro odvrtání mezikruží pro průměr odvrtaného sloupku 14 mm [36].

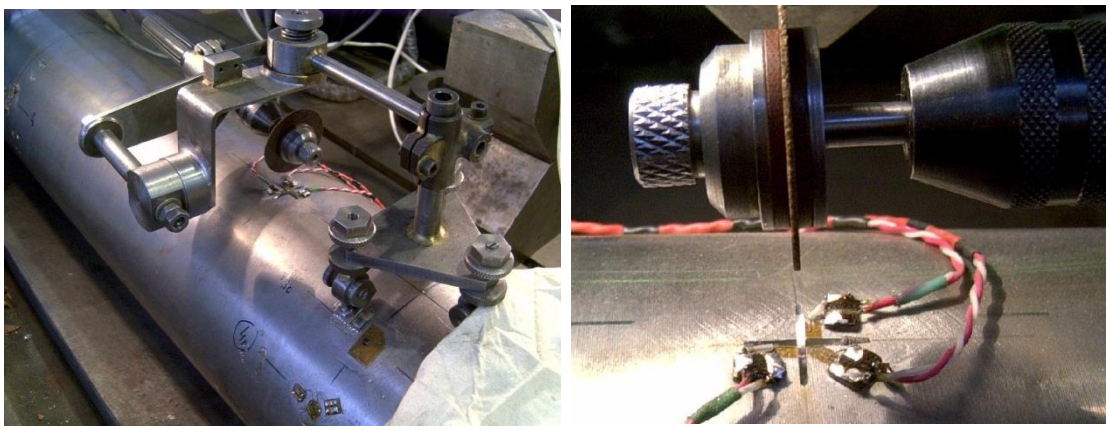


Obr. 4-11 Zařízení pro měření zbytkového napětí, a) odvrtání otvoru, b) odvrtání mezikruží

Příklad měření na disku rotoru turbiny s celoobvodovým návarem je na Obr. 4-12 (velká růžice HBM RY21, vrtaný otvor).

Obr. 4-12 Měření na turbinovém disku [36]

Ve VZÚ Plzeň s.r.o. byla vyvinuta semidestruktivní metoda pro měření zbytkových napětí, kdy úplné relaxace napětí v materiálu se dosahuje vybroušením dvou pravoúhlých drážek o šířce 1 mm do hloubky 3 mm. Přípravek pro měření je uveden na Obr. 4-13.

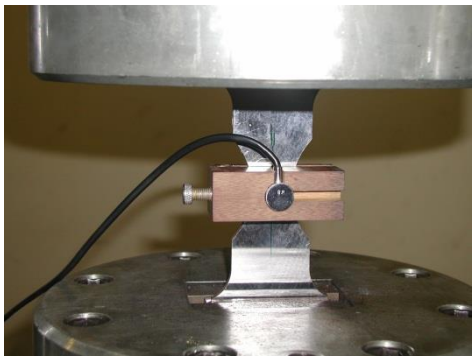


Obr. 4-13 Zařízení pro měření zbytkového napětí rozřezávací metodou [36]

Magnetické metody

Magnetické metody využívají pro měření vnitřních napětí odezvu materiálu na působící střídavé magnetické pole [37]. Magnetoelastická metoda detekuje vznikající Barkhausenův šum, jehož úroveň je však funkcí nejen napětí v materiálu, ale rovněž jeho mikrostruktury a tvrdosti. Proto se komerčně vyráběná zařízení používají nejen pro měření zbytkových napětí (Stresscan, fy. AST), ale rovněž pro kontrolu povrchových defektů (Rollscan, fy. AST). Magnetostrikční metoda využívá měření změn magnetické indukce detekční cívkou. Přístroj pro měření pnutí magnetickou metodou je např. ION-C (Obr. 4-14), jehož sonda obsahuje dvě magnetizační cívky a dvě snímací cívky. Jeho výstupní signál je citlivý na rozdíl hlavních poměrných deformací. Toto uspořádání bylo zvoleno proto, aby kalibrační křivka byla monotónně stoupající i v tahové oblasti. Zařízení je možno použít pro případ jednoosé napjatosti nebo tam, kde je znám poměr hlavních napětí.

Obr. 4-14 Přístroj ION-C [36]



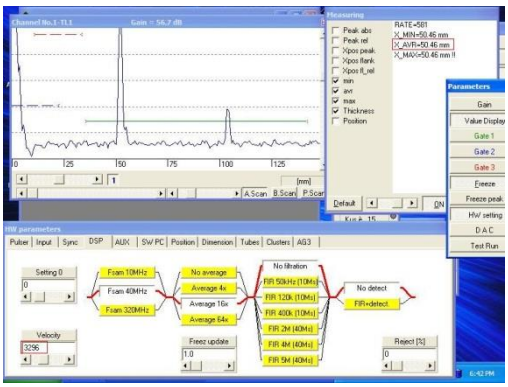
Obr. 4-15 Sonda k přístroji ION-C [36]

Ultrazvukové metody

Ultrazvukové metody jsou založeny na vztahu mezi rychlostí šíření vlny a elastických konstant materiálu. Pro měření se používají podélné nebo příčně polarizované vlny a lze realizovat měření integrální přes celý průřez vzorku nebo měření povrchových napětí povrchovými vlnami. Využitím akustoelastického dvojlomu při měření příčně polarizovanými vlnami ve dvou na sobě kolmých rovinách je možno určit rozdíl hlavních napětí. Při současném měření podélnými a příčnými vlnami je možno eliminovat některé vstupní hodnoty, potřebné pro výpočet, protože obě vlny se šíří různou rychlostí.

Ve VZÚ Plzeň s.r.o. je k dispozici zařízení EMAT s elektromagnetickým akustickým měničem a speciálním softwarem DIO 2000, původně určené pro měření tloušťky materiálu (Obr. 4-16). Měření zbytkového napětí je tedy integrální přes celý průřez materiálu. Rychlost šíření vlny se měří na základě měření echa odražené vlny a ze známé tloušťky materiálu [38], [36].

Obr. 4-16 Průmyslový počítač s ultrazvukovou sondou EMAT [36]



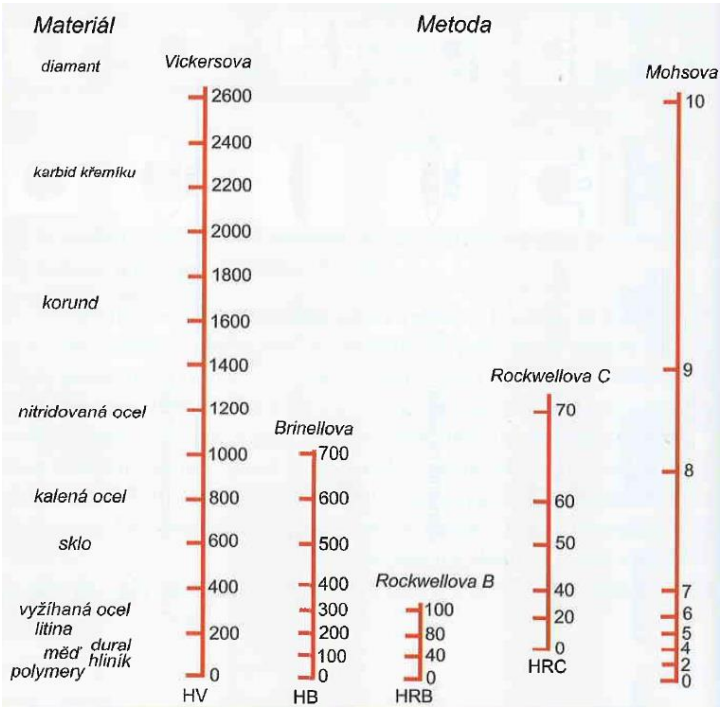
Obr. 4-17 Software DIO 2000 [36]

4.6. Měření tvrdosti

Tvrdost je definována jako odpor materiálu proti vnikání cizího tělesa nebo jako odpor materiálu proti plastické deformaci [39]. Základní stupnice tvrdosti je známá z mineralogie jako stupnice Mohsova a má 10 stupňů tvrdosti.

Metody měření tvrdosti jsou založeny na vtlačování vhodného indentoru do materiálu předepsanou silou. Poté se měří velikost vzniklého vtisku, která se přepočte na hodnotu tvrdosti (metoda Brinellova, Vickersova a Knoopova). Poněkud odlišný princip má metoda Rockwellova, založená na měření hloubky vtisku, která je na tvrdoměru automaticky převáděna na hodnotu tvrdosti. Podmínky měření tvrdosti vybranými metodami jsou uvedeny v tabulce. Pro kovové materiály se nejvíce využívá metoda Brinellova a Rockwellova. Metody Vickersova a Knoopova jsou vhodné kromě kovů také pro velmi tvrdé a křehké materiály a díky poměrně nízkým zatížením se rovněž hodí pro měření tvrdosti malých oblastí materiálů, jako jsou jednotlivá zrna, fáze, povrchové vrstvy, povlaky atd. Pokud je použité zatížení nižší než 200 g, pak se tato měření označují pojmem mikrotvrdost.

Hodnoty tvrdostí vybraných materiálů jsou uvedeny v tabulce. Čisté vyžíhané kovy jsou poměrně měkké, ale se vzrůstajícím legováním vzrůstá i tvrdost kovových materiálů. Tvrdost lze rovněž zvýšit u ocelí kalením a u hliníkových slitin vytvrzováním. Vysokých tvrdostí dosahují z kovových materiálů zejména legované a tepelně zpracované nástrojové oceli. U těchto materiálů se povrchová tvrdost dále zvyšuje vhodnými keramickými povlaky. Ještě vyšších tvrdostí v porovnání s kovovými materiály dosahují technické keramické materiály, jako je korund, karbid wolframu atd. Nejtvrdším materiálem je diamant [68].



Obr. 4-18 Orientační porovnání metod měření tvrdosti [68]

Různé metody měření tvrdosti jsou vhodné pro různě tvrdé materiály. Díky tomu, že pro výpočet tvrdostí se používají různé vztahy, číselné hodnoty tvrdosti získané různými metodami se liší. Porovnáním metod měření tvrdosti a jejich rozsah použití ukazuje na obrázek Obr. 4-18. Z tohoto obrázku vyplývá, že desetistupňová stupnice Mohsova je zcela nepoužitelná pro měření tvrdosti díky malé citlivosti, a to zejména u vyšších tvrdostí. Největší rozsahy tvrdostí pokrývají metody využívající diamantové jehlany jako indentory – tedy zejména metoda Vickersova.

Měření tvrdosti je poměrně jednoduché a lze je využít i pro hrubý odhad pevnostních vlastností kovových materiálů, což je užitečné zejména pokud není možné z daného výrobku odebrat vzorek potřebný na tahovou zkoušku. Pro kovové materiály je číselná hodnota pevnosti v tahu v MPa přibližně přímo úměrná tvrdosti např. podle Brinella [68]:

$$R_m = K \cdot HB \tag{10}$$

Hodnoty konstant K pro různé materiály ukazuje tabulka Tab. 4-1.

Tab. 4-1 Hodnoty konstanty K pro vybrané skupiny kovových materiálů

Skupina materiálů	Oceli	Hliníkové slitiny	Měděné slitiny
K	3,4 - 4,0	3,4 – 4,4	4,0 – 5,0

Vzhledem k tomu, že při tepelném zpracování na jakost jsou žáropevné oceli popouštěny při teplotě vyšší, než je provozní teplota, lze předpokládat, že v průběhu provozní expozice, nebude docházet k výraznějším jevům sekundárního vytvrzování a hodnoty tvrdosti budou plynule klesat podle závislosti dané Avramiho rovnicí. Pokud označíme H_0 počáteční tvrdost, H(t) tvrdost v čase t a H_∞ tvrdost na konci doby provozu, platí [67]:

$$\frac{H_0 - H_{(t)}}{H_0 - H_\infty} = 1 - \exp\left(-K_A t^n\right) \tag{11}$$

kde K_A a n jsou materiálové konstanty. U ocelí používaných v energetických zřízeních se pohybuje počáteční tvrdost v rozmezí 220 – 300 HV, silně vyžíhané materiály pak dosahují tvrdosti 150 – 190 HV. Během provozu lze tedy počítat s poklesem tvrdosti o 20 – 30 % [51].

4.7. Kontrola mikrostruktury

Spolehlivost provozu energetických zařízení závisí mimo jiné i na předcházení vzniku materiálových defektů, což úzce souvisí s odhadem zbytkové životnosti zařízení a systémů. K tomuto účelu může významným způsobem přispět i kontrola stavu zařízení z pohledu mikrostruktury. Kontrola lze provést klasickým způsobem, při kterém je nutné odebrat vzorek materiálu, nebo dále popsaným nedestruktivním způsobem za pomoci replik. Cílem je zjistit skutečný stav vybraných částí zařízení přímo v podmínkách reálného provozu, a tím významně přispět ke zjištění komplexního stavu energetického zařízení a tudíž i k jeho spolehlivosti. V rámci zefektivnění a usnadnění NDT kontroly mikrostruktury se na trhu objevují nové metodiky a prostředky vedoucí k záznamu typu a charakteru struktur a následnému vyhodnocování a dokumentaci [1].

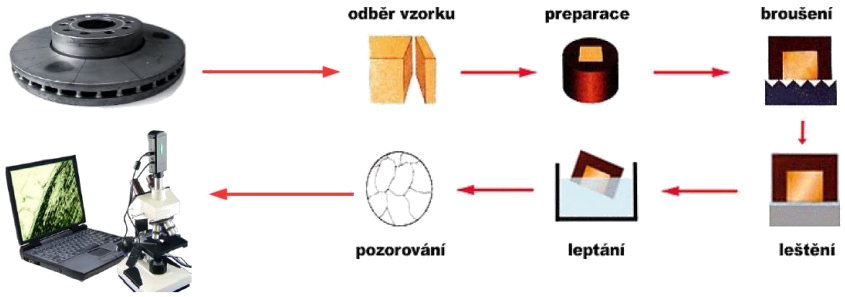
4.7.1. Metalografie

Metalografie je nauka, která se zabývá studiem vnitřní stavby kovů a její souvislostí s vlastnostmi kovů a slitin [10]. Jejím cílem je zviditelnění struktury materiálu a následné studium pomocí optického či elektronového mikroskopu. Metalografie umožňuje zjišťovat souvislosti mezi strukturou materiálu a jeho vlastnostmi, sledovat a kontrolovat vlastnosti materiálu při jeho výrobě a zpracování a hledat příčiny vad materiálu nevyhovujících výrobků nebo vysvětlit důvody selhání nějakého zařízení.

Metalografie je jedním z oborů, který vyžaduje velké zkušenosti. Posuzovat kovový materiál a jeho vady je značně obtížné bez celého souboru znalostí o daném materiálu. Pro správné vyšetření je především nutná příprava vzorků a výbrusů. Pro zhotovení dokonalého výbrusu je potřeba znát fyzikální podstatu broušení a leštění.

4.7.2. Příprava metalografických výbrusů

Vzorek připravený broušením, leptáním, a leštěním nazýváme výbrus. Pro správné hodnocení je důležitá lokalita, z které je vzorek vybrán. Volba vzorku musí být přizpůsobena nejen účelu vyšetřování, ale i tvaru předmětu. Při odběru vzorku je třeba dbát na to, aby se nezměnila struktura materiálu buď teplem, nebo tlakem vyvinutým při řezání, broušení, stříhání apod. Z tohoto důvodu není možné odebírat vzorky pomocí kyslíko-acetylenového plamene, nebo zahřívat při hrubém broušení, proto vzorky odebíráme za pomoci pily, nebo jiného zařízení chlazeného vodou, popř. jiným vhodným způsobem. Při přípravě vzorku je také třeba mít na paměti, že povrch vzorku mívá často odlišnou strukturu (např. z důvodu oduhličení atd.) než lokality uvnitř vzorku [23].



Obr. 4-19 Postup přípravy metalografického výbrusu [24]

4.7.3. Nedestruktivní kontrola mikrostruktury

Nedestruktivní kontrola má velký význam především v provozních podmínkách, kdy lze

mnohdy inspekci provádět jen s minimálními požadavky na demontáž zařízení, v celé řadě případů nemusí být zařízení ani odstaveno z provozu. Stav mikrostruktury vybraných částí lze zjistit operativně, jedná se o mobilní metodu.

Vlastní hodnocení mikrostruktury spočívá ve stanovení parametrů jednotlivých fází a strukturních součástí, které se v mikrostruktuře vyskytují. Pod mikroskopem uvidíme charakteristický obraz struktury, která je typická pro daný materiál a způsob jeho zpracování. Výsledná reálná mikrostruktura materiálu je utvářena působením velkého množství faktorů, zejména však:

- chemické složení – obsah jednotlivých prvků
- způsob zpracování při výrobě – tváření, odlévání, příp. svařování
- způsob tepelného zpracování – zejména ohřev a ochlazování
- podmínky provozování – zejména vysoké teploty a namáhání

Těmto vlivům je pak výsledná mikrostruktura poplatná a obecně lze tvrdit, že se hodnotí především následující strukturní parametry:

- kvalitativně: typ a charakter strukturních součástí, jejich morfologie, rozložení apod.
- kvantitativně: podíl fází, jejich velikost, disperzita apod.

Některé kvalitativní a kvantitativní ukazatele mikrostruktury lze u vybraných typů materiálu určovat porovnáváním reálných struktur se strukturními etalonovými řadami, v některých případech je možné využít pro hodnocení i statistické metody.

Rozmanitost a kombinace jednotlivých faktorů ovlivňujících výslednou mikrostrukturu má za následek, že typů struktur je nepřeberné množství a jejich byť jen velmi hrubý a obecný výčet by byl velmi obsáhlý. Takovýto výčet není ani předmětem této práce. Z toho vyplývá, že práce metalografa na poli hodnocení stavů mikrostruktury je podmíněna dlouhodobými odbornými zkušenostmi a neustálým studiem nových poznatků v tomto oboru.

4.7.4. Pracovní postup NDT kontroly mikrostruktury

Provozovatelé energetických zařízení ve snaze jasného definování stavu jimi provozovaných celků, preferují hmatatelnější vyjádření stavu jednotlivých částí zařízení i z pohledu materiálového, tzn. z pohledu mikrostruktury. Úkolem tedy bylo vytvořit jasný metodický předpis pro zjištění mikrostruktury nedestruktivní cestou a exaktní ohodnocení jejího stavu z pohledu degradace materiálu, či postupujících strukturních změn, svědčících o potencionálním narušení plnohodnotné funkce materiálu energetických celků.

Výsledkem je následující pracovní postup. Jeho součástí je hodnocení mikrostruktury ze dvou pohledů, které stav materiálu zařazují do jednotlivých stupňů dle etalonových řad, při jejichž tvorbě bylo použito snímků reálných degradovaných struktur.

Tento postup platí pro kontrolu mikrostruktury kovových materiálů, používaných ve strojírenství a na výrobu součástí energetických zařízení. Stanovuje základní kroky pro operátory provádějící snímání replik pro metalografické analýzy zejména v provozních podmínkách.

Pracovní postup je v souladu jak s obecnými předpisy týkající se bezpečnosti práce na daném pracovišti tak s předpisem DIN 54150 – Provádění otisků při zkouškách z povrchů (technika replik).

Rozsah zkoušení je volen dle požadavku zadavatele, příp. na základě vzájemné domluvy či doporučení podle potřeby a na místě zjištěných skutečností.

Použité zařízení

- Přenosné zařízení pro elektrolytické leštění se zpětným odsáváním elektrolytu (např. leštička Movipol 3 od firmy Struers)
- Sada prostředků pro zhotovení ručního metalografického výbrusu
- Přenosný optický mikroskop
- Sada pro zhotovení záznamu struktury metodou otisku (repliky)
- Laboratorní metalografický mikroskop (pro hodnocení v laboratoři)
- Řádkovací elektronový mikroskop (pro laboratorní hodnocení v případě požadavku)

Příprava povrchu

Nejprve je nutné z vybraného místa odstranit povrchové nečistoty jako jsou korozní zplodiny, nátěry, mastnota, okuje apod.

Poté následuje přebroušení kontrolovaného místa za použití stále jemnějších brusných materiálů v potřebném počtu kroků tak, aby byl povrch hladký a kovově lesklý. Změna hrubosti brusiva od hrubšího k jemnějšímu se provede vždy, když jsou úplně odstraněny stopy broušení předchozí zrnitostí. Při každé změně hrubosti brusiva je nutné o 90^{O} pootočit směr broušení. Výše uvedená příprava musí probíhat způsobem, který neovlivní (zejména tepelně) charakter mikrostruktury materiálu.

Příprava metalografického výbrusu

Metalografický výbrus je proveden v požadovaném místě metodou elektrolytického leštění za použití elektrolytické leštičky a vhodného elektrolytu (např. na bázi ethanolu, $HClO_4$ a HNO_3). Je třeba nastavit správné parametry leštění, tj. napětí a dobu (obvykle to bývá cca 60V a 15-20 vteřin). Další metodou může být mechanické doleštění za použití lapovacích kotoučků, diamantových emulzí a lubrikantu. Po leštění může následovat oplach etanolem a osušení.

Zviditelnění struktury

Mikrostrukturu kontrolovaného místa je nutno zviditelnit leptáním. K tomuto účelu slouží celá řada různých činidel, která se volí s ohledem na typ kontrolovaného materiálu. Lze použít i elektrolytické leptání. Po naleptání následuje oplach etanolem a osušení. Metalografický výbrus může být pozorován i v neleptaném stavu (např. pro hodnocení nekovových vměstků, příp. klasifikace vad).

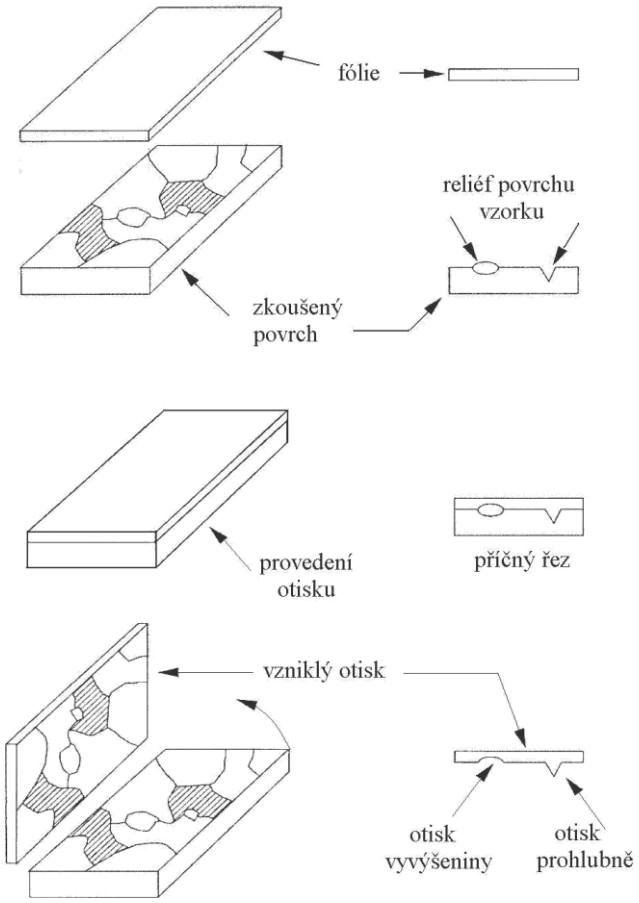
Nejčastěji užívaná leptadla jsou:

- Nital - pro leptání běžných ocelí a litin
- Vilella-Bain – pro leptání ocelí s vyšším obsahem Cr
- Směs HCl + HF + glycerin (2:2:1) – pro leptání austenitických ocelí

Odebrání otisku

Kvůli maximální eliminaci možné oxidace či kontaminace kontrolovaného místa je nutné odebrat repliku (otisk) co možná nejrychleji. Otisk struktury se odebírá v souladu s návodem výrobce replik, který je součástí balení zkušebního setu. Tím vzniká otisk strukturního reliéfu do aktivní vrstvy záznamového média. Schématické znázornění principu zhotovení otisku je na Obr. 4-20.

Takto provedený otisk je přenesen na metalografický světelný mikroskop (např. na transportním laboratorním sklíčku), kde lze repliku předběžně vyhodnotit přímo v provozních podmínkách. Podrobnější metalografická analýza včetně fotodokumentace se provádí na laboratorním invertovaném metalografickém mikroskopu, případně na elektronovém mikroskopu v laboratorních podmínkách.



Obr. 4-20 Otisk strukturního reliéfu do aktivní vrstvy záznamového média [27]

Pro zajištění korektních výsledků je vhodné, aby případnému opakovanému odebírání otisku ze stejného kontrolního místa předcházela celá procedura přípravy metalografického výbrusu.

Hodnocení struktury

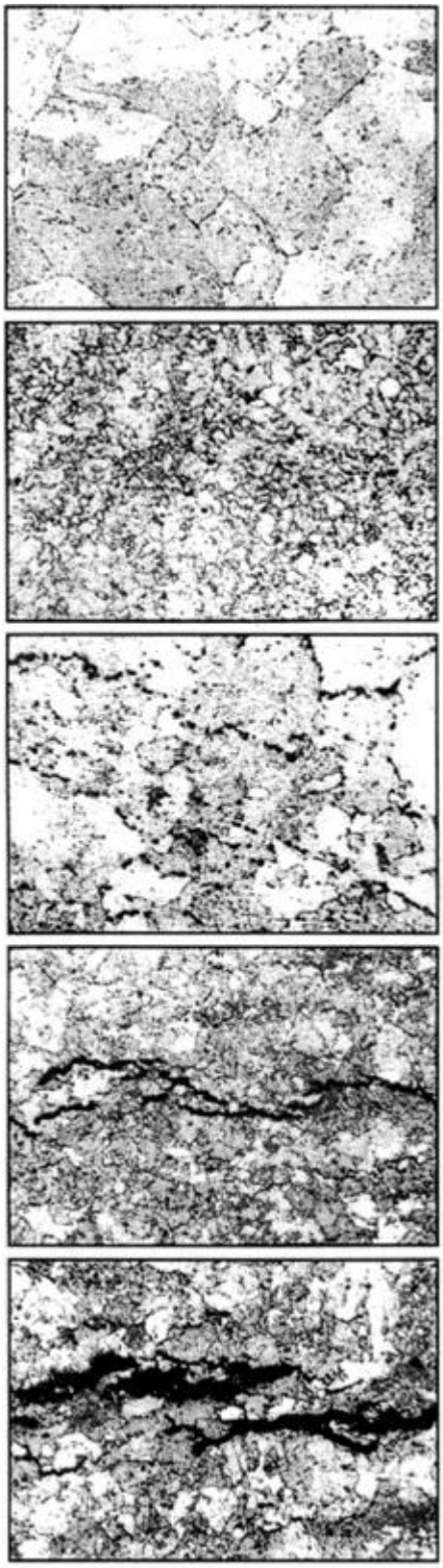
Struktura materiálu se hodnotí nejčastěji optickým metalografickým mikroskopem. Operátor stanovuje charakter a typ mikrostruktury kontrolovaného místa se zaměřením na:

- typ, tvar a velikost strukturních útvarů a zrn
- obsah a rozložení přítomných fází
- typ, velikost a morfologie nekovových složek (grafit, vměstky apod.)
- charakter a tvar případných necelistvostí.

Dále provádí dokumentaci fotografováním. V případě hodnocení struktury za účelem zjištění degradace materiálu energetických zařízení vlivem kavitačního (creepového) poškození dlouhodobým provozem za vysokých teplot (tečení materiálu) se ke klasifikaci stavu užívá pětistupňová škála uvedená na Obr. 4-21.

Pro hodnocení postupných strukturních změn, probíhajících v materiálu vlivem dlouhodobého působení vysokých teplot, lze pro uhlíkové a nízkolegované oceli užít šestibodovou klasifikační stupnici uvedenou na Obr. 4-22 [26], [27].

Klasifikace kavitačního poškození



Stupeň 1

Bez projevů kavitačního poškození

Stupeň 2

Vznik jednotlivých izolovaných kavit

Stupeň 3

Spojité orientované formace kavit

Stupeň 4

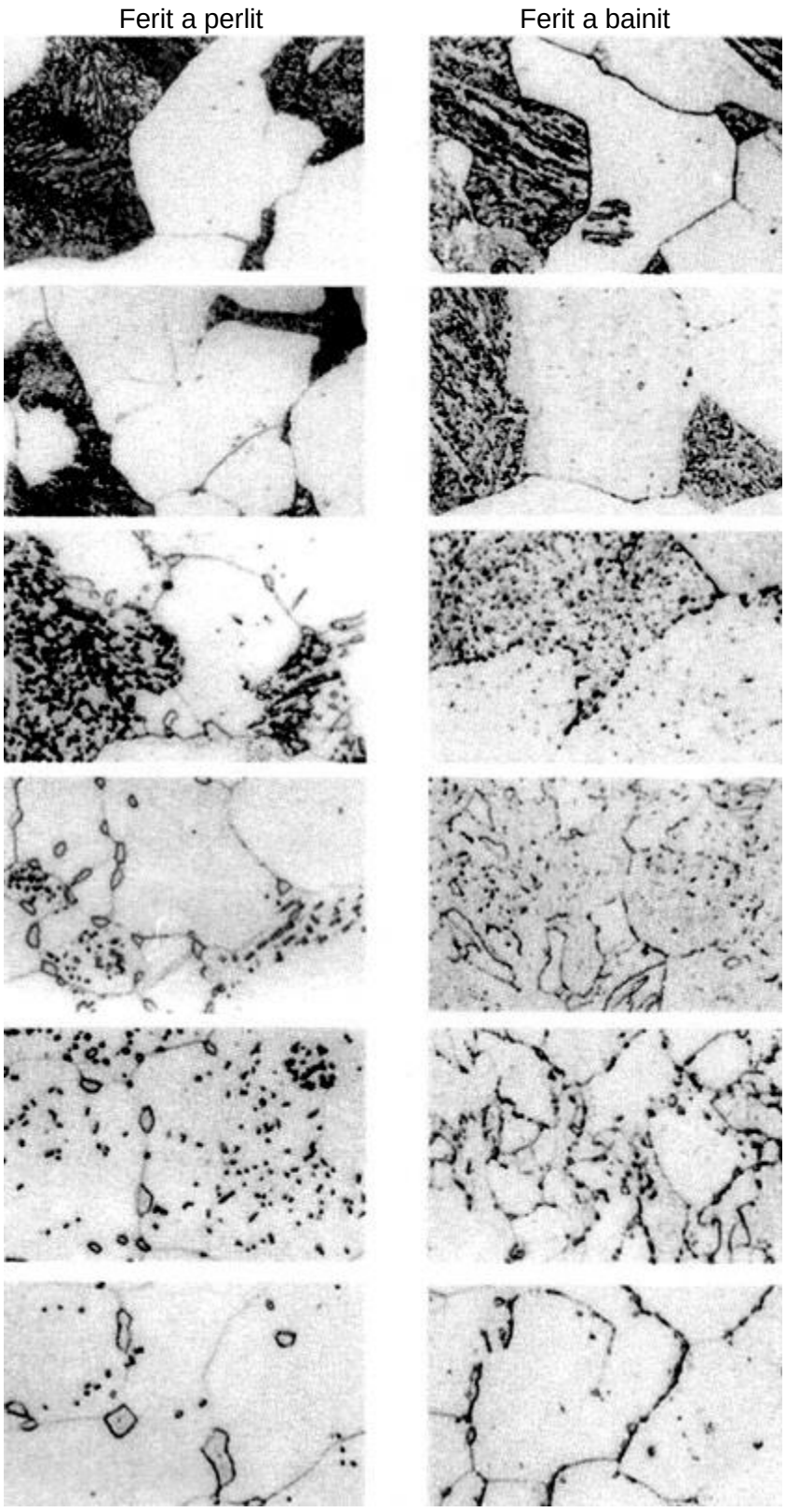
Kavitační poškození ve formě mikrotrhlin

Stupeň 5

Vznik makrotrhlin

Obr. 4-21 Stupnice hodnocení degradace materiálu vlivem kavitačního poškození [27]

Klasifikace strukturních změn vlivem dlouhodobého působení vysokých teplot



Stupeň I.

Ferit a dobře rozlišitelný produkt transformace (perlit nebo bainit)

Stupeň II.

Počátek sferoidizace a precipitace jednotlivých izolovaných karbidů zejména po hranicích zrn

Stupeň III.

Zjevná (pokročilá) sferoidizace. Ferit a produkt transformace jsou stále dobře odlišitelné

Stupeň IV.

Produkt transformace je úplně sferoidizován. Precipitace karbidů uvnitř zrn je nevýrazná

Stupeň V.

Úplná sferoidizace, karbidy jsou rozmístěny jak v zrnech tak i na jejich hranicích

Stupeň VI.

Úplná sferoidizace, výrazné slučování (spojování) a růst karbidů

Obr. 4-22 Stupnice strukturních změn vlivem dlouhodobého působení vysokých teplot [27]

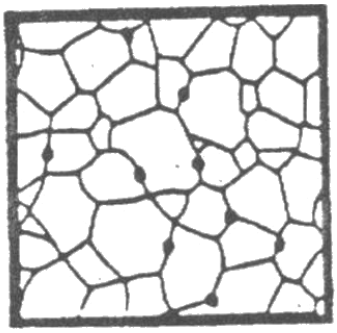
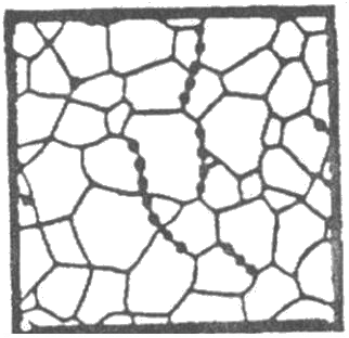
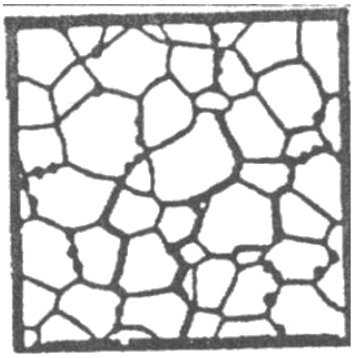
4.7.5. Hodnocení mikrostruktury

Při nízkých a středních teplotách dochází k deformaci polykrystalických materiálů zejména deformací zrn a lom bývá transkrystalický. Pokud je teplota nad hodnotou asi 0,4 teploty tání (v K), bývá obecně lom interkrystalický s výrazným snížením tvárnosti. Tento přechod je ovšem výrazně závislý i na rychlosti deformace čím vyšší rychlost, tím klesá teplota přechodu. Během deformace při vysokých teplotách spolupůsobí řada mikromechanismů, které narušují integritu materiálu a mohou vést až k lomu [46], [47], [48]. Přehled většiny těchto mechanismů s popisem výsledného porušení je shrnut např. v [49]. Nejběžnějším mechanismem je vznik interkrystalických kavit a jejich rozvoj až do lomu. Vznik kavit silně závisí na typu materiálu a způsobu zatěžování, nicméně existují obecné aspekty akumulace kavit a jejich rozvoje a lze je nejlépe zjišťovat rozborem mikrostruktury. Koncept popisu rozvoje creepového porušování pomocí Neubauerovy pětistupňové klasifikace přítomnosti kavit byl rozpracován v 70 – tých létech 20. století a stal se běžně používaným v evropských zemích [50]. Její princip je založen na skutečnosti, že při rozvoji creepu žáruvzdorných ocelí dochází před lomem ve struktuře ke vzniku kavit. Tyto kavity postupně srůstáním vytvářejí mikrotrhliny, které iniciují lom. Velikost a hustota kavit vzrůstá s rozvojem creepu ze sekundární do terciární oblasti. Velikost kavit je výrazně závislá na typu materiálu. Jejich velikost je v oblasti mikrometru a menší, proto nemohou být detekovány konvenčními NDT metodami a k jejich detekci lze využít pouze metalografie. Základní klasifikační schéma předložené Neubauerem je uvedeno v Tab. 4-2 .

Tab. 4-2 Neubauerovo schéma hodnocení mikrostruktury

Stupeň	Hodnocení mikrostruktury pozorované metalograficky
0	Normální mikrostruktura nového dílu
1	Normální mikrostruktura pro servisní podmínky, počínající nebo rozvinuté strukturní transformace nebo precipitace
2	Pokročilý creep a) řetízky orientovaných karbidů na hranicích zrn b) b)izolované mikropóry (kavity na hranicích zrn, nepravidelně rozmístěné c) málo mikropórů (kavit na hranicích zrn), nerovnoměrně rozmístěné
3	Počínající creepové poškození a) mikropóry (kavity na hranicích zrn) orientované kolmo na směr maximálního napětí b) b) separace na hranicích zrn (na délce jednoho zrna)
4	Rozvinuté creepové poškození Identifikovatelné mikrotrhliny (na délce několika zrn)
5	Strukturní desintegrace (oddělení zrn) Makrotrhliny (délka v oboru milimetrů)

Tab. 4-3 Zjednodušené Neubauerovo schéma hodnocení mikrostruktury [51]

Stupeň	Mikrostruktura	Obrázek
0	Nový materiál	
1	Normální (bez kavit)	
2	Přítomnost izolovaných mikrokavit	
3	Přítomnost směrově uspořádaných mikrokavit	
4	Přítomnost mikrotrhlin	
5	Přítomnost makrotrhlin	

Tab. 4-4, která je založená na analýze experimentálních výsledků získaných pro nízkolegované feritické oceli v tepelně ovlivněných zónách svarů, znázorňuje korelaci úrovně poškození a vyčerpané poměrné životnosti [40], [41], [42].

Tab. 4-4 Vztah stupně poškození a poměrná vyčerpaná životnost

Stupeň poškození	Poměrná vyčerpaná doba života
1	0,18
2	0,44
3	0,69
4	0,89
5	1,00

Dalšími faktory ovlivňující životnost jsou např. vývoj karbidické fáze během creepu, nebo změny mezičásticové vzdálenosti. Ke studiu mikrostruktury, morfologie, chemického složení fází, nebo střední mezičásticové vzdálenosti precipitátu se vedle světelné mikroskopie využívá také elektronová mikroskopie a mikroanalýza, transmisní elektronová mikroskopie, RTG difrakce a obrazová analýza.

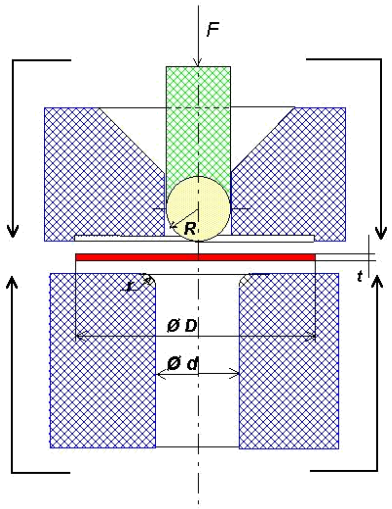
V případě nízkolegovaných ocelí jsou vypracovávány metodiky mikrostrukturních atlasů, podle kterých lze mikrostruktura hodnotit s etalonovou mikrostrukturou získanou pro určité teplotní exploatace [43], [44]. Tato metoda je vhodná spíše pro hodnocení feriticko-perlitických ocelí. Martenzitické ocele jsou díky neznatelným změnám v mikrostruktuře pro toto hodnocení nevhodné [51].

4.8. Metoda Small Punch test

4.8.1. Obecná charakteristika

Lomová houževnatost materiálu určuje přípustnost defektů provozovaných zařízení. V řadě případů není lomová houževnatost materiálu známa, protože nebyla buď měřena vůbec, nebo není znám vliv provozních podmínek na lomové chování materiálu v průběhu dlouhodobého provozu na pracovní teplotě. Jako příklad lze uvést stárnutí nízkolegovaných ocelí rotorů parních turbin, pracujících pří zvýšených teplotách. Použití standardizovaných postupů pro stanovení aktuálního lomového chování provozovaných komponent energetických zařízení může způsobit jejich značné poškození při odběru zkušebního materiálu, nebo následných opravách prováděných nejčastěji svařováním. Potřebu velkého množství zkušebního materiálu, především pro stanovení lomové houževnatosti pomocí standardizovaných postupů, lze eliminovat pomocí „nedestruktivního" odběru malého množství zkušebního materiálu z povrchu součásti a stanovením mechanických charakteristik pomocí penetračních testů [1].

Tato metoda používá zkušební tělesa ve tvaru malého disku, obvykle o průměru 3 – 10 mm a tloušťce 0,25 – 0,5 mm, upevněného podél jeho obvodu a zatěžovaného kulovým vnikacím tělískem – indentorem do porušení. Podpora po obvodu disku může existovat jako pouhé podepření nebo je disk po obvodu pevně upnutý (vetknutý) tlakovou přítlačnou silou.



Obr. 4-23 Schema přípravku pro SP [45]

Základním cílem výzkumu zkušební metody SP je její aplikace pro hodnocení integrity konstrukcí v rozsahu provozní degradace a odhadu zbytkové životnosti ocelových komponent energetických zařízení [59].

Hlavní výhody SP testu mohou být shrnuty takto:

- nedestruktivní hodnocení mechanických vlastností materiálu,
- hodnocení nových materiálů či slitin, u kterých je k dispozici jen omezené množství materiálu,
- hodnocení svařenců včetně svaru a oblasti ovlivněných teplem uvnitř základního kovu,
- hodnocení mechanických vlastností keramických materiálů v širokém rozmezí teplot,
- hodnocení mechanických vlastností povlaků a povlakovaných materiálů,

- analýza příčin lomů součástí, u nichž je omezena dostupnost materiálů.

Přes intenzivní výzkum v této oblasti však existuje řada negativních aspektů:

- SP technologie se stále soustřeďuje v několika laboratořích, pouze na klíčových univerzitách a výzkumných ústavech.
- V současné době nelze spolehlivě vysvětlit, jak výsledky testu závisí na konkrétních zkušebních podmínkách. Současně existuje potřeba vývoje univerzálně platné a méně empirické zkušební metodiky a rovněž studia konkrétních materiálových korelací umožňujících analýzu získaných výsledků.
- Testovací standardy neexistují (pouze v Japonském kódu pro speciální testy, speciální materiály).
- Všechna použití v předchozích letech zvažovala pouze feritické a martenzitické oceli. Tyto metody nebyly nikdy aplikovány na austenitických ocelích. Použití pro svarové spoje je též nedostatečně prozkoumáno.

4.8.2. Odběr vzorků pro small punch test

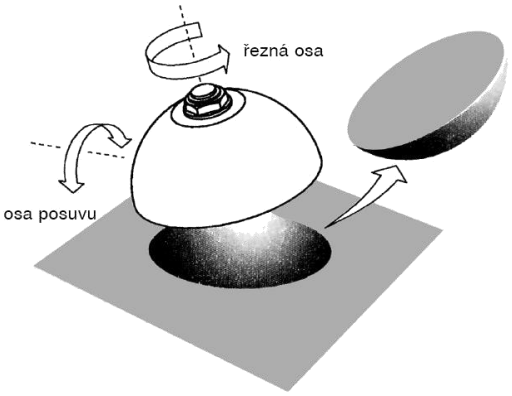
Odběr zkušebního tělesa představuje nevhodný zásah do celistvosti hodnocené součásti, ať už se jedná o odběr strojním obráběním, tepelným dělením nebo dalšími způsoby. Uvedené destruktivní metody vyžadují následnou opravu odebraného místa. Většinou se jedná o opravu navařováním, včetně tepelného ošetření a řady nedestruktivních kontrol. Toto místo se často stává zdrojem dalších potíží včetně možnosti vzniku trhlin při dalším provozu.

Klíčovým problémem u zkoušek typu small punch je odběr vzorků materiálu z rozhodujících součástí (s možnou životností 20 a více let) takovým způsobem, aby nedošlo k ovlivnění součásti, ani aby vlastnosti materiálu zkušebních vzorků nebyly ovlivněny procesem odběru.

Obr. 4-24 Detail trhliny ve vzorku po SPT

Pro odebírání malých vzorků bylo vyvinuto zařízení SSam – 2, (Obr. 4-25). Odběr vzorku je založen na odbroušení mezivrstvy mezi vzorkem a součástí pomocí rotujícího nástroje tvaru kloboučku o tloušťce 0,7 mm a průměru 50 mm, který je vodou chlazený a pomalu se zavádí do základního materiálu a odebírá kulovitý vzorek materiálu. Celý proces odběru, trvající asi 1 – 3 hod., umožní získat vzorek ve tvaru kulového vrchlíku o poloměru 25 mm a výšce 3 – 4 mm. Z tohoto segmentu se posléze vyrábějí (obvykle elektroerozivní metodou) malá válcovitá zkušební tělíska, přičemž je nutno pečlivě kontrolovat jejich výslednou tloušťku. Z takto odebraného vzorku zařízením SSam – 2 ve tvaru kulového vrchlíku je možno připravit až čtyři vzorky [52].

Používání SSam – 2 se rozšířilo do celé Evropy a to jak díky prodeji licencí na přístroj pro odběr vzorků, tak i poskytováním služeb na odběr vzorků. V současné době je přístroj na odběr vzorků dostupný v následujících evropských společnostech: Ansaldo (I), Rolls Royce ltd. (GB), Vítkovice (ČR), na Technické univerzitě v Krakově (PL) a nově také ve výzkumém centru Comtes FHT (ČR) [53].



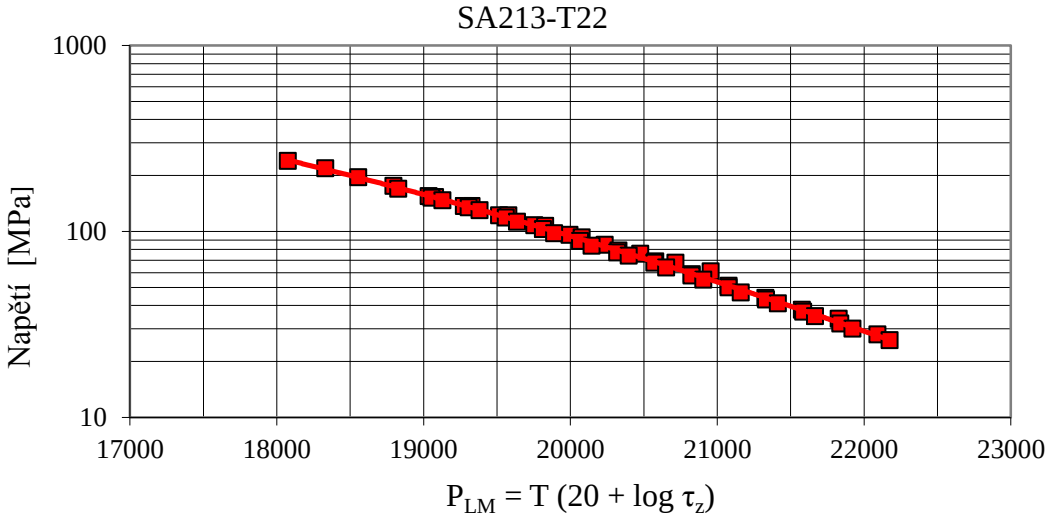
Obr. 4-25 Zařízení pro odběr vzorků [59]

Absence tepelného a deformačního ovlivnění u odebraného vzorku i testované součásti je zajištěna vysokou obvodovou rychlostí odbrušovacího nástroje a pomalým posuvem do záběru za současného intenzivního chlazení kapalinou. Zařízení SSam umožňuje provádět odběry jak na vnějším povrchu testovaných dílů, tak v jejich dutinách (tlakové nádoby, potrubí atd.) [59].

4.9. Hodnocení zbytkové životnosti

4.9.1. Hodnocení pomocí creepových zkoušek a LM parametru

Při výrobě elektrické energie a v chemickém průmyslu jsou materiály zařízení podrobeny působení vysokých teplot a vysokých tlaků. Jedná se především o kotle a turbíny. Materiálová degradace se vyskytuje během provozu následkem koroze, přehřátí, creepu a únavy. V důsledku toho dochází k značným ekonomickým ztrátám. Hodnocení zbytkové životnosti je možné provádět také pomocí krátkodobých creepových zkoušek [61].



Obr. 4-26 Křivka závislosti napětí a Larson-Millerova parametru pro ocel SA213-T22

Křivka (Obr. 4-26) vyznačuje napětí v závislosti na době do lomu při různých teplotách pro ocel SA213-T22 (15 313) Tato křivka se může snadno transformovat do jediného vztahu vyjadřující Larson-Millerův parametr, který je definován následovně [61]:

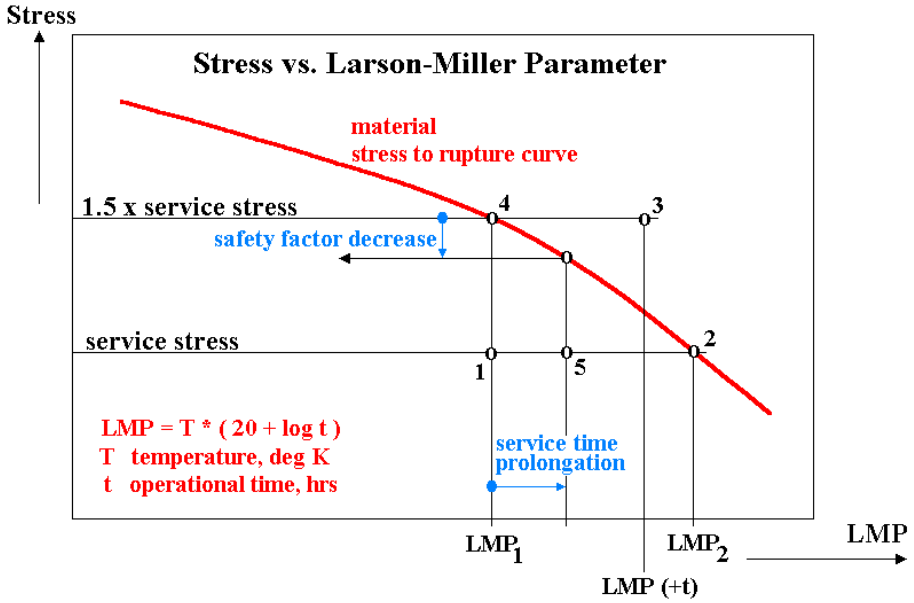
$$P_{LM} = T(C + \log \tau_z) \tag{12}$$

T … provozní teplota vyjádřena v Kelvinech
C … konstanta obecně používaná pro oceli tohoto typu.
t … provozní čas struktury nebo komponenty

Skutečné napětí součásti a odpovídající hodnota Larson-Millerova parametru určují pracovní bod (např. bod 1, Obr. 4-27) v závislosti na velikosti Larson-Millerova parametru. V tomto bodě je možné říci, že životnost není ještě vyčerpána. Dalším posunem podél horizontální čáry dané provozním napětím (zvýšení doby provozu při stejné teplotě) se dostáváme ke křivce porušení (bod 2, Obr. 4-27). Koeficient bezpečnosti zde není zohledněn [61].

Zbývající životnost může být stanovena z rozdílu Larson-Millerova parametru mezi body 1 a 2 (Obr. 4-27). Také procentuální podíl vyčerpané životnosti může být vypočten jako podíl času v místech 1 a 2 (Obr. 4-27). Součinitel bezpečnosti (obvyklé hodnoty k = 1,5 až 1,7.) je používán pro bezpečné vyhodnocení životnosti [61].

Přesto součinitel bezpečnosti by měl být zahrnut a měly by být uvažovány vyšší výpočetní teploty. Po provozním napětí je zvětšen součinitel bezpečnosti z původní hodnoty 1,5 a Larson-Millerův parametr je přepočítán pro teplotu T+70, což ukazuje bod 3 v Obr. 4-27. Tento bod se může nacházet pod i nad křivkou tečení, což ve druhém případě představuje nebezpečnou situaci [61].



Obr. 4-27 Schema odhadu zbytkové životnosti [61]

Při správně navržené součásti můžeme říci, že stav reprezentující reálnou situaci např. v bodě 1 se nachází pod křivkou a tudíž nemá vyčerpanou životnost. V případě započítání koeficientu bezpečnosti se dostáváme do bodu 4, který leží na křivce. Součást je v tomto okamžiku u konce svojí životnosti. Prodlužování životnosti komponent je možné pouze za předpokladu snížení koeficientu bezpečnosti. Toto snížení vyžaduje častější kontroly provozních podmínek, materiálových vlastností a pečlivou kontrolu teploty a dalších provozních parametrů [16] [61].

4.9.1. Hodnocení pomocí small punch creep testu

Zkouška se provádí při konstantním tahovém zatížení. Součástí zařízení jsou specifická táhla, která mění směr působící síly z tahové na tlakovou. V průběhu zkoušky tlačí na vzorek keramická kulička vyrobená z materiálu na bázi Al_2O_3 o průměru 2,5 mm [59].

Pro provedení zkoušky SP creep se používá shodný přípravek jako pro SP test za pokojové teploty. Přípravek je uchycen mezi 2 táhla zařízení pro zkoušky tečení. Elektrická odporová pec je nastavena tak, aby byl přípravek umístěn v jejím středu. Následuje zaizolování pece izolačním materiálem Vermiculite či Kaowool. Na ovládacím zařízení pece se nastaví požadovaná teplota pro zkoušku. Měření deformace provádí kapacitní snímače, které přes měřící ústřednu měří deformaci s přesností na 0,001 mm [59].

Obr. 4-28 Upravený přístroj pro small punch creep test [59]

Z těchto dat je poté možno zpracovat křivku tečení, popř. Larson – Millerův diagram. Teplota je v průběhu zkoušky regulována termoregulátorem a kontrolním termočlánkem, který je v blízkosti vzorku. Tento termočlánek (Pt - PtRh10 %, neboli typ S), průměru 5mm, ověřuje, zda nastavená teplota odpovídá teplotě v peci. Průběh teplot v peci je v průběhu zkoušky zaznamenáván za použití tzv. zapisovacího termočlánku [59].

Po provedené zkoušce SP creep je možné ze znalosti teploty a doby do lomu vypočítat Larson-Millerův parametr. Výsledky této zkoušky je třeba korelovat s ověřenými postupy zjišťování životnosti (např. zkoušky tečení na vzorcích standardní velikosti). Na základě těchto korelací pro určitou ocel, bude možné dále určit zbytkovou životnost i pomocí SP creep testu.

4.10. Motivace a stanovení cílů

Hlavní motivací této disertační práce byla snaha přispět ke stávajícím metodám hodnocení zbytkové životnosti a rozšířit spektrum zkoušek, které dále mohou vést k ekonomickým úsporám, jež vyplývají z možnosti nedestruktivního (semidestruktivního) hodnocení jednotlivých komponent (tj. např. kotle, přehříváky, separátory, parovody, turbíny, generátory atd.) a také svarů těchto zařízení. Pro bezpečnost všech komponent je třeba znát stupeň degradace a mechanismy poškození v podmínkách, které se blíží skutečným podmínkám při provozu elektráren [54]. Vysokoteplotní expozice způsobuje mikrostrukturní změny, které mají za následek zhoršení mechanických vlastností žáropevných ocelí a také mez tečení. Degradace těchto vlastností jsou patrné zejména při vysokých teplotách (500 °C až 650 °C) a během dlouhodobého působení zatížení za vysoké teploty [55].

Cílem práce bylo získání nových teoretických i praktických poznatků v oblasti hodnocení degradace dílů energetických zařízení pomocí mikrostrukturní analýzy doplněné dalšími zkouškami.

Metody hodnocení degradace jsou stále zlepšovány. Přispívají k lepšímu určení míry degradace a zbytkové životnosti jednotlivých součástí elektráren. K realizaci experimentu

bylo využito vzorků kotlových trubek z elektráren v Saudské Arábii, které byly již v elektrárně provozovány. Vlastní experiment byl zaměřen na odhad zbytkové životnosti materiálu kotlových trubek a porovnání různých způsobů hodnocení.

Vhodný experimentální materiál byl volen na základě těchto požadavků:

1. Materiál, který je běžně v provozu na parních elektrárnách. Toto kritérium bylo uvažováno zejména kvůli praktické aplikovatelnosti výsledků experimentu.
2. Vzhledem k četnosti použití daného materiálu na elektrárnách v různých částech světa je nutné tento materiál analyzovat, jelikož v současné době nabývá na aktuálnosti prodlužování životnosti elektráren
3. Dostupný materiál pro provedení zkoušek

Na základě těchto požadavků byl za experimentální materiál zvolen SA213-T22 (český ekvivalent - ocel 15 313). Jedná se o nízkolegovanou ocel na kotelní trubky. Tyto trubky jsou nejvíce namáhanými součástmi parních kotlů. Trubka je namáhána vnitřním přetlakem páry při vysokých teplotách a hlavním požadavkem na materiál je tedy vysoká hodnota meze pevnosti při tečení (žáropevnost) a odolnost proti korozi v prostředí páry.

Důležitým cílem výzkumu bylo zmapovat stav mikrostruktury daného materiálu v určitých fázích jeho životnosti. Bylo třeba provést mikrostrukturní analýzu nově vyrobeného materiálu a dále materiálu po určité době provozu na elektrárně. Následně rozbor vzorků po provedených zkouškách tečení za různých podmínek.

V další části experimentu bylo provedeno také měření tvrdosti na jednotlivých vzorcích a zmapování průběhu tvrdosti ve zkušebních tyčích.

Nedílnou součástí výzkumu bylo nalezení vztahů mezi stavem mikrostruktury a počtem provozních hodin na elektrárnách. Při znalosti těchto faktorů by bude možné zjišťovat stav materiálu těchto energetických komponent s určitou přesností bez nutnosti odstavení soustrojí z provozu.

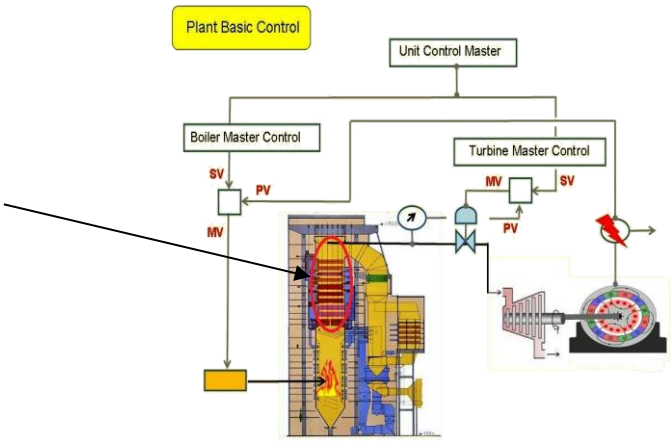
4.11. Základní cíle práce

Základním cílem práce bylo odhadnout zbytkovou životnost materiálu provozovaných kotlových trubek využitím porovnání různých metod hodnocení životnosti (mikrostrukturní analýza, zkoušky tečení) a zavedení nové metody pro hodnocení zbytkové životnosti (small punch creep test)

Dalším neméně důležitým cílem práce je zahájení tvorby databáze energetických materiálů a dokumentace jejich vlastností po určité době provozu, které v budoucnu mohou přispět k lepšímu hodnocení zbytkové životnosti.

5. Experiment

Cíle disertační práce byly realizovány v experimentální části, ve které byl zkoumán především vliv creepového poškození na mikrostrukturu daného materiálu. Experimentální program je zaměřen tak, aby bylo možné získat co nejvíce informací při hodnocení zbytkové životnosti a jejich konfrontace se stavem mikrostruktury. Byla vypočtena zbytková životnost zařízení na základě provedených zkoušek tečení, která byla následně konfrontována se stavem mikrostruktury a také s dalšími výsledky.



Obr. 5-1 Zjednodušené schéma elektrárny, vyznačená zkoumaná oblast

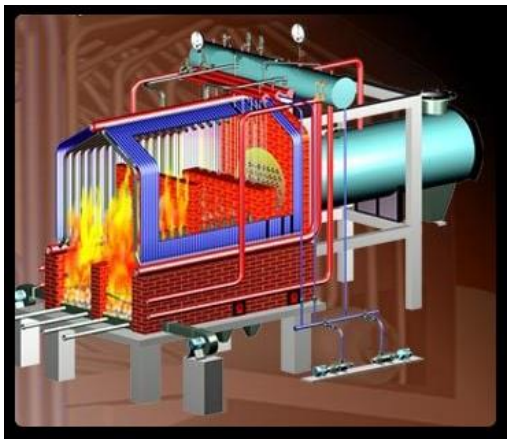
5.1. Experimentální materiál

V posledních 20 letech došlo k prudkému vývoji nových materiálů (např. oceli s 9% Cr, označení P91 a P92 dle ASTM), které jsou již zaváděny do provozu v moderních elektrárnách [62], [63]. Tyto materiály dovolují provozovat zařízení při podstatně vyšších tlacích a teplotách, ale také musí splňovat přísnější materiálové charakteristiky jako např. vyšší pevnost, mez tečení a odolnost proti oxidaci [64]. U většiny elektráren je použito na výrobu dílů žáropevných materiálů typu ocel 15 313, nebo 15 121 a dalších. Některé z nich jsou již u konce svojí životnosti. Proto je zde potřeba vyvíjet nové metody hodnocení životnosti a aplikovat je na tyto dobíhající materiály pro efektivní využití všech komponent.

Na základě těchto požadavků byla zvolena jako experimentální materiál ocel SA213 T22 (český ekvivalent je ČSN 15 313). Kotlové trubky z tohoto materiálu jsou v praxi běžně používané na elektrárnách po celém světě. Trubky jsou namáhané proudící párou o určitém tlaku a vysoké teplotě (Obr. 5-2). Tyto součásti musí být tedy žárupevné a odolné proti korozi.

Kromě odolnosti proti korozi musí tento druh ocelí splňovat obvykle i další vlastnosti, např. pevnost či houževnatost při vysokých nebo naopak nízkých teplotách, odolnost proti prostředí se zcela rozdílnými chemickými vlivy apod. Vlastnosti těchto ocelí se liší v závislosti na chemickém složení, které převážně určuje i jejich strukturu a tím i svařitelnost [69].

Žáropevné oceli a oceli s vysokou pevností byly vyvinuty pro zlepšení účinnosti elektráren. Tím je možno dosáhnout úspory zdrojů fosilních paliv a na to navazuje redukce emisí, především CO_2 [65]. Feritické žáropevné oceli jsou vhodné pro různé komponenty elektráren, které jsou vystaveny vysokým teplotám a vysokým tlakům. Jsou hojně používány pro parní potrubí, jako jsou například kotlové trubky [66].



Obr. 5-2 Spalovací komora [70]

Stav ve výrobě nízkolegovaných ocelí pro stavbu parních kotlů je charakterizován existencí zhruba šesti základních skupin ocelí. První skupinou jsou oceli legované pouze Mo (cca 0,5 %), jichž se používá do teplot 520 °C. Druhá až čtvrtá skupina jsou oceli legované Cr a Mo, stejně jako experimentální materiál, pátou a šestou skupinu tvoří oceli Cr Mo V [71].

Tab. 5-1 Údaje o energetickém zařízení

Materiál	SA 213-T22 (15 313 dle [72])
Rozměry trubky	Ø 45mm tl stěny, 10,2 mm
Energetické zařízení	kotel
Druh media	přehřátá vodní pára
Parametry přehřáté páry	18 MPa, 542 °C
Provozovatel	Ghazlan, Saudská Arábie
Doba provozu	174 000 h (asi 19,9 let)

Tab. 5-2 Fyzikální vlastnosti oceli [72]

Hustota	ρ [kg.m^{-3}]	7840
Měrná tepelná kapacita	C_p [J.kg^{-1}.K^{-1}]	628
Teplotní součinitel roztažnosti	α [K^{-1}]	13,1.10^{-6}
Tepelná vodivost	λ [W.m^{-1}.K^{-1}]	38,5
Rezistivita	ρ [Ω.m]	250,10^{-9}

Tab. 5-3 Mechanické vlastnosti [72]

Polotovar	bezešvé trubky	
Rozměr t, d [mm]	tl. stěny do 36	
Mez kluzu R_e [MPa]	265	
Mez pevnosti R_m [MPa]	480 - 630	
Tažnost A_5 [%]	podél 20	
Vrubová houževnatost KCU 3 [J.cm^{-2}] min	podél 69	napříč 54

Tab. 5-4 Modul pružnosti E [72]

Modul pružnosti E [GPa] za zvýšených teplot	20 °C	100 °C	200 °C	300 °C	400 °C	500 °C	600 °C	700 °C
	213	208	201	194	185	175	164	146

Tab. 5-5 Mez kluzu Rp 0,2 [72]

Mez kluzu R_p 0,2 [MPa] min za zvýšených teplot	200 °C	250 °C	300 °C	350 °C	400 °C	450 °C	500 °C
	245	235	226	216	206	196	186

Tab. 5-6 Odolnost proti degradačním procesům [72]

Odolnost proti korozi							
Odolává korozi v prostředí vodní páry do teplot 590 °C, při tlaku nad 9,8 MPa odolává vodíku do teploty 500 °C, při nižších tlacích do 600 °C							
Odolnost proti tečení							
Mez pevnosti při tečení v tahu [MPa] (střední hodnoty)							
Teplota [°C]	480	500	520	540	560	580	600
$R_{mT}/10^4$	240	196	155	122	96	76	61
$R_{mT}/10^5$	170	137	107	79	59	44	(34)
$R_{mT}/2 . 10^5$	152	119	89	68	50	(37)	(28)
$R_{mT}/2{,}5 . 10^5$	147	113	84	64	47	(35)	(26)

Tab. 5-7 Svařitelnost [72]

Svařitelnost	zaručená podmíněná
Předehřev	200 °C – 300 °C
Doporučené přídavné materiály pro svařování el. obloukem ručně	elektroda ECr2Mol-35B

5.1.1. Chemické složení

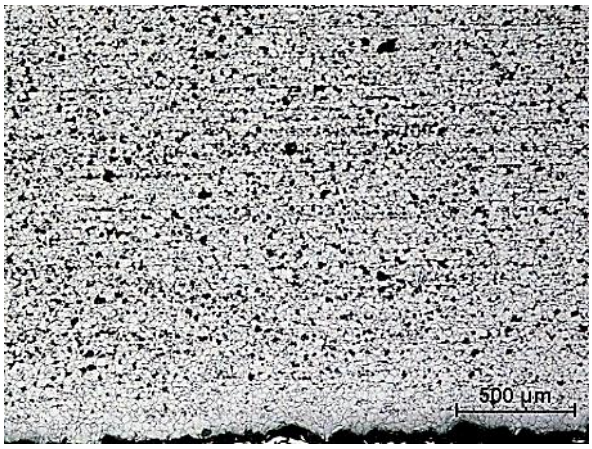
Pro experiment byl použit materiál SA 213 T22 (český ekvivalent je ocel ČSN 15313), jehož chemické složení dle normy je uvedeno v tabulce Tab. 5-8.

Tab. 5-8 Chemické složení oceli dle normy [72]

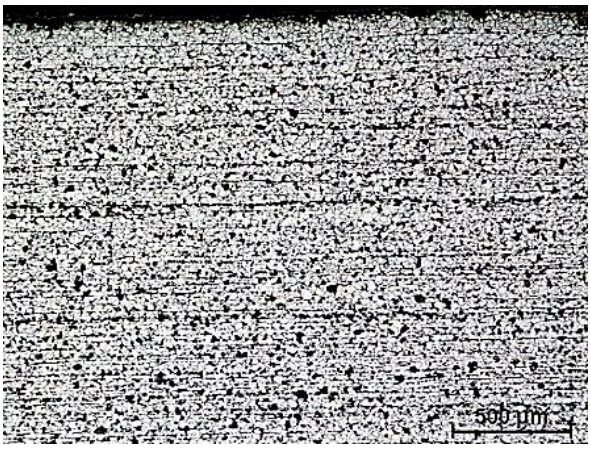
C %	**Mn %**	**Si %**	**P %**	**S %**	**Cr %**	**Mo %**
0,08-0,015	0,40-0,80	0,15-0,40	≤0,035	≤0,035	2,00-2,50	0,90-1,10

5.1.2. Výchozí neexponovaný materiál

Byla provedena metalografická analýza vzorku z nově vyrobeného materiálu SA 213 T22, který ještě nebyl v provozu exponován. Jedná se o materiál z nově vyrobených kotlových trubek. Mikrostruktura tohoto vzorku je tvořena směsí feritu a perlitu, kdy převažuje podíl feritu. Perlit je zastoupen zhruba 15 – 20 %. Je patrné vyřádkování mikrostruktury ve směru tváření materiálu, po výrobě těchto součástí.

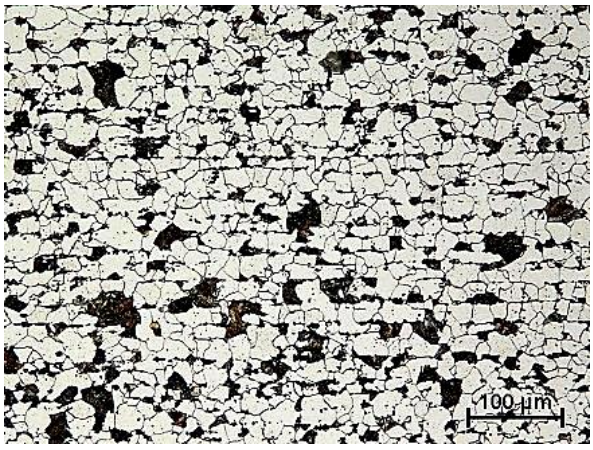


Obr. 5-3 Nový materiál bez expozice, mikrostruktura v blízkosti vnějšího povrchu trubky, podélný řez

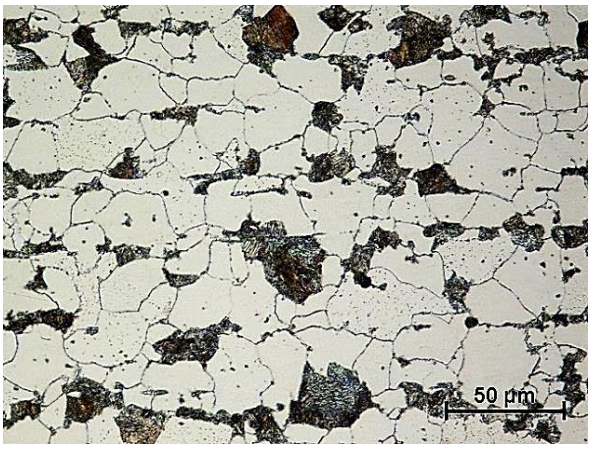


Obr. 5-4 Nový materiál bez expozice, mikrostruktura v blízkosti vnitřního povrchu trubky, podélný řez

Z obrázků mikrostruktur podélného řezu trubky je patrná mírná odlišnost struktury u vnitřního a vnějšího povrchu. Zatímco v blízkosti vnitřního povrchu trubky je mikrostruktura stejná či velice podobná struktuře uvnitř průřezu stěny trubky, u vnějšího povrchu je patrné pásmo, kde ubývá perlitu (Obr. 5-3). Pásmo je přibližně 200 µm od vnějšího povrchu trubky. Tento pás u vnějšího povrchu je zapříčiněn oduhličením povrchu při výrobě.

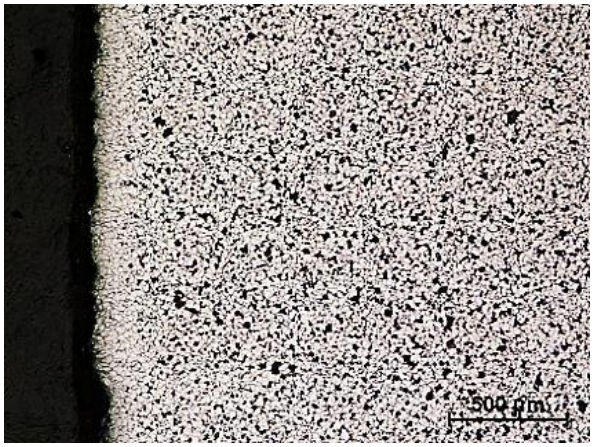


Obr. 5-5 Nový materiál bez expozice podélný řez

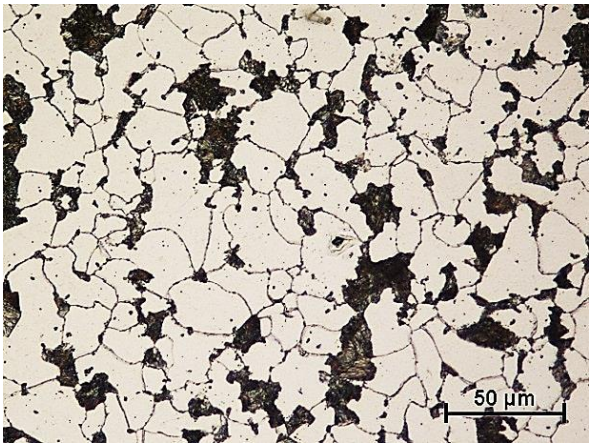


Obr. 5-6 Nový materiál bez expozice, podélný řez

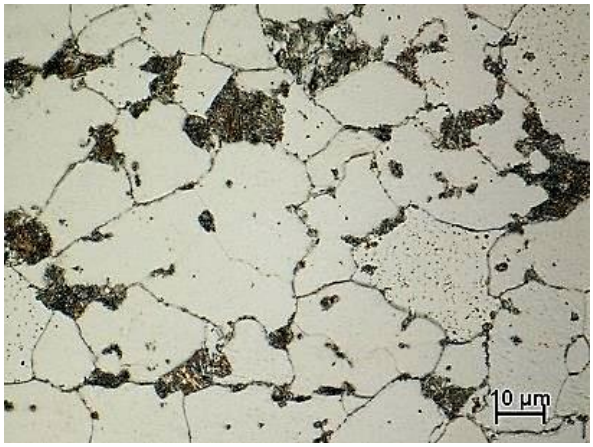
Vyřádkování perlitu však není patrné v takové míře na vzorku z příčného řezu trubky. Mikrostruktura je homogenní v celém průřezu, kromě 200 µm oduhličeného pásu u vnějšího povrchu součásti. Ten je patrný na Obr. 5-7. Lineární průsečíkovou metodou byla zjištěna průměrná velikost zrna 8 podle ČSN ISO 643 [84].



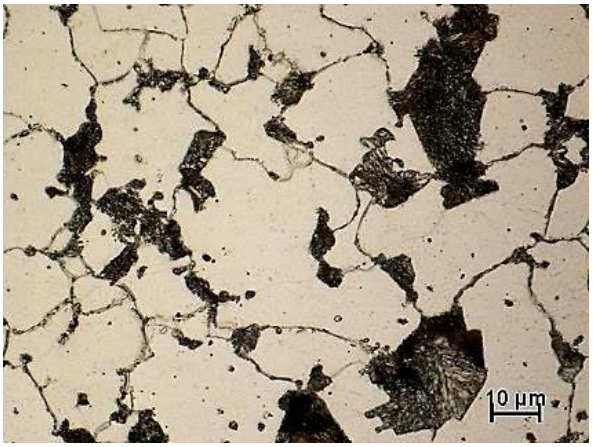
Obr. 5-7 Nový materiál bez expozice, mikrostruktura v blízkosti vnějšího povrchu trubky, příčný řez



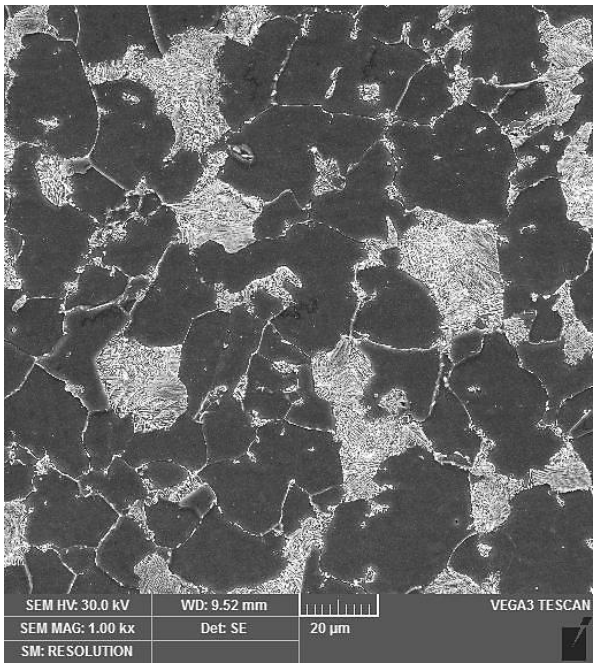
Obr. 5-8 Nový materiál bez expozice, příčný řez, feriticko-perlitická struktura



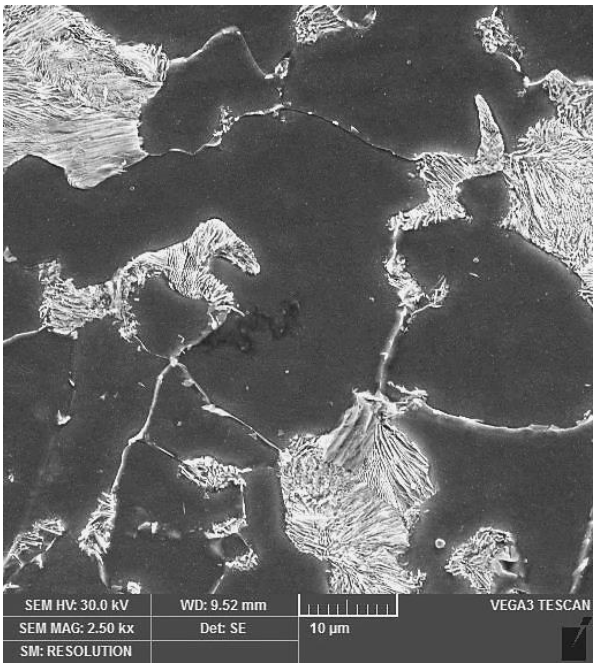
Obr. 5-9 Nový materiál bez expozice, příčný řez, feriticko-perlitická struktura



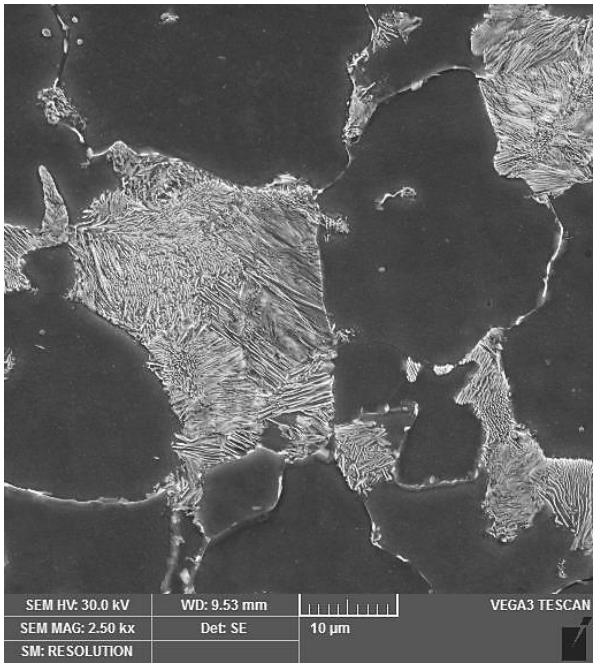
Obr. 5-10 Nový materiál bez expozice, příčný řez, feriticko-perlitická struktura



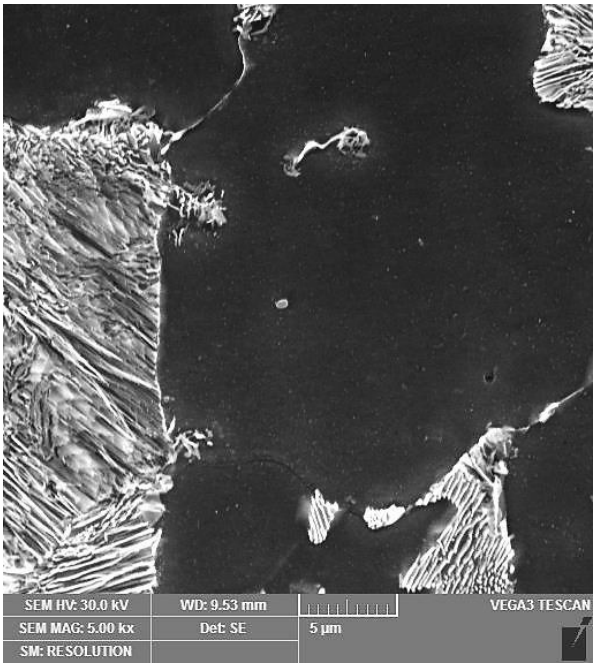
Obr. 5-11 Nový materiál bez expozice, příčný řez, SEM, feriticko-perlitická struktura



Obr. 5-12 Nový materiál bez expozice, příčný řez, ferit s ostrůvky perlitu



Obr. 5-13 Nový materiál bez expozice, příčný řez, detail perlitické oblasti



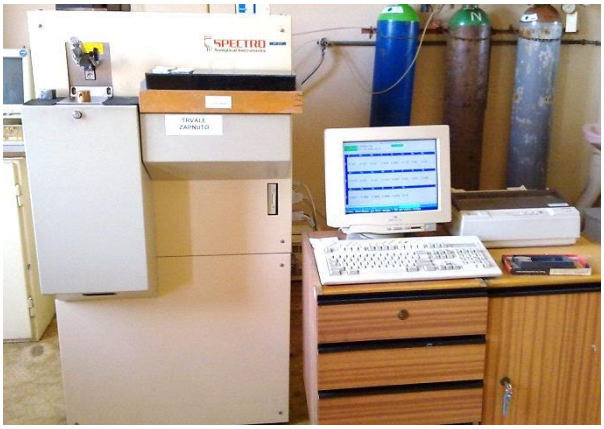
Obr. 5-14 Nový materiál bez expozice, příčný řez, ferit a lamelární perlit

5.2. Ověření chemického složení

5.2.1. Atomová emisní spektrální analýza

Na vzorcích materiálu kotlových trubek byla provedena chemická analýza optickým emisním spektrometrem SPECTRO, Spectrolab LAX X7. Výsledky měření jsou zaznamenány v tabulce Tab. 5-9. Cílem měření bylo porovnat obsah jednotlivých prvků se standardizovanými hodnotami příslušné oceli.

Spectrolab je optický emisní spektrometr, který se skládá z UV-optického systému a třech vzduchových optických systémů. UV-optický systém je používán pouze pro spektrální čáry s vlnovými délkami kratšími než 210 nm. Vzduchové optické systémy jsou zkonstruovány v Paschen-Remgeho uspořádání, které se skládá z A-rámu, na němž je vstupní štěrbina, mřížka, výstupní štěrbina a fotonásobiče.



Obr. 5-15 Optický emisní spektrometr

Záření z jiskřiště je vyvoláno jiskrovým výbojem. V průběhu jiskření dochází k vypařování částí povrchu vzorku a jejich atomární excitaci. Vzniklé záření je přenášeno do optických systémů. Záření z jiskřiště je pomocí optovodičů přenášeno na vstupní štěrbinu a dopadá na mřížku, na které dochází k jeho rozkladu na jednotlivé vlnové délky. Výstupní štěrbiny jsou přesně umístěny na Rowlandově kružnici tak, aby propouštěly pouze požadované vlnové délky. Fotonásobiče umístěné za každou vstupní štěrbinou převádějí záření na proud elektronů známý jako fotoproud, který je přímo úměrný intenzitě záření [76].

Použitelný spektrální rozsah leží při využití křemenných optovodičů v rozmezí 210 – 800 nm. Kratší vlnové délky nejsou optovodiči přenášeny, jsou absorbovány samotným křemenem [76].

Tab. 5-9 Výsledky chemické analýzy OES v laboratoři

C %	Mn %	Si %	P %	S %	Cr %	Mo %
0,15	0,42	0,28	0,007	0,019	2,12	0,84

Složení materiálu odpovídá předpisu příslušné normy s výjimkou obsahu molybdenu, u něhož byla zjištěna odchylka. Spodní hranice, kterou udává norma je 0,90 hm. %. Zjištěná hodnota je však o 0,06 hm. % nižší a je tedy 0,84 hm. %. Obsahy ostatních prvků jsou v rozmezí stanoveném normou. Obsah uhlíku činí 0,15 hm. %, chrom je zastoupen s 2,12 hm. %.

5.2.2. Stanovení chemického složení přenosným spektrometrem

Jelikož je tato práce orientována tak, aby její výsledky a zkušenosti získané při jejím zpracování byly uchopitelné a využitelné v praxi, bylo provedeno srovnávací měření přenosným spektrometrem Oxford X-Met 5000 ve společnosti G-Team a.s. v Plzni. Povrch trubek byl před měřením očištěn bruskou na kovově lesklý povrch, stejným způsobem jako v provozu. Toto dodatečné měření probíhalo hlavně pro porovnání s přesnějším laboratorním měřením a také pro porovnání rozptylu jednotlivých měření.

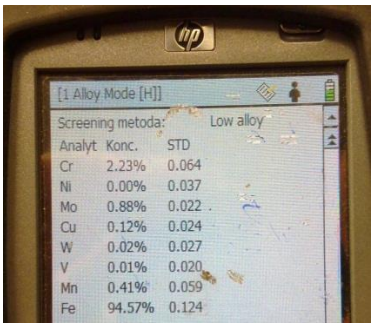
Tab. 5-10 Výsledky měření přenosným spektrometrem

Chemické prvky	Mn %	Cr %	Mo %	Cu %	Ni %	W %	V %	Fe %
1.měření	0,39	2,11	0,86	0,13	0,00	0,00	0,01	94,74
2.měření	0,39	2,23	0,88	0,12	0,00	0,02	0,01	94,57

Pro zvýšení přesnosti bylo provedeno měření dvakrát. Z dosažených výsledků je možné porovnat hodnoty Mn, Cr a Mo s laboratorním měřením. Bylo zjištěno, že obsah manganu byl stanoven ve stejném množství jako u laboratorní analýzy, pouze s malou odchylkou 0,01 hm. %. Obsah chromu byl naměřen při prvním měření přenosným spektrometrem 2,11 hm. %, což koresponduje s laboratorním měřením, avšak při druhém měření byl výsledek přibližně o 0,1 hm. % vyšší. Obě hodnoty však spadají do rozmezí udávané normou.

Bylo zjištěno, že tento způsob stanovení chemického složení je relativně přesný a pro průmyslové použití v provozu plně dostačující.

Obr. 5-16 Přenosný spektrometr

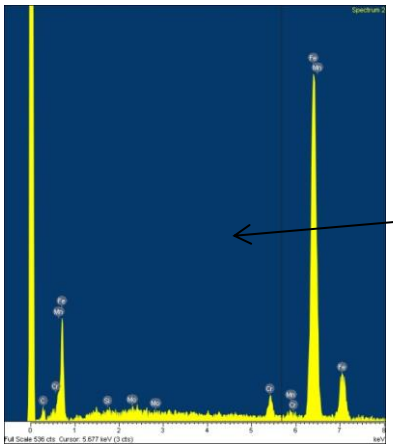


Obr. 5-17 Obrazovka spektrometru

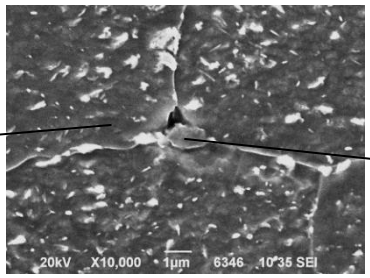
5.2.3. ED mikroanalýza

Při pozorování mikrostruktury vzorků bylo orientačně stanoveno i chemické složení mikroobjemů metodou ED mikroanalýzy. Pozornost byla zaměřena na neobvyklé lokality ve struktuře vzorků. Příklady změřených spekter jsou uvedeny na Obr. 5-18 a Obr. 5-20.

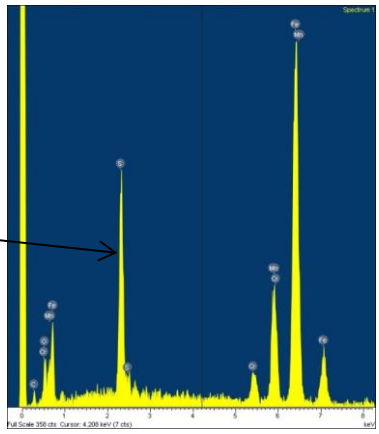
Obr. 5-18 reprezentuje oblast vzorku s označením 140 MPa, 580 °C, 89 h v blízkosti kavity na rozhraní třech zrn (Obr. 5-183). V této lokalitě jde o výskyt sulfidického vměstku.



Obr. 5-18 Spektrum z ED mikroanalýzy



Obr. 5-19 Analyzovaná lokalita



Obr. 5-20 Spektrum z ED mikroanalýzy

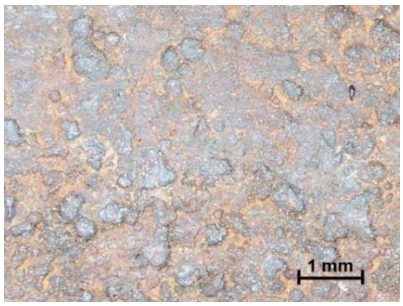
Na obrázku Obr. 5-20 není již patrný pík síry. Jedná se o lokalitu v těsné blízkosti výše analyzovaného místa. Rozdíly jsou dány zejména lokální distribucí fází a prvků v mikrostruktuře.

Bylo zjištěno, že měření prováděná optickým emisním spektrometrem i přenosným spektrometrem udávají přibližně shodné výsledky, které jsou v souladu se standardizovanými hodnotami uváděnými v tabulce Tab. 5-8. Analýza chemického složení v elektronovém mikroskopu je vhodná spíše pro stanovení složení mikroobjemů ve struktuře materiálu. Vzhledem k náročnosti přípravy vzorku není vhodná pro měření v provozu a i v této práci je uváděna pouze jako doplňková.

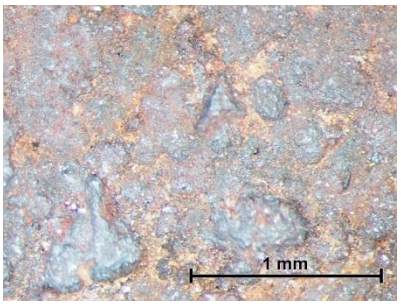
5.3. Stav povrchu

Stav povrchu komponent energetických zařízení má také vliv na účinnost elektráren. Neefektivní provozování těchto zařízení má za následek dražší výrobu energie. Z tohoto důvodu nemůže být stav povrchu opomíjen.

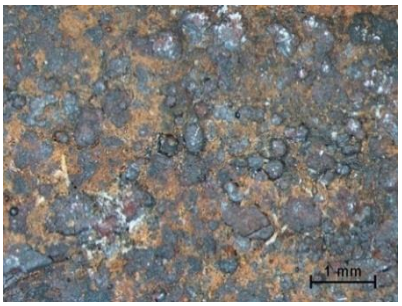
Stav povrchu u experimentálního materiálu je patrný z přiložených fotografií pořízených na stereomikroskopu Nikon SMZ 800. Byla provedena dokumentace stavu povrchu kotlových trubek jak z vnější hořákové strany kotlové trubky tak i z vnitřní. Vnější povrch trubek je pokryt nestejnoměrnou vrstvou korozních produktů, které tvoří rovnoměrně rozmístěné výstupky. Vrstva korozních produktů je zde nežádoucí, protože zabraňuje ideální výměně tepla přes stěnu trubky. Odstíny korozních produktů se v různých místech nepatrně liší, což je způsobeno lokálně odlišnými podmínkami při provozu elektrárny. Tmavší odstíny pokrývající povrch trubek se vyskytují zejména na povrchu trubek ze strany hořáků.



Obr. 5-21 Vnější povrch trubky

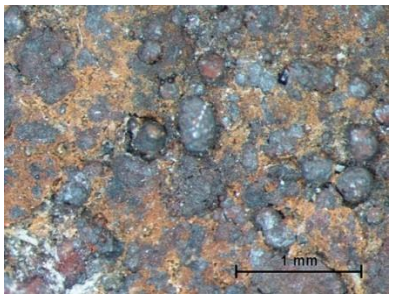


Obr. 5-22 Vnější povrch trubky

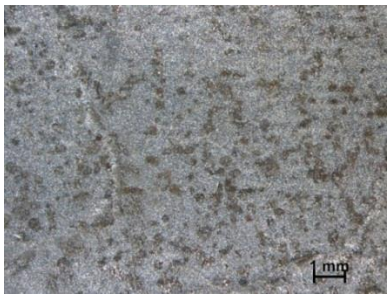


Obr. 5-23 Vnější povrch, koroze

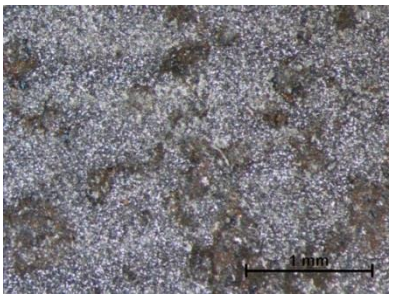
Vnitřní povrch trubky, z hlediska výskytu korozních produktů, není napaden v takové míře jako povrch vnější. Na vnitřním povrchu trubek nebylo pozorováno zvětšení drsnosti povrchu, ani jakákoliv tvorba reliéfu, která by mohla mít vliv na proudění média při provozu.



Obr. 5-24 Vnější povrch trubky



Obr. 5-25 Vnitřní povrch trubky



Obr. 5-26 Vnitřní povrch trubky

Vrstva korozních produktů či úsad na vnější i vnitřní straně trubek má negativní vliv na výměnu tepla v kotli. Čím více bude trubka obsahovat korozních produktů a úsad, tím se zhoršuje tepelná prostupnost. Každá vrstva působí izolačně, čímž se snižuje také účinnost celého zařízení. Povrch analyzovaných kotlových trubek odpovídá stáří a počtu provozních hodin.

5.4. Zkouška tahem

Tahová zkouška slouží ke zjištění materiálových charakteristik [73]. Cílem této části experimentu bylo porovnání chování oceli SA 213 - T22 při tahové zkoušce za pokojové teploty a za teplot zvýšených (560 °C až 620 °C) a zjistit mechanické vlastnosti Rp 0,2, resp. Rm, této oceli v určitém rozmezí teplot.

Z materiálu kotlových trubek byly vyrobeny vzorky pro zkoušku tahem. Celkem bylo vyrobeno 5 zkušebních tyčí o průměru 6 mm a délce 70 mm (Obr. 5-27), které byly opatřeny závity M10 pro uchycení do čelistí.

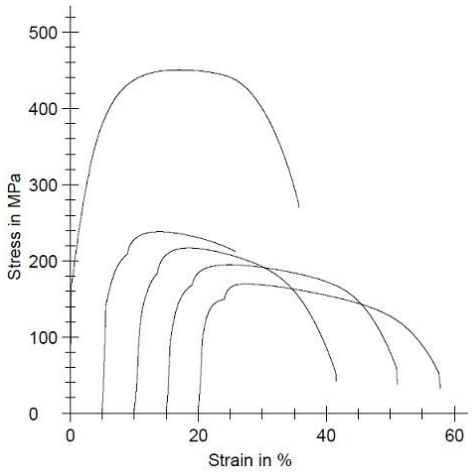
Obr. 5-27 Vzorky, do kterých byl následně vyřezán závit

Obr. 5-28 Zkušební stroj Zwick Z 250

Obr. 5-29 Detail vnitřku odporové pece

Zkouška tahem za zvýšené teploty u každého vzorku probíhala v několika fázích. Nejprve byl vzorek uchycen do zkušebních čelistí stroje pro zkoušku tahem. Následoval ohřev vzorku na požadovanou teplotu. Důležité bylo ohřát vzorek na požadovanou teplotu v celém svém průřezu, a to tak, aby se povrch zkušebního tělesa co nejméně oduhličil a okysličil [75]. Vzorky byly poté vystaveny vzrůstajícímu tahovému napětí ve směru osy vzorků a současně docházelo k rovnoměrné deformaci, která se lokalizovala v místě vytvoření krčku. V poslední fázi došlo k přetržení zkušebního vzorku a získání mechanických hodnot.

Měření probíhalo na stroji Zwick Z 250 (Obr. 5-28) s maximální zatěžovací silou 250 kN. Hodnoty byly zpracovávány za pomoci programu TestXpert V11.0 Master. Vzorky, na kterých byla provedena tahová zkouška za zvýšené teploty, byly ohřívány v odporové třízónové peci. Teplota byla řízena automatickým regulátorem a ověřena kalibrovaným termočlánkem na středu vzorku. Při ohřívání zkušebních tyčí, byla po dosažení požadované teploty v tepelném režimu ponechána prodleva pro dokonalé prohřátí celého průřezu testovaného materiálu. Výsledky zkoušky jsou zaznamenány v tabulce Tab. 5-11.



Obr. 5-30 Graf závislosti napětí na poměrném prodloužení

Tab. 5-11 Mechanické hodnoty měřených vzorků

Teplota [°C]	Rp 0,2 [MPa]	Rm [MPa]	A [%]
20	177	450	35,5
560	151	238	31,2
580	132	217	31,1
600	111	195	35,8
620	112	170	37,5

Byla pozorována závislost meze kluzu resp. pevnosti na teplotě, při které byla zkouška provedena. Se zvyšující se teplotou se pevnostní hodnoty snižují téměř lineárně. Mez pevnosti zkoušeného materiálu, byla při pokojové teplotě (20 °C) 450 MPa. Při působení teploty 560 °C snížila na 238 MPa. Dále se zvyšující se teplotou vždy o 20 °C pevnost v tahu klesala o přibližně 20 MPa. Hodnota meze pevnosti při nejvyšší teplotě 620 °C u tohoto materiálu klesla na 170 MPa při tažnosti 37,5 %.

Hodnota meze pevnosti nově vyrobeného materiálu uvedená v normě při pokojové teplotě je 480 – 630 MPa. Naměřená hodnota je 450 MPa. Stejně tak naměřená hodnota meze kluzu Rp 0,2 vykazovala menší hodnotu, než je uvedeno v normě. Normalizovaná hodnota je 265 MPa a naměřeno bylo 177 MPa při pokojové teplotě. Zde je možné pozorovat pokles pevnostních charakteristik, způsobený degradací materiálu.

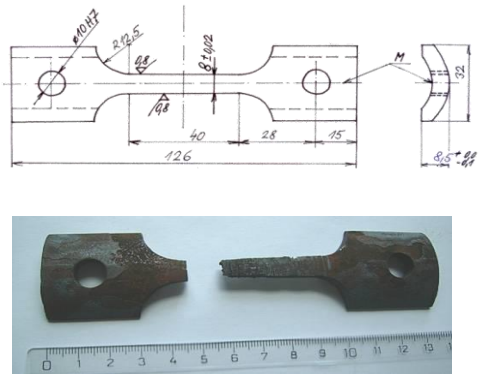
Normalizovaná mez kluzu má hodnotu 186 MPa při teplotě 500 °C. V tomto případě toto kritérium nesplňuje ani mez kluzu naměřená při 20 °C, což je možné vysvětlit taktéž degradací materiálu a tím zhoršení mechanických charakteristik.

5.5. Zkoušky tečení

Podstatnou vlastností žáropevných ocelí a slitin je jejich odolnost proti tečení za vysokých teplot. Při zjišťování této vlastnosti jsme odkázáni na poměrně obtížnou a časově náročnou zkušební metodiku a na nákladné vybavení laboratoře [77]. Zkoušky tečení jsou prováděny pro zjištění závislosti rozvoje deformace na čase a doby do lomu při zvýšené teplotě za konstantního zatížení zkušebního vzorku [78]. Tečení je také velmi důležitým faktorem při samotném projektování a následném hodnocení životnosti dílů provozovaných za vysokých teplot [79].

Cílem zkoušky tečení bylo zmapovat chování materiálu pod napětím za zvýšených teplot. Důležitou hodnotu, která je zjišťována touto zkouškou je čas do lomu creepového vzorku. Při znalosti doby do lomu a teploty, je možno podle Larson-Millerovy rovnice vypočítat parametr P_{LM}. Při zobrazení závislosti napětí na P_{LM} v grafu s logaritmickým měřítkem, můžeme srovnávat rozdíly mezi studovaným materiálem a tabulkovými hodnotami. Pokles naměřených hodnot vůči tabulkovým odpovídá vyčerpané životnosti. Je třeba získat optimálně rozložené výsledky v grafu, aby mohla být následně proložena křivka. Vezmeme-li v úvahu podmínky provozu (teplotu a tlak) v elektrárně a zahrneme-li bezpečnostní koeficient, výpočtem podle již zmiňovaného Larson-Millerova vztahu dostaneme zbytkovou životnost daného materiálu.

Obr. 5-31 Creepové standy



Obr. 5-32 Vzorek pro zkoušku tečením

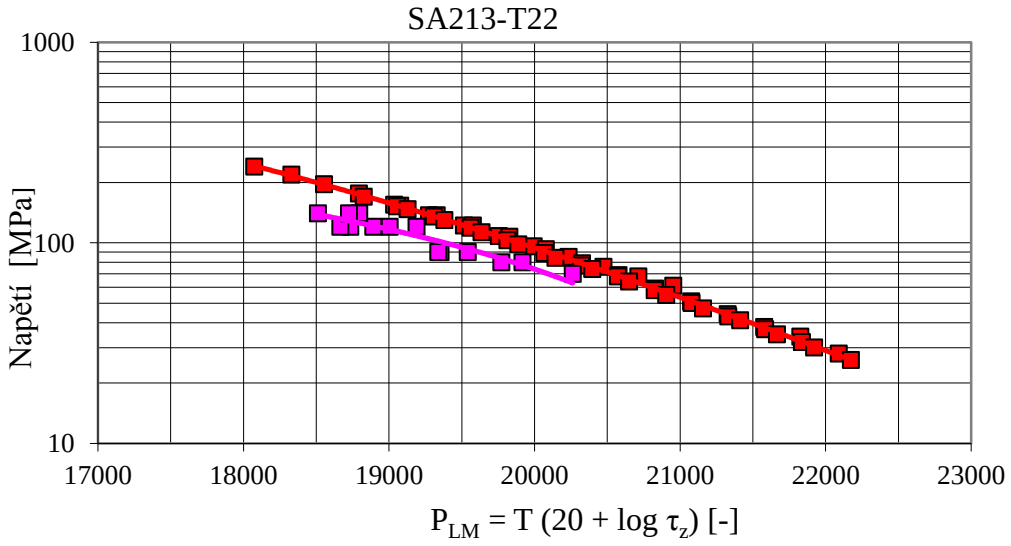
Zkoušky tečení byly provedeny v laboratoři VZÚ Plzeň. Z trubek byly vyřezány vzorky pro zkoušky tečení, jejichž tvar a rozměry jsou normalizované (Obr. 5-32). Délka zkušebních těles je 126 mm a šířka okrajů, kde je vzorek uchycen do standu 32 mm (Obr. 5-32). Pro uchycení tělesa ve zkušebním stroji je vzorek opatřen dvěma otvory o průměru 10 mm. Tělo vzorku, kde dochází k porušení, je 8 mm široké. Vzorky byly zatěžovány konstantní silou při teplotě 580 °C. Tato teplota byla zvolena zejména pro dosažení výsledků v dostatečně krátkém čase. Z těchto důvodů byly voleny také hodnoty napětí na jednotlivých vzorcích. Tyto hodnoty napětí byly voleny v rozmezí 70 až 140 MPa.

Po destrukci vzorku byl odečten čas do lomu a výsledky byly zaznamenány (Tab. 5-12). Nejkratší doba do lomu u vzorku s napětím 140 MPa byla 50 hodin, což odpovídá přibližně dvou dnům. Naproti tomu vzorek, který byl namáhán napětím o velikosti 70 MPa byl podroben zkoušce tečení po necelých 8 měsíců (5638 hodin). Porušení prvního vzorku při hodnotě napětí 90 MPa bylo za 468 hod. K porušení posledního vzorku při 90 MPa, došlo za 804 h. Ještě větší rozdíly v době do lomu je možné pozorovat u vzorků při napětí 120 MPa, kdy první vzorek prasknul po 76 h a poslední až za 312 h. Z toho je patrné, že výsledky zkoušek mají určitý rozptyl. Pro věrohodný odhad zbytkové životnosti je tedy vhodné mít co největší množství naměřených dat.

Tab. 5-12 Výsledky creepových zkoušek

Teplota [°C]	Napětí [MPa]	Čas do lomu [h]	P_{LM} [-]
580	70	5638	20262,1
580	80	2227	19917,9
580	80	1500	19771,5
580	90	804	19540,5
580	90	486	19354
580	90	468	19340
580	120	312	19189,8
580	120	189	19004
580	120	140	18892,9
580	120	91	18733,3
580	120	76	18666,5
580	140	108	18796,7
580	140	89	18725
580	140	50	18511,4

Na zeleně vyznačených vzorcích po zkouškách tečení, byly prováděny další analýzy (metalografická analýza, měření tvrdosti).



Obr. 5-33 Výsledky zkoušek tečení (fialová) v porovnání s tabulkovými hodnotami (červená)

5.6. Výpočet zbytkové životnosti

Pro stanovení zbytkové životnosti na základě provedených zkoušek tečení je třeba nejprve vypočítat napětí ve stěně kotlové trubky při provozu od vnitřního přetlaku. Hodnota se poté vynásobí bezpečnostním koeficientem. Na základě znalosti této hodnoty je možné odečíst z grafu příslušný Larson-Millerův parametr. Při znalosti Larson-Millerova parametru a provozní teploty kotlové trubky je možné pomocí vztahu $P_{LM}=T(20+\log\tau_z)$ vypočítat zbytkovou životnost τ_z.

5.6.1. Napětí ve stěně kotlové trubky od vnitřního přetlaku

K určení napětí byl zvolen postup založený na předpokladu namáhání uzavřené silnostěnné trubky trojosým napětím - obvodovým, osovým, radiálním.

Lze použít vzorce dle [57]:

$$R_t = p \cdot \frac{\left(\frac{D}{d}\right)^2 + 1}{\left(\frac{D}{d}\right)^2 - 1} \qquad R_r = -p \qquad R_a = \frac{R_t + R_r}{2} \tag{13}$$

$$R_S = \frac{1}{\sqrt{2}} \cdot \sqrt{(R_t - Rr)^2 + (R_r - R_a)^2 + (R_a - R_t)^2} \tag{14}$$

Byly dozazeny tyto hodnoty:

- D [mm] vnější průměr 45 mm
- d [mm] vnitřní průměr d= D - 2 . t 24,6 mm
- p [MPa] vnitřní přetlak 18 [MPa]

Vypočtené hodnoty:

- R_t [MPa] obvodové napětí na vnitřním průměru 33,34 [MPa]
- R_r[MPa] radiální napětí -18 [MPa]
- R_a[MPa] osové napětí 7,67 [MPa]
- R_S[MPa] srovnávací napětí na vnitřním průměru dle hypotézy přetvárné práce

R_S=44,46 [MPa]

5.6.2. Dovolené napětí a požadovaná žáropevnost

Pro pracovní podmínky budoucího provozu potrubí (teplota a tlak páry) je nutné, aby platilo kritérium bezpečnosti:

$$R_{dov} = \frac{R_{mT}}{s} \tag{15}$$

- R_{dov} [MPa] dovolené napětí
- R_{mT} [MPa] mez pevnosti při tečení (žáropevnost)
- s [-] součinitel bezpečnosti

Dovolené namáhání je:

$$R_{dov} = R_s \tag{16}$$

Při volbě součinitele bezpečnosti lze vycházet z hodnoty s = 1,5 uvedené v [58] (článek 26), nebo ze zvyklostí na pracovištích ve vyspělých zemích Evropského společenství používat hodnotu s=1,6 pro tento druh výpočtu.

Byla zvolena základní hodnota součinitele bezpečnosti 1,6, která byla zvýšena o 0,1 z důvodů:

- dovolené výrobní tolerance tloušťky stěny potrubí
- koroze potrubí
- nepřesnosti určení žáropevnosti vzhledem k poměrně malému počtu zkoušek tečení a jejich poměrně krátkému trvání
- rozdíly žáropevnosti na různých místech potrubí.

Výsledná hodnota součinitele bezpečnosti je tedy s = 1,7.

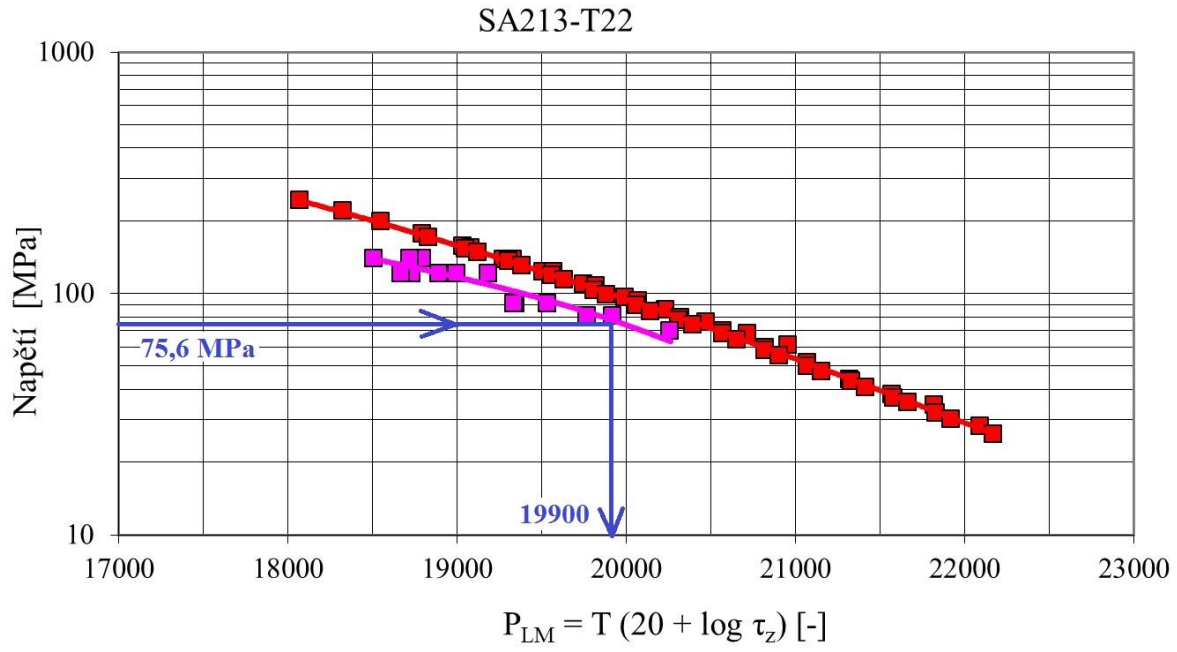
Potom pro kotlové trubky vychází hodnota R_{mT} (tj. mez pevnosti při tečení pro určitou teplotu a dobu do lomu, jinak též žáropevnost):

$$\mathbf{R_{mT}} = s \,.\, R_S = 1{,}7 \,.\, 44{,}46 = \mathbf{75{,}6}\ [\text{MPa}] \tag{17}$$

5.6.3. Použití extrapolačního postupu dle Larson - Millera

Zkouškami meze pevnosti při tečení zjištěná žárupevnost materiálu po provozu umožňuje stanovit pro parametry dalšího provozu (teplota, tlak) zbytkovou životnost daného potrubí pro zvolený součinitel bezpečnosti. Jako parametry budoucího provozu parovodu byly použity stejné hodnoty jako v provozu předchozím tj. teplota páry 542 °C a tlak 18 MPa.

Pro stanovení zbytkové životnosti byl použit extrapolační postup pro vyhodnocování zkoušek tečení, dle Larson - Millera [56] k určení zbytkové životnosti. V diagramu, který je závislostí napětí a Larson-Millerova parametru (P_{LM}), lze pomocí tohoto parametru $P_{LM}=T(C+\log\tau_z)$ soustředit výsledky zkoušek do jedné tzv. řídící křivky a tím umožnit jejich extrapolaci (přitom T [K] teplota, τ_z [h] doba do lomu při napětí R [MPa] a teplotě T, C [-] materiálová konstanta, pro nízkolegované oceli se používá C=20 [56], [57]).



Obr. 5-34 Diagram dle Larson – Millera pro materiál SA 213 – T22, výsledky zkoušek tečení (fialová) v porovnání s tabulkovými hodnotami (červená), odečtení parametru pro příslušnou úroveň napětí

Z vypočteného srovnávacího napětí na vnitřním průměru dle hypotézy přetvárné práce vynásobeného příslušným koeficientem bezpečnosti byla stanovena hodnota meze pevnosti při tečení (R_{mT}=75,6 MPa). Následně byl pro tuto hodnotu speciálním programem dopočten Larson-Millerův parametr (P_{LM}=19900).

Ze známého vztahu pro výpočet Larson-Millerova parametru, lze vyjádřením τ_z, vypočítat zbytkovou životnost. Jelikož vypočtená doba zbytkové životnosti závisí také na koeficientu bezpečnosti, byly pro přehlednost vypočteny hodnoty zbytkové životnosti i pro další úrovně bezpečnosti. Nulová bezpečnost (s=1), provozní bezpečnost (s=1,5), v praxi běžně využívaná plná bezpečnost (s=1,7) a také zvýšená bezpečnost (s=2).

$$P_{LM} = T\,(\,20 + \log \tau_z) \tag{18}$$

$$\tau_Z = 10^{\left(\frac{P}{T} - 20\right)} = 10^{\left(\frac{20200}{542 + 273{,}16} - 20\right)} = \quad 60355\,[h] \tag{19}$$

$$\tau_Z = 10^{\left(\frac{P}{T} - 20\right)} = 10^{\left(\frac{20750}{542 + 273{,}16} - 20\right)} = \quad 285184\,[h] \tag{20}$$

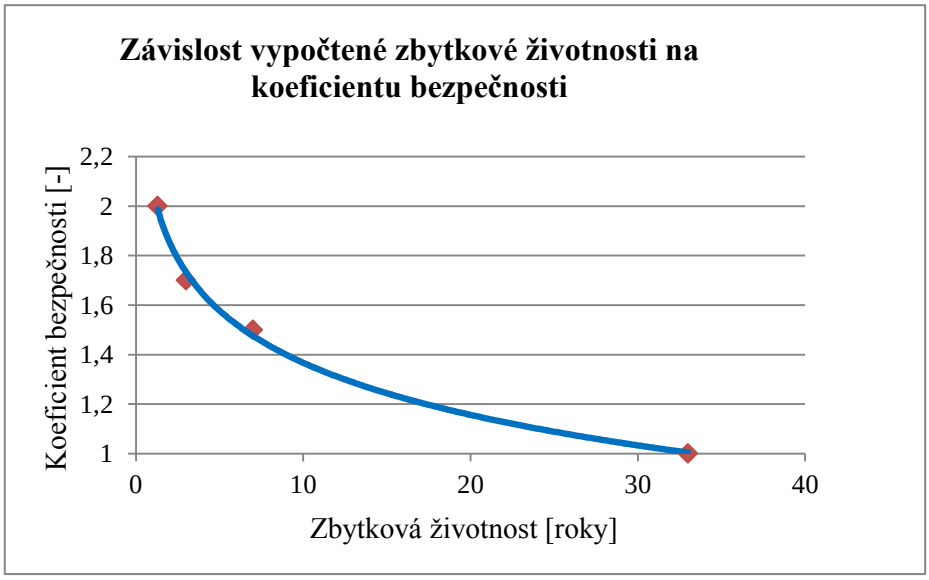
$$\tau_Z = 10^{\left(\frac{P}{T} - 20\right)} = 10^{\left(\frac{19900}{542 + 273{,}16} - 20\right)} = \quad 25846\,[h] \tag{21}$$

$$\tau_Z = 10^{\left(\frac{P}{T} - 20\right)} = 10^{\left(\frac{19600}{542 + 273{,}16} - 20\right)} = \quad 11075\,[h] \tag{22}$$

Pro odečtení Larson-Millerova parametru s nulovou bezpečností (R_{mT}=44,6 MPa) bylo nutné protažení experimentálně získané křivky tečení ve stejném trendu. K ověření této hodnoty Larson-Millerova parametru by bylo nutné získat více výsledků z dlouhodobých zkoušek tečení, což je jak časově, tak i ekonomicky náročné. Výsledky vypočtených zbytkových životností pro různé koeficienty bezpečnosti jsou přehledně shrnuty v tabulce Tab. 5-13 a graficky znázorněny na obrázku (Obr. 5-35).

Tab. 5-13 Vypočítaná zbytková životnost pro různé úrovně bezpečnosti

Bezpečnost	Koeficient bezpečnosti s [-]	R_{mT} [MPa]	L_{MP} [-]	Zbytková životnost τ_Z [h]	Zbytková životnost [roky]
Nulová bezpečnost	1	44,6	20750	285184	33
Provozní bezpečnost	1,5	66,9	20200	60355	7
Plná bezpečnost	1,7	75,6	19900	25846	3
Zvýšená bezpečnost	2	89,2	19600	11075	1,3



Obr. 5-35 Znázornění vlivu koeficientu bezpečnosti na době zbytkové životnosti kotlové trubky

Na základě naměřených dob do lomu ze zkoušek tečení a vypočtených Larson-Millerových parametrů, byla sestrojena křivka pro degradovaný materiál SA213-T22 (Obr. 5-33). Vypočtena byla také úroveň meze pevnosti při tečení (44,6,MPa), která byla vynásobena zvoleným koeficientem bezpečnosti. Vzhledem k tomu, že volba koeficientu bezpečnosti má vliv na celkový výsledek, bylo pro srovnání počítáno s koeficienty 1,0 až 2,0. Pro tyto hodnoty byly ze získané křivky odečteny příslušné Larson-Millerovy parametry (např. Obr. 5-34), ze kterých byla vypočítána zbytková životnost. Výsledky ukazují, že zbytková životnost zařízení se již blíží konci. Pro praxi má význam výsledek, kde bylo počítáno s plnou bezpečností (koeficient 1,7), zbytková životnost činí tedy 3 roky. Prodlužování zbytkové životnosti by bylo možné, pouze za předpokladu snížení bezpečnosti tohoto zařízení.

5.7. Small punch creep test

Pro stanovení zbytkové životnosti je třeba provádět creepové zkoušky. K jejich realizaci je potřeba odebrat z kontrolovaných dílů relativně velké množství materiálu k výrobě vzorků. Z tohoto důvodu dochází k zásahům, které k dalšímu provozu vyžadují opravu. To je také spojeno s odstávkami zařízení a dalšími náklady. Hodnocení zbytkové životnosti s využitím zkoušek small punch creep test, se v posledních letech jeví jako vhodná alternativa běžně prováděných creep testů. Je třeba ovšem stanovit vzájemné korelační vztahy mezi výsledky, aby získané hodnoty měly vypovídající schopnost [59].

Small Punch Creep Test je nová, slibně se vyvíjející metoda pro zkoušení materiálu, který je k dispozici v omezeném množství. Metoda odběru materiálu by měla být a zčásti již je využívána pro stanovování mechanických hodnot, metalografických rozborů či chemického složení energetických komponent. V provozu je získáván kulový vrchlík speciálním odběrným zařízením vyrobeným přímo pro tuto metodu. Následně je originálním postupem připraven vzorek průměru 8 mm a tloušťky 0,500 ± 0,005 mm. Takto připravený vzorek je dále umístěn do speciálně upraveného creepového standu pro potřeby small punch creep testu.

V této práci byly použity zbytky kotlové trubky, z kterých byla vyrobena hřídelka průměru 8 mm, která byla následně rozřezána a broušením ztenčena na tloušťku 0,500 ± 0,005 mm. Vzorek byl umístěn do přípravku (Obr. 5-37) a zakomponován do speciálně upraveného creepového standu (Obr. 5-38). Zkouška probíhala při konstantním tahovém zatížení. Použity byly specifická táhla, která mění směr působící síly z tahové na tlakovou. V průběhu zkoušky působí tlakem na vzorek keramická kulička vyrobená z materiálu na bázi Al_2O_3 či Si_3N_4 o průměru 2,5mm. Po destrukci vzorku je možné odečíst čas do lomu.

Obr. 5-36 Vzorek po SPCT

Obr. 5-37 Části přípravku pro SPCT

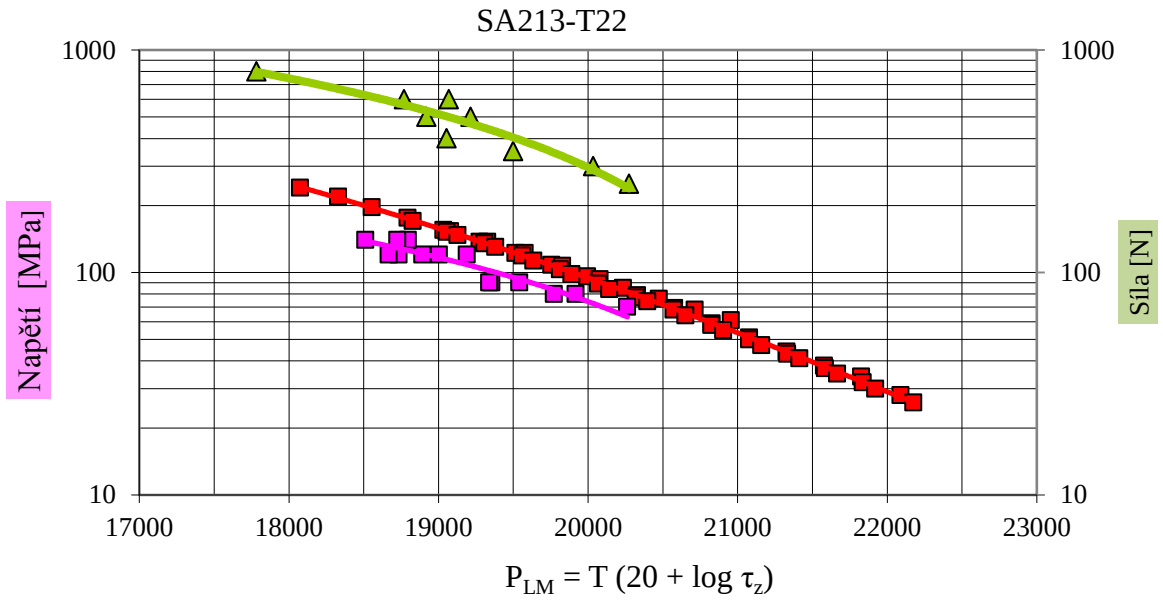
Obr. 5-38 Creepové standy upravené pro SPCT

Pro zkoušku small punch creep test bylo vyrobeno celkem 9 vzorků z materiálu kotlových trubek (SA213-T22). Úroveň zatížení vzorků byla od 250 N do 800 N při teplotě 580 °C. Výsledkem zkoušky byla doba do lomu jednotlivých vzorků. Při zatížení 250 N byla naměřena největší doba do lomu 5796 hodin (8 měsíců), naproti tomu nejnižší doba do lomu (7 hodin) byla naměřena při zatížení 800 N. Na základě znalosti úrovně zatížení, teploty a doby do lomu, je možné podle vztahu $P_{LM} = T\ (20 + \log \tau_z)$ vypočítat hodnotu Larson-Millerova parametru. Vypočtené hodnoty jsou uvedeny v tabulce (Tab. 5-14).

Tab. 5-14 Výsledky small punch creep testů

Teplota [°C]	Zatížení [N]	Čas do lomu [h]	P_{LM} [-]
580	250	5796	20274
580	300	3053	20036
580	350	720	19501
580	400	216	19055
580	500	334	19216
580	500	150	18920
580	600	225	19070
580	600	100	18770
580	800	7	17783

Vypočítané hodnoty byly následně vyneseny do grafu. Vzhledem k nemožnosti přepočtu zatížení v N na MPa, bylo nutné do grafu zanést vedlejší y osu se stejným číselným rozsahem, avšak s jinými jednotkami.



Obr. 5-39 Výsledky creep testů (fialově), výsledky small punch creep testů (zeleně) a tabulkové hodnoty (červeně)

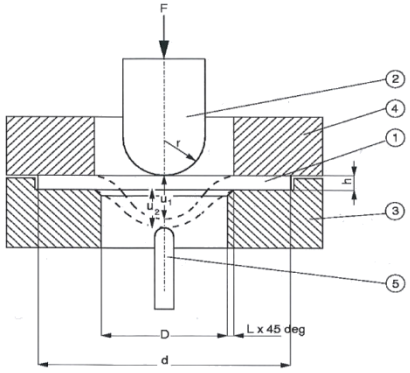
Výsledky získané pomocí SPCT byly korelovány s výsledky získaných pomocí běžně používaných zkoušek tečení v následující kapitole.

5.8. Korelace výsledků

Výsledky SPCT lze korelovat s tradičními creepovými testy, je však nutno vytvořit ucelenou sadu (databázi) testů pro nejpoužívanější energetické materiály, pro které se tradiční creep testy dělají a budou dělat i v budoucnu. Pro porovnání výsledků jednotlivých metod existuje následující vztah [60]:

$$\frac{F_{SP}}{\sigma} = 3{,}33 k_{SP} R^{-0,2} r^{1,2} h_o \tag{23}$$

Kde R je poloměr otvoru (R=D/2), r je poloměr zakřivení indentoru (popř. vtlačované kuličky) a h_0 je původní tloušťka SP vzorku. Tyto rozměry jsou patrné z Obr. 5-40. Koeficient k_{SP} zahrnuje odolnost materiálu proti tečení [60].



Obr. 5-40 Geometrie součástí pro SPCT 1 – SP vzorek, 2 indentor, 3 – spodní část přípravku, 4 horní část přípravku, 5 tyč dilatometru [60]

Tento vztah byl odvozen z teorie napínání membrány [60] a umožňuje porovnávání dat naměřených metodami creep test a SPCT.

Pro výpočet korelačního parametru k_{SP} byly dosazeny hodnoty následující hodnoty:

- R=2,2 mm
- r=1,25 mm
- h_0=0,5 mm
- F_{SP} a σ pro jednotlivé úrovně bezpečnosti byly voleny na základě naměřených dat pro určitý Larson-Millerův parametr (Obr. 5-39).

Tab. 5-15 Výsledky korelačního parametru

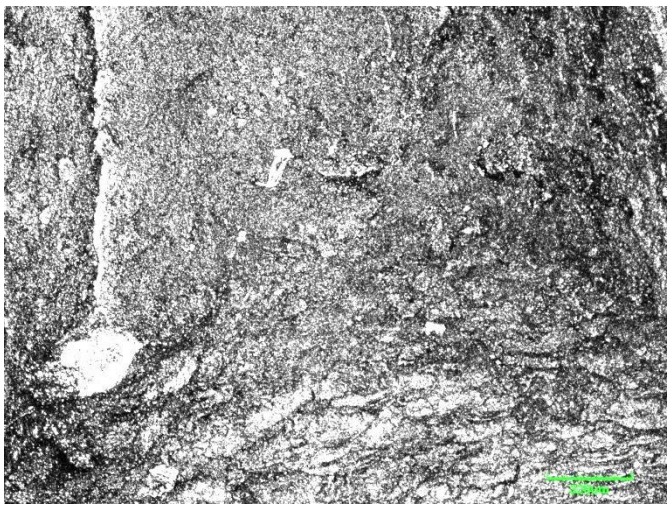
Bezpečnost	Koeficient bezpečnosti s [-]	L_{MP} [-]	Korelační parametr k_{SP} [-]
Nulová bezpečnost	1	20750	2,1
Provozní bezpečnost	1,5	20200	2,1
Plná bezpečnost	1,7	19900	2,1
Zvýšená bezpečnost	2	19600	2,1
Kontrolní bod	-	19500	2,15
Kontrolní bod	-	19000	2,2
Kontrolní bod	-	18500	2,1

Korelační parametr pro experimentální materiál vypočítaný podle tohoto vztahu je přibližně 2,1. Korelační parametr byl vypočítán podle uvedeného vzorce pro různé hodnoty Larson-Millerova parametru. Bylo zjištěno, že hodnota korelační parametru se v těchto kontrolních bodech výrazně nemění. Nepřesnosti mohou být způsobeny vychýlením proložené křivky v určitých úsecích na základě mírné nepřesnosti při prováděných zkouškách. Je třeba tyto korelace provádět i nadále a tím určitým způsobem zajistit zpřesnění hodnoty korelačního parametru. Na základě korelačního parametru je možné následně odhadovat zbytkovou

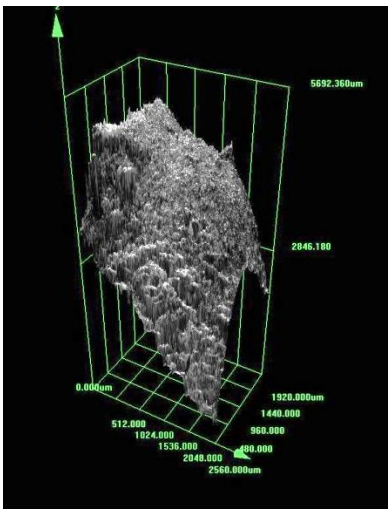
životnost u dílů vyrobených ze stejného materiálu bez nutnosti realizovat krátkodobé creepové zkoušky standardních vzorků. Při použití této metody je nutné jen nepatrné množství odebraného materiálu, což vede k velkým úsporám.

5.9. Analýza lomu po zkoušce tečení

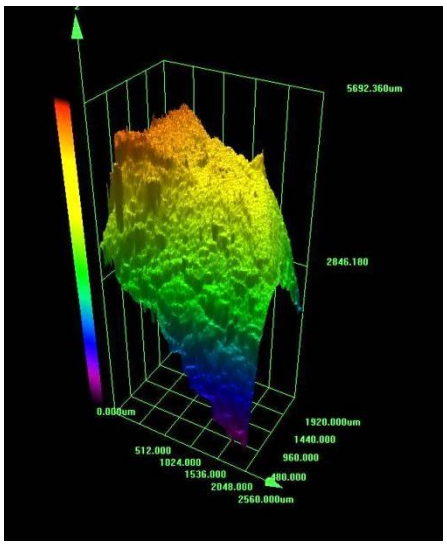
Charakter lomových ploch po creepových zkouškách se jevil stejný u všech sledovaných vzorků. Proto byla provedena analýza lomu vybraného vzorku (580 °C - 80 MPa – 2227 h) na konfokálním mikroskopu a řádkovacím elektronovém mikroskopu (Obr. 5-41 až Obr. 5-45).



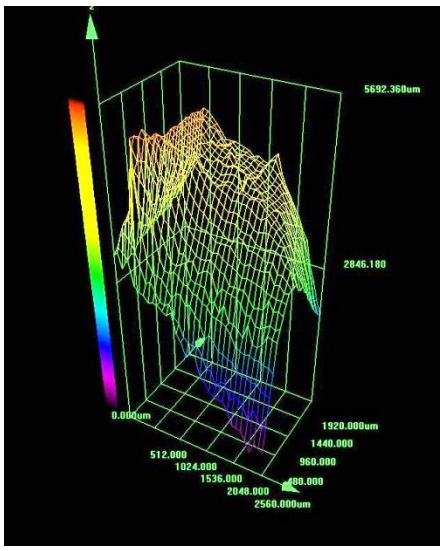
Obr. 5-41 Lomová plocha vzorku po zkoušce tečení



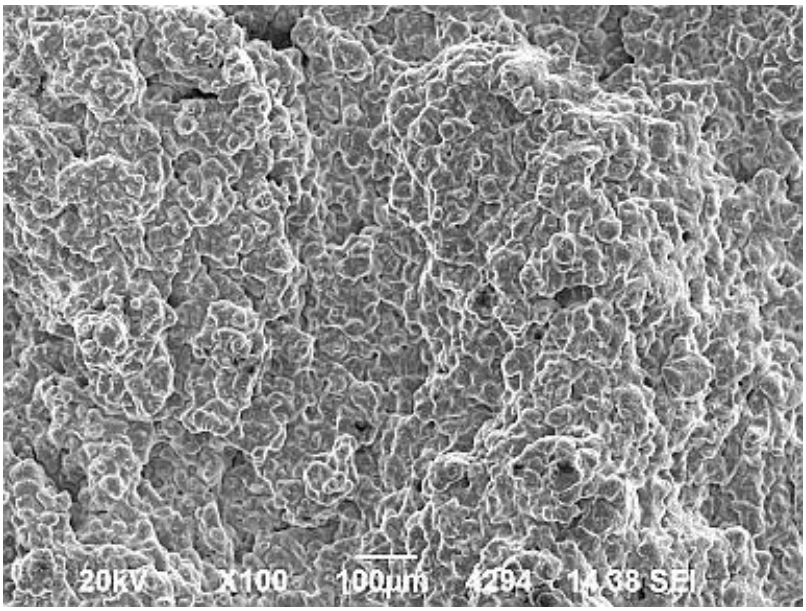
Obr. 5-42 Lom vzorku po zkoušce tečení



Obr. 5-43 Scan vzorku po zkoušce tečení



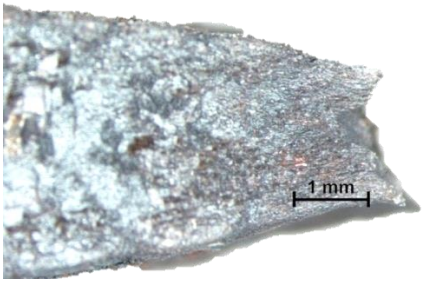
Obr. 5-44 Síťový scan vzorku po zkoušce tečení



Obr. 5-45 Zoxidovaná lomová plocha vzorku po zkoušce tečení, SEM

Povrch lomové plochy po zkoušce tečení byl zoxidován (Obr. 5-45), z charakteru lze usuzovat, že k lomu došlo mechanismem transkrystalického tvárného porušení. Z prohlídky lomových ploch vyplynulo, že v materiálu zkušebních tyčí nebyly přítomny žádné anomálie nebo defekty, které by ovlivnily průběh zkoušek žárupevnosti.

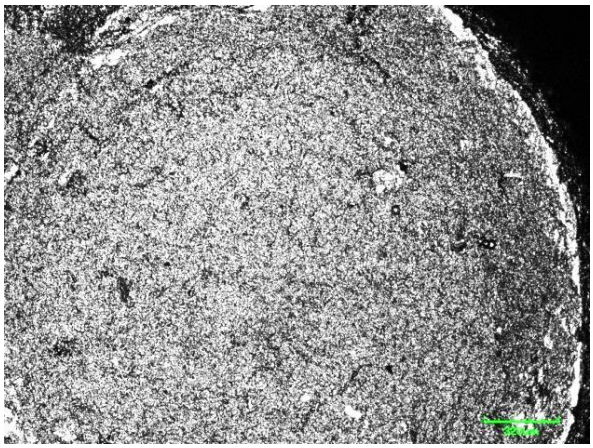
Obr. 5-46 Vzorek po creep testu, okuje



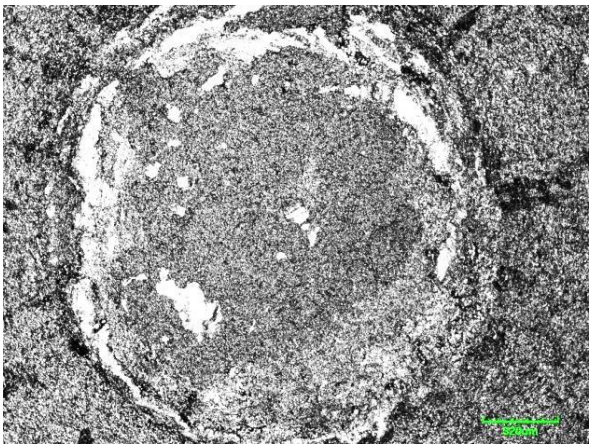
Obr. 5-47 Vzorek po creep testu, detail lomu

5.10. Analýza lomu po zkoušce tahem

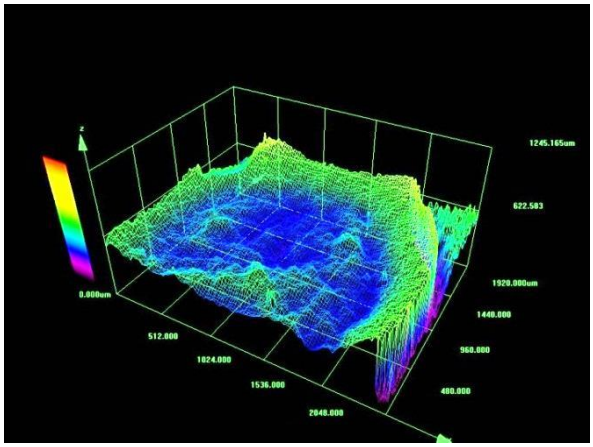
Pro srovnání byl proveden fraktografický rozbor lomové plochy po zkoušce tahem. Tahová zkouška byla prováděna při různých teplotách. Pro možné pozorování rozdílů byly vybrány vzorky, u kterých zkouška probíhala při nejnižší (20 °C) a při nejvyšší (620 °C) zkušební teplotě.



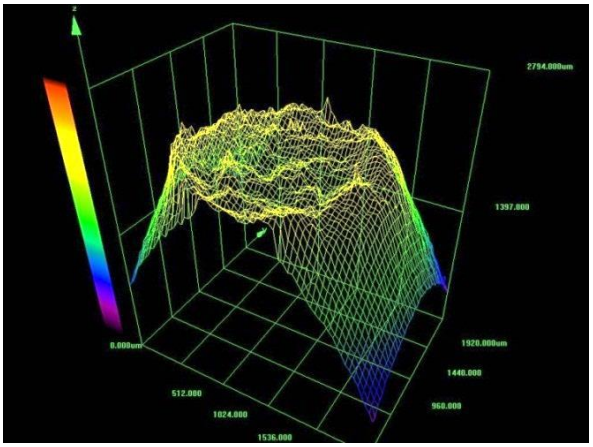
Obr. 5-48 Lom po tahové zkoušce př 20 °C



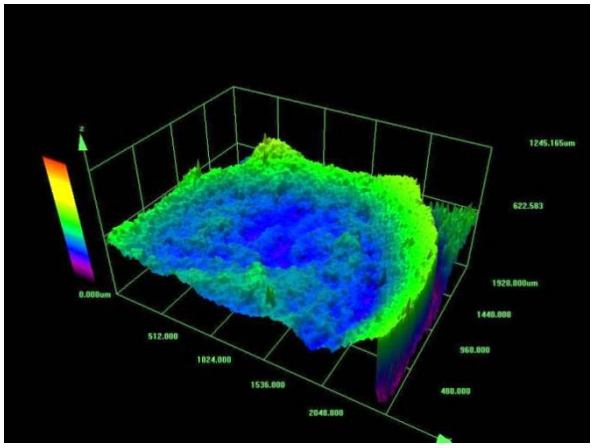
Obr. 5-49 Lom po tahové zkoušce při 620 °C



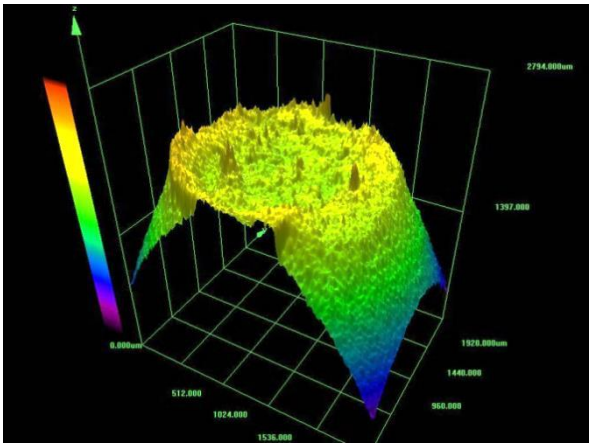
Obr. 5-50 Síťový scan, lom po tahové zkoušce při 20 °C



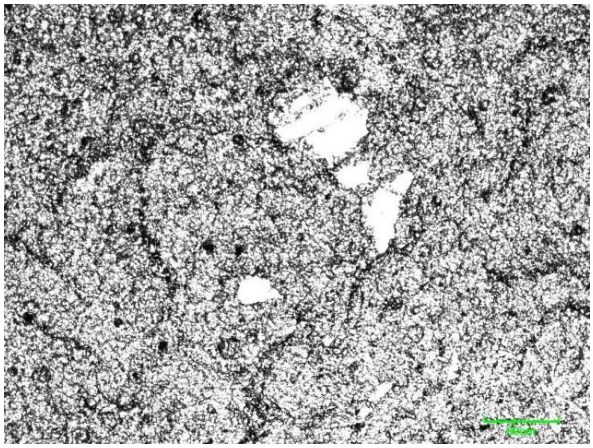
Obr. 5-51 Síťový scan, lom po tahové zkoušce při 620 °C



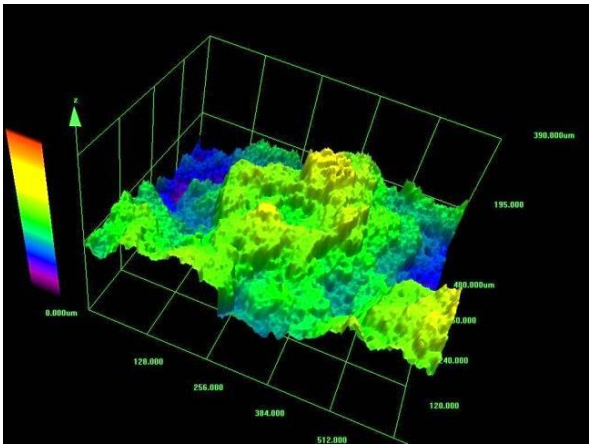
Obr. 5-52 Lom po tahové zkoušce při 20 °C



Obr. 5-53 Lom po tahové zkoušce při 620 °C



Obr. 5-54 Lom po tahové zkoušce při 620 °C, světelný mikroskop, detail



Obr. 5-55 Lom po tahové zkoušce při 620 °C, konfokální mikroskop, detail lomové plochy

Lomové plochy po zkoušce tahem jsou uvedeny na obrázcích (Obr. 5-48 až Obr. 5-55). K porušení docházelo v zásadě transkrystalickým tvárným porušením. Lomy mají čížkový charakter. Ve středové partii opět docházelo k porušení transkrystalickým tvárným porušením. Na bocích zkušební tyče se nachází výrazná smyková ploška.

5.11. Metalografie

5.11.1. Příprava vzorků

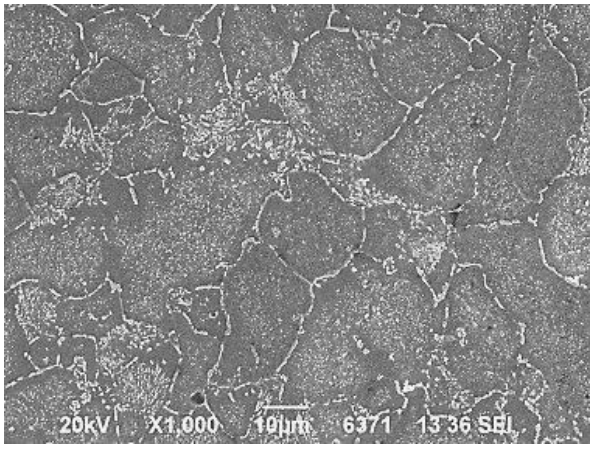
Jedním ze stěžejních experimentů této práce byla metalografická analýza na připravených vzorcích. Vzorky byly odebrány přímo z použitých kotlových trubek z elektrárny v Saudské Arábii. Analyzována byla mikrostruktura těchto trubek v dodaném stavu a také ve stavu po provedených creepových zkouškách. Pro porovnání byl proveden také metalografický výbrus z nového materiálu, který ještě nebyl exponován (kap. 5.1.2). Celkem tedy bylo vybráno 6 vzorků po zkoušce tečení, vzorek experimentálního materiálu po provozu a také nově vyrobený materiál. Všechny analyzované vzorky zalité v dentakrylu byly broušeny na stále jemnějších brusných papírech, kdy směr broušení po změně zrnitosti použitého brusného papíru byl vždy kolmý na původní směr broušení. Dále bylo provedeno leštění na leštících kotoučích s použitím brusné pasty. Následně byly vzorky leptány leptadlem Nital. Lokality vzdálenější od lomu, měly většinou rozdílné doby leptání, než lokality v oblasti lomu. Proto bylo třeba po analýze jedné části vzorku, druhou část dodatečně naleptat pro optimální kontrast.

Takto připravené vzorky byly v dalších krocích podrobeny detailní analýze, která byla provedena na optickém mikroskopu Nikon Epiphot 3000 s využitím softwaru Lucia, na řádkovacích elektronových mikroskopech JEOL JSM-6490LV a Tescan VEGA3 a na konfokálním mikroskopu OLS Lext 6000.

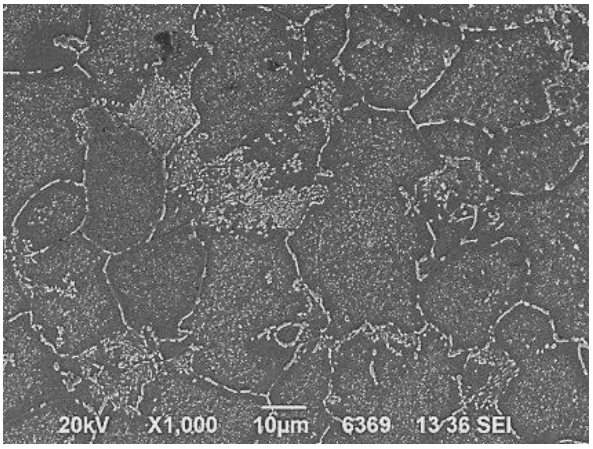
Při analýze byl kladen důraz na zmapování mikrostruktury jednotlivých vzorků po provedení krátkodobých creepových testů. Pozornost byla zaměřena na rozložení jednotlivých fází a výskyt kavitačního poškození v mikrostruktuře. Mikrostruktura byla sledována zejména v kritických místech creepových vzorků. Následně byla porovnána mikrostruktura před i po krátkodobých zkouškách tečení [74].

5.11.2. Provozovaný materiál

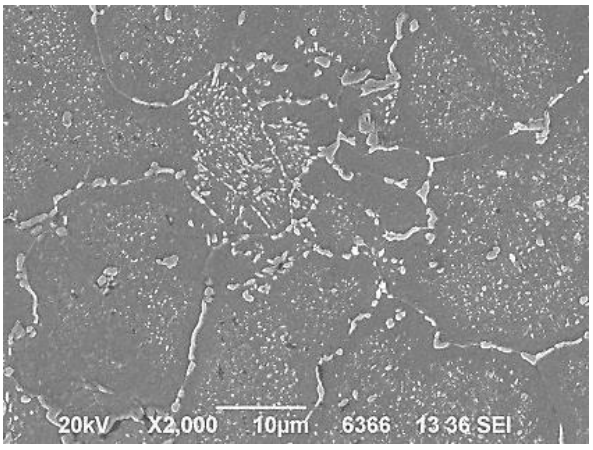
Na řádkovacím elektronovém mikroskopu byla pozorována mikrostruktura vzorku, který odpovídá době provozu v elektrárně 174000 h. Při odstávce bloku elektrárny byly trubky vyřezány a podrobeny analýze. Materiál v tomto dodaném stavu byl tedy dlouhodobě vystaven provozní teplotě 542°C a tlaku média 18 MPa. Mikrostruktura je tvořena feritem a rozpadlým perlitem. Mikrostruktura je homogenní, bez známek řádkovitosti po tváření. Po hranicích feritických zrn jsou patrné řetízky karbidů. Původně přítomný perlit je v mikrostruktuře částečně rozpadlý a karbidy jsou v zrnech rovnoměrně rozmístěné. Zároveň jsou přítomné i po hranicích zrn. Hodnocení degradace mikrostruktury tohoto vzorku bylo stanoveno podle stupnic (Obr. 4-21 a Obr. 4-22) jako stupeň 2/IV. Provozovaný materiál vykazoval v povrchové vrstvě i ve středu tloušťky stěny kotlové trubky obdobnou průměrnou velikost zrna a to 8,5 zjištěnou lineární průsečíkovou metodou podle ČSN ISO 643 [84].



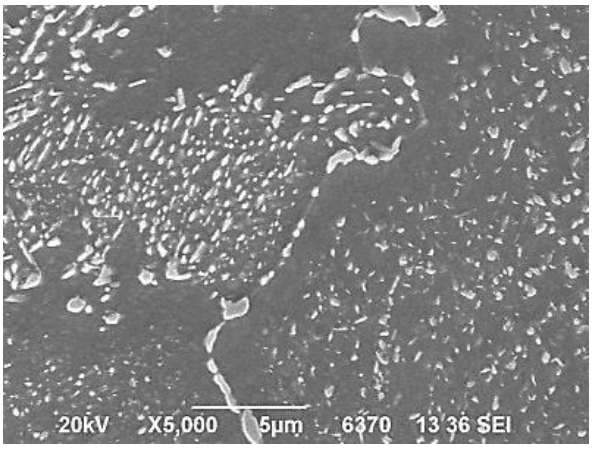
Obr. 5-56 ZM po provozu, SEM



Obr. 5-57 ZM po provozu, SEM

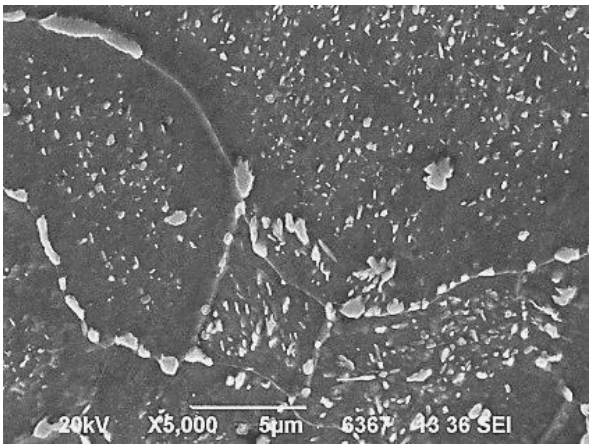


Obr. 5-58 ZM po provozu, SEM, hrubnutí karbidů

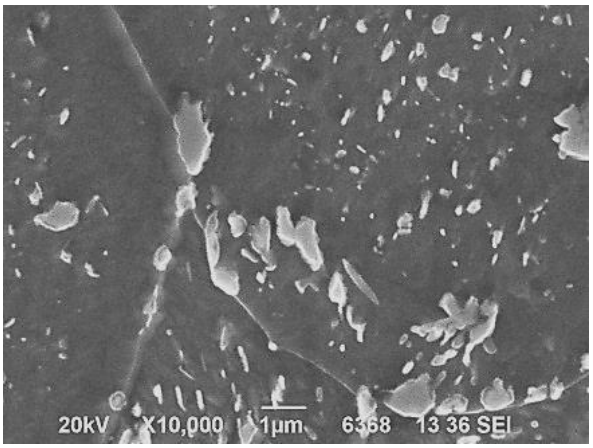


Obr. 5-59 ZM po provozu, SEM, rozpadlá původně perlitická oblast

Zejména působením prostředí s vysokou teplotou se časem původní perlitické oblasti mikrostruktury rozpadají a koagulují za vzniku drobnějších karbidů. Nežádoucím faktorem je zejména vylučování karbidických částic v místech, kde je to pro ně energeticky nejvýhodnější tj. na hranicích zrn. Oslabují tak kohezní pevnost zrn v materiálu a v důsledku toho se snižuje mez kluzu resp. mez pevnosti daného materiálu.

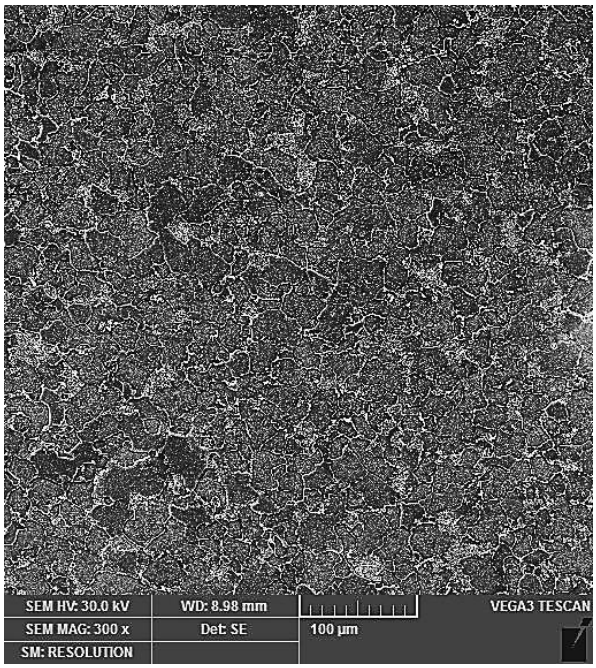


Obr. 5-60 ZM po provozu, SEM, hrubé karbidy po hranicích zrn

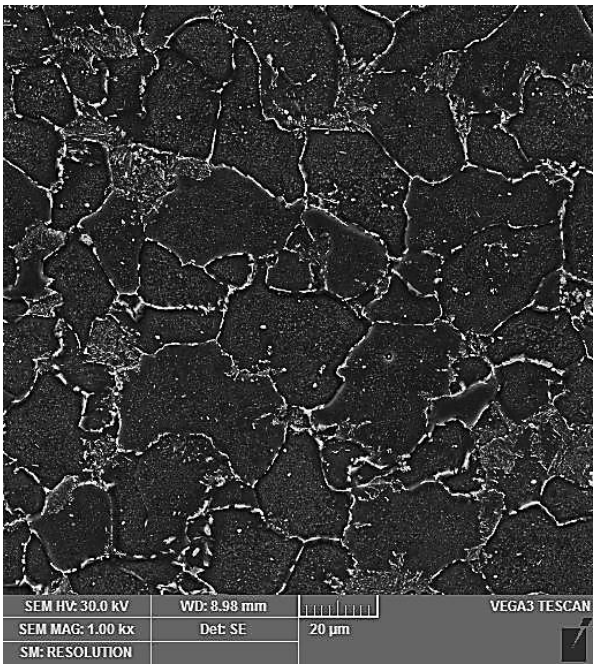


Obr. 5-61 ZM po provozu, SEM

Vylučování karbidů po hranicích zrn v důsledku degradace materiálu je možné pozorovat na fotografiích (Obr. 5-60, Obr. 5-61). Tyto vyloučené karbidy tvoří nežádoucí síťoví po hranicích zrn, což je patrné při pozorování zejména při menším zvětšení (Obr. 5-62, Obr. 5-63). Podél hranic zrn se vyskytují denudované zóny ochuzené o uhlík.

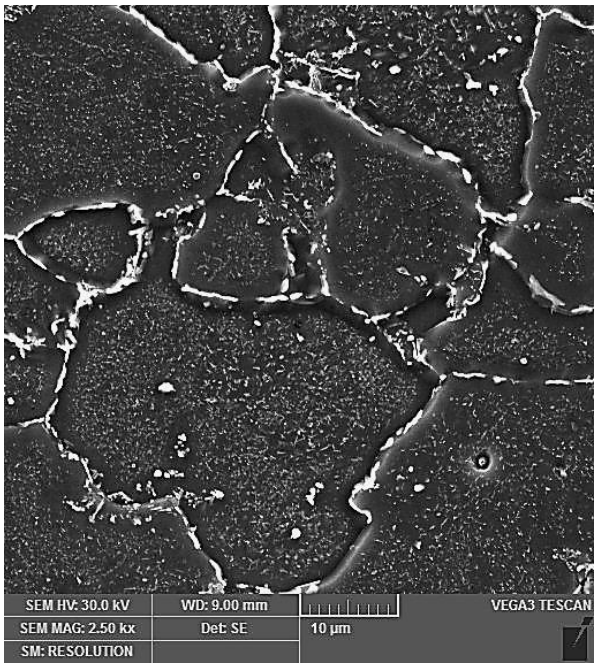


Obr. 5-62 ZM po provozu, SEM

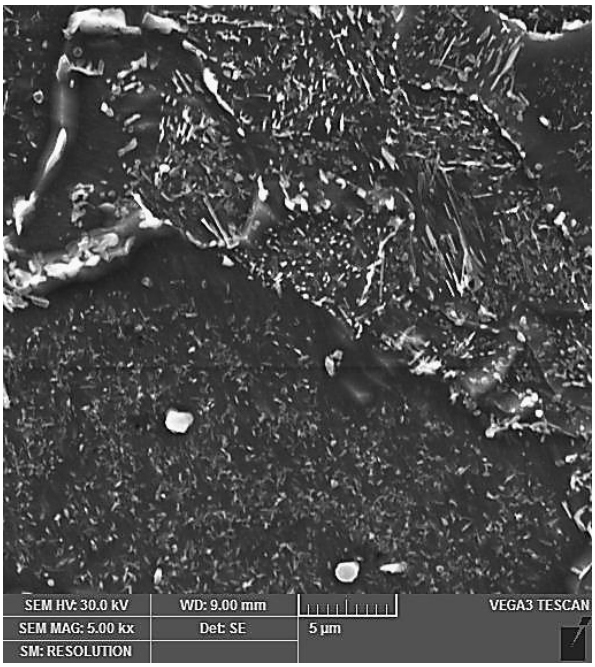


Obr. 5-63 ZM po provozu, SEM, karbidické síťoví

Velmi jemné karbidy, které jsou patrné jen při velkém zvětšení, jsou rovnoměrně rozmístěny také uvnitř jednotlivých zrn, jak je patrné např. na Obr. 5-64 a Obr. 5-65. Lokálně se vyskytují také hrubší karbidy.

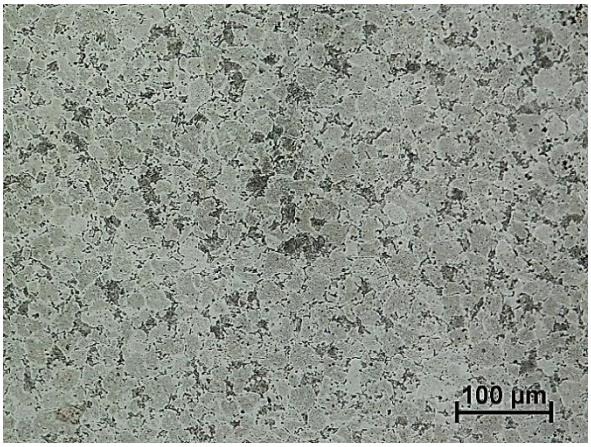


Obr. 5-64 ZM po provozu, SEM, karbidy po hranicích zrn

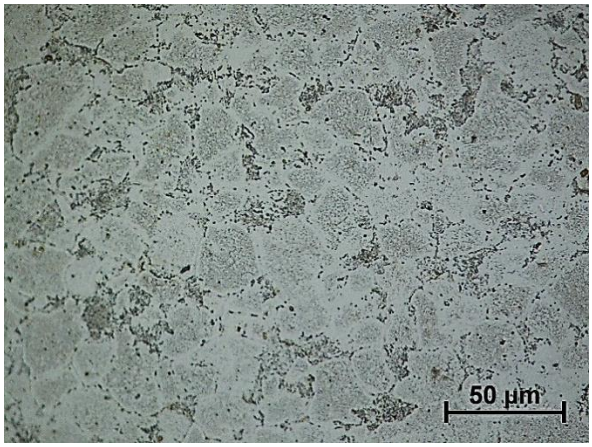


Obr. 5-65 ZM po provozu, SEM, drobné karbidy rovnoměrně rozmístěné v mikrostruktuře

Pro porovnání byly na tomto vzorku také zhotoveny otisky mikrostruktury (repliky), které byly následně vyfotografovány na světelném mikroskopu (Obr. 5-66 a Obr. 5-67). Repliky jsou vhodné zejména při kontrole mikrostruktury v provozu, a všude tam, kde není možné mikrostrukturu dané komponenty přímo dokumentovat např. přenosným mikroskopem s integrovaným digitálním fotoaparátem.



Obr. 5-66 ZM po provozu, LM, replika



Obr. 5-67 ZM po provozu, LM, replika

Mikrostruktura kotlové trubky přenesena pomocí replik je identická se strukturou fotografovanou přímo ze vzorku. Hranice zrn jsou poněkud méně výrazné. Otisk mikrostruktury byl pořízen v laboratorních podmínkách. V případě kontroly mikrostruktury ke zjištění stavu degradace na reálných součástech v provozu, je kvalita repliky limitována přítomností nečistot, okují, špatným přístupem ke kontrolované lokalitě a dalšími faktory, které snižují kvalitu metalografické repliky.

5.11.3. Provozovaný materiál po zkouškách tečení

Tato kapitola podává přehled stavu mikrostruktury vzorků z materiálu SA 213-T22 (ČSN 15 313) po zkouškách tečení. Použitý experimentální materiál byl již degradován (mikrostruktura viz Obr. 5-56 až Obr. 5-67). Kotlové trubky byly exponovány přibližně 20 let (174 000 provozních hodin) na elektrárně Ghazlan v Saudské Arábii. Na vyrobených vzorcích z tohoto materiálu probíhaly zkoušky tečení pro stanovení degradace a odhad zbytkové životnosti materiálu. Po provedení těchto zkoušek byla analyzována mikrostruktura vybraných vzorků. U jednotlivých vzorků byla porovnávána mikrostruktura v blízkosti lomu se strukturou z lokalit od lomu vzdálenějších. Mikrostruktura vzorků byla také hodnocena podle degradačních stupnic (Obr. 4-21, Obr. 4-22).

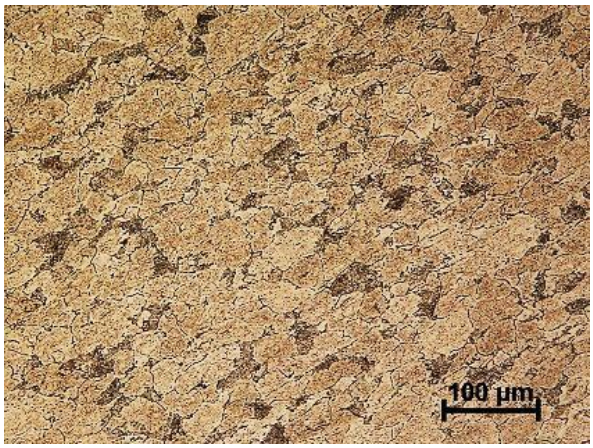
Vzorek 580 °C - 80 MPa - 2227 h

Z pozorovaných vzorků uvedených v této práci má tento vzorek nejmenší napětí a nejdelší dobu do porušení při zkoušce tečení. Mikrostruktura je tvořena feritem a rozpadlým perlitem. Na hranicích zrn jsou patrné výrazné řetízky karbidů. V blízkosti lomu jsou protažená zrna. To je dáno dlouhodobým působením napětí a vysoké teploty. V oblasti prodloužených zrn jsou kavity četnější, lokálně se spojují ve směru působení napětí.

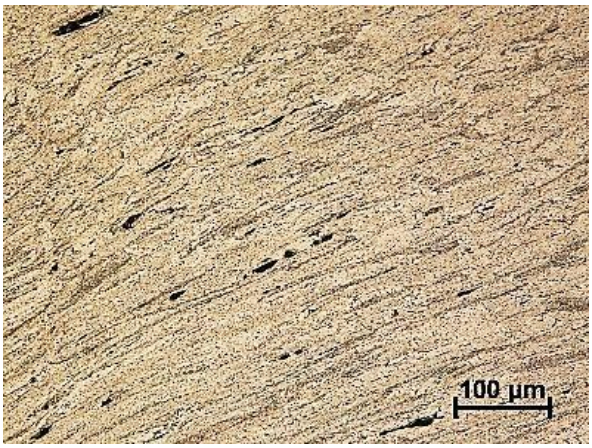
Obr. 5-68 Vzorek 580°C - 80 MPa - 2227 h

Hodnocení degradace mikrostruktury tohoto vzorku bylo stanoveno podle stupnic (Obr. 4-21 a Obr. 4-22) jako stupeň 3-4/V.

Vzorek vykazoval v povrchové vrstvě i ve středu tloušťky stěny kotlové trubky obdobnou průměrnou velikost zrna a to 7,5 zjištěnou lineární průsečíkovou metodou podle ČSN ISO 643 [84].

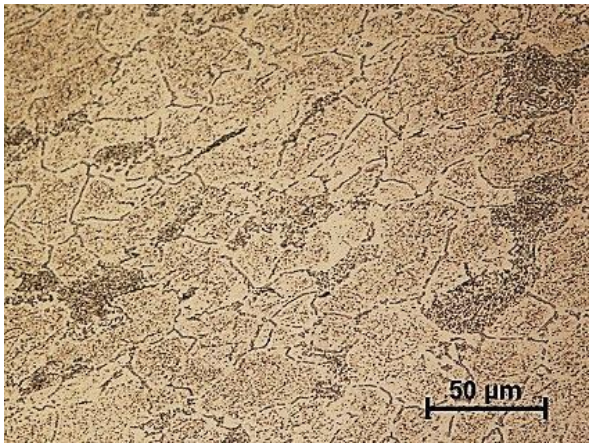


Obr. 5-69 Vzorek 580°C - 80 MPa - 2227 h, LM

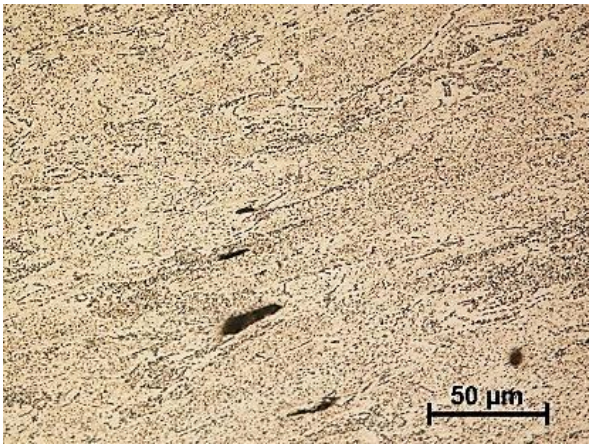


Obr. 5-70 Vzorek 580°C - 80 MPa - 2227 h, LM, u lomu, výskyt kavit

Mikrostruktura vzorku 580 °C – 80 MPa – 2227 h v oblastech dále od lomu je také homogenní s lokálním výskytem kavit a karbidickým síťovím po hranicích zrn. Zvýšený výskyt kavit je patrný z Obr. 5-70 v oblastech blízkých lomu na vzorku po zkoušce tečení. Jednotlivé kavity se zde spojují v mikrotrhliny.



Obr. 5-71 Vzorek 580°C - 80 MPa - 2227 h, LM

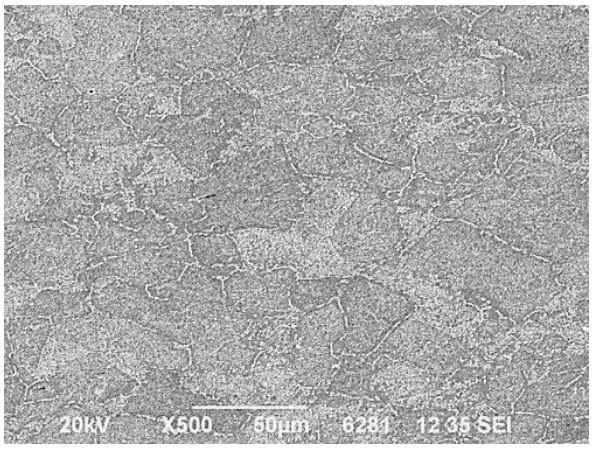


Obr. 5-72 Vzorek 580°C - 80 MPa - 2227 h, LM, u lomu

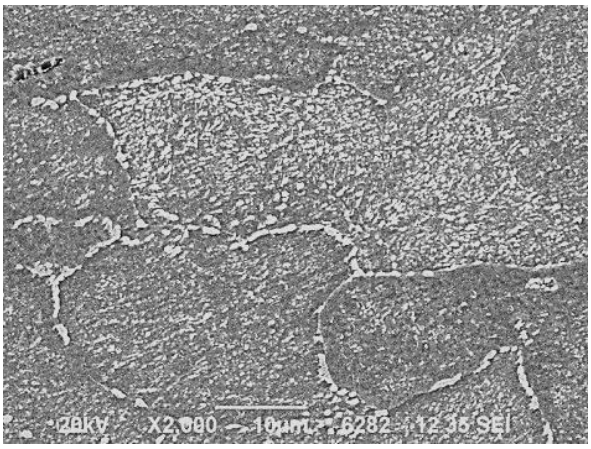
Obr. 5-73 Vzorek 580°C - 80 MPa - 2227 h, LM, řetízky karbidů po hranicích zrn

Obr. 5-74 Vzorek 580°C - 80 MPa - 2227 h, LM, u lomu

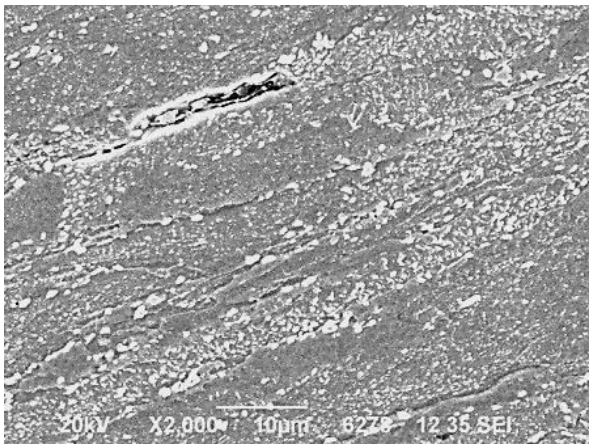
Jsou patrná protáhlá zrna a trhliny, které se šíří po hranicích zrn. Mikrostruktura také obsahuje karbidické pásy. Částice jsou jemné. V části vzorku, která pochází z lokality vzdálenější od lomu, kavity nejsou tak četné. Při malém zvětšení vypadají řetízky karbidů téměř jako spojité čáry ohraničující jednotlivá zrna.



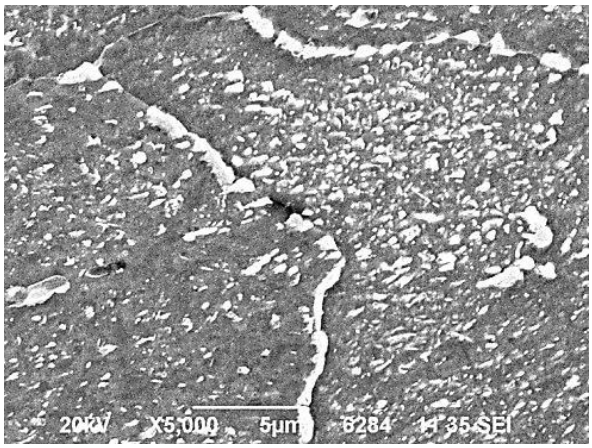
Obr. 5-75 Vzorek 580°C - 80 MPa - 2227 h, SEM



Obr. 5-76 Vzorek 580°C - 80 MPa - 2227 h, SEM

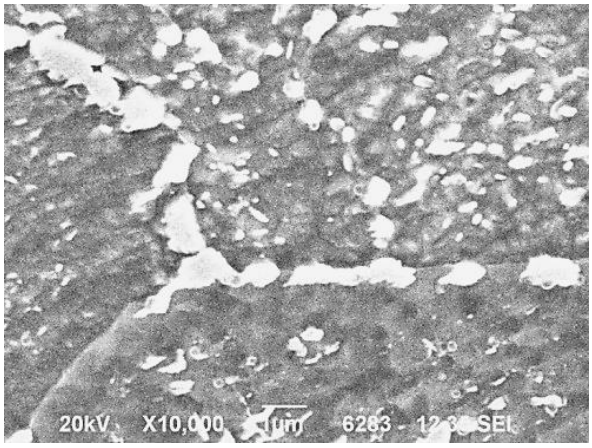


Obr. 5-77 Vzorek 580°C - 80 MPa - 2227 h, SEM

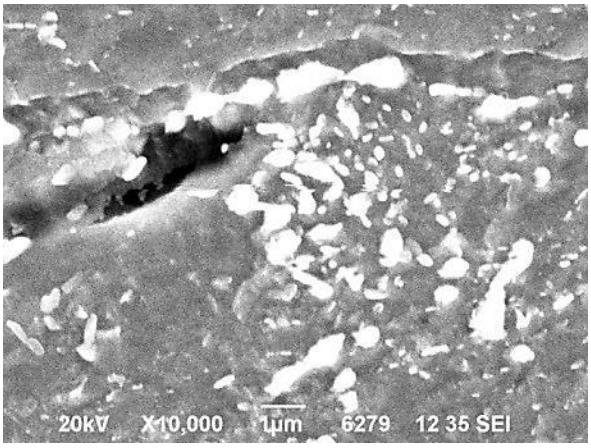


Obr. 5-78 Vzorek 580°C - 80 MPa - 2227 h, SEM

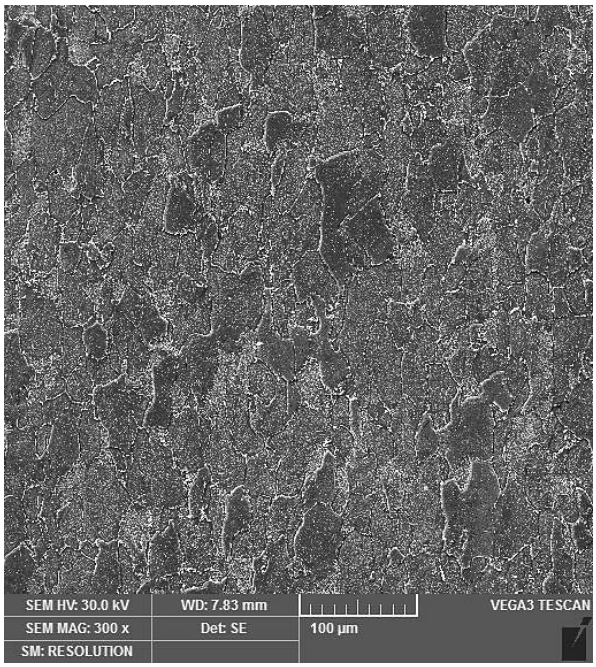
Při pozorování struktury vzorků pomocí řádkovacího elektronového mikroskopu, bylo možné zdokumentovat karbidy po hranicích zrn a jednotlivé kavity při velkém zvětšení (např. zvětšení 10 000x na Obr. 5-79 a na Obr. 5-80)



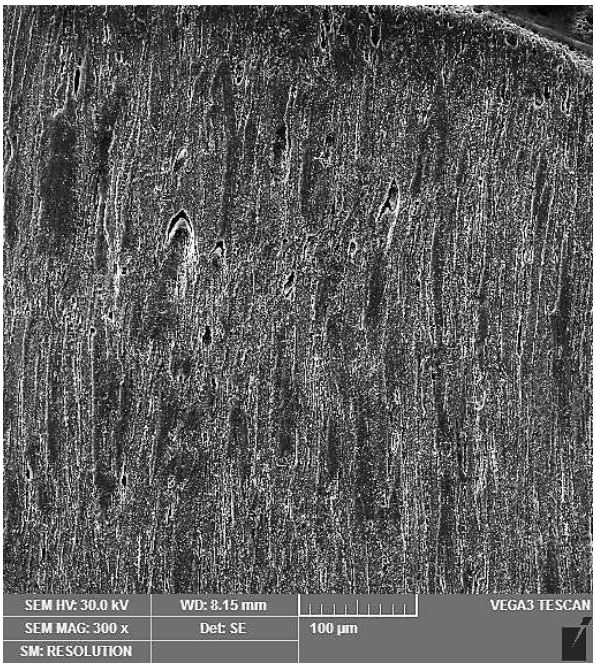
Obr. 5-79 Vzorek 580°C - 80 MPa - 2227 h, SEM



Obr. 5-80 Vzorek 580°C - 80 MPa - 2227 h, SEM

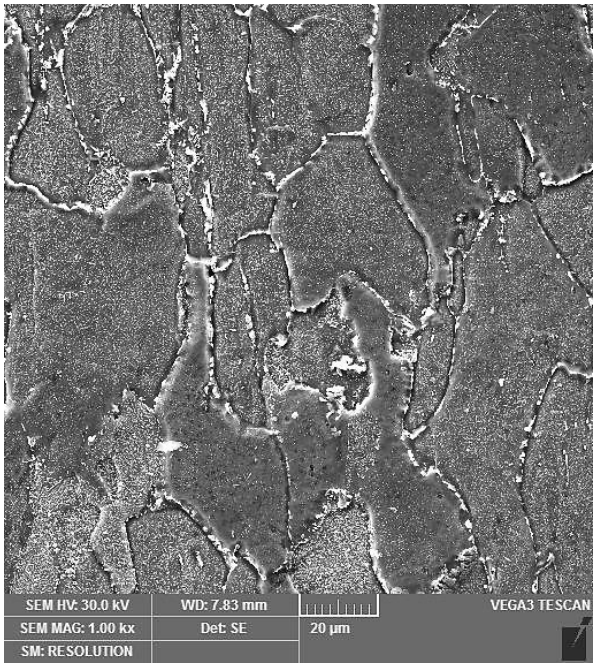


Obr. 5-81 Vzorek 580°C - 80 MPa - 2227 h, střed, SEM

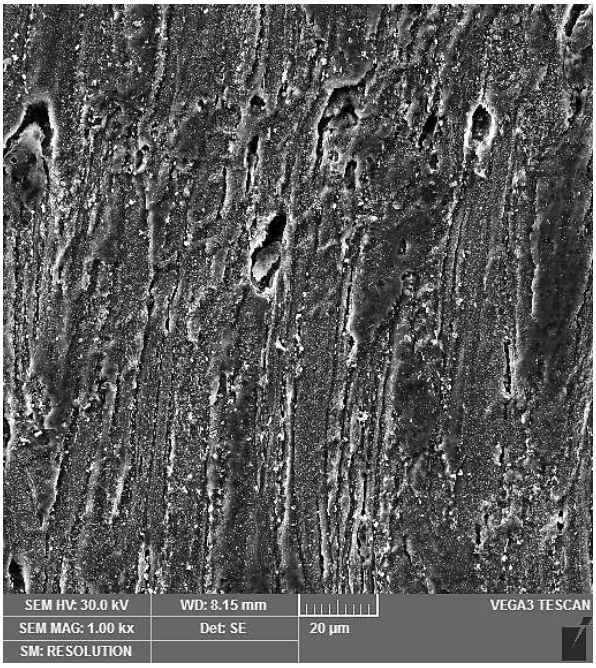


Obr. 5-82 Vzorek 580°C - 80 MPa - 2227 h, u lomu, SEM

Obr. 5-81až Obr. 5-86 porovnává mikrostrukturu vzorku ve dvou rozdílných oblastech. Levý obrázek dokumentuje strukturu ze vzdálenějších oblastí od lomu. Pravý obrázek naopak mapuje mikrostrukturní stav v oblastech nacházejících se v blízkosti lomu.

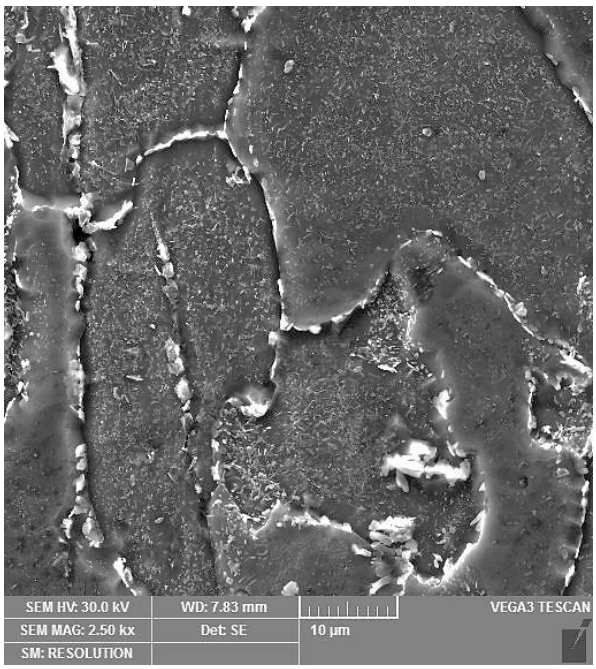


Obr. 5-83 Vzorek 580°C - 80 MPa - 2227 h, střed, SEM

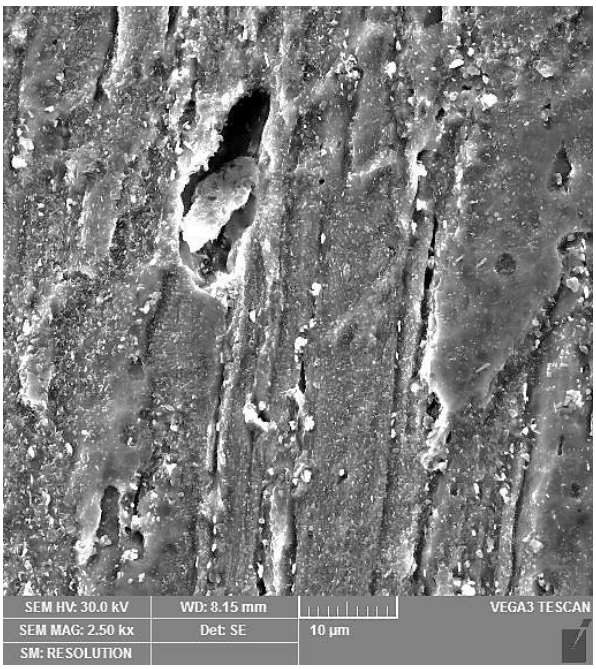


Obr. 5-84 Vzorek 580°C - 80 MPa - 2227 h, u lomu, SEM

Karbidy výrazně lemují hranice zrn a jsou také disperzně rozmístěny uvnitř jednotlivých zrn, což je patrné při velkém zvětšení na řádkovacím elektronovém mikroskopu.



Obr. 5-85 Vzorek 580°C - 80 MPa - 2227 h, střed, SEM



Obr. 5-86 Vzorek 580°C - 80 MPa - 2227 h, u lomu, SEM

Vzorek 580 °C - 90 MPa - 468 h

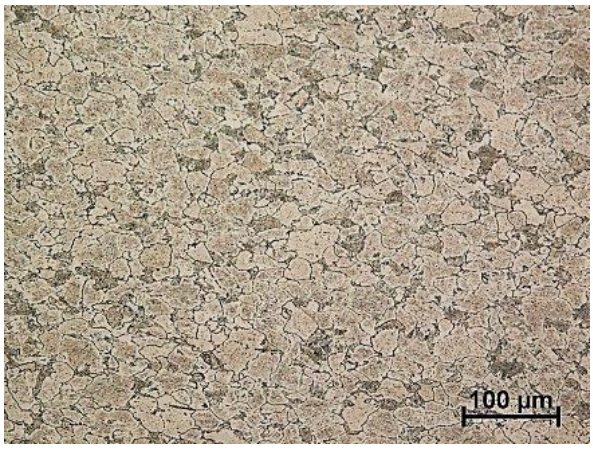
Pozorovány byly řetízky karbidů po hranicích zrn původní feriticko-perlitické struktury. Karbidy uvnitř zrn jsou mírně hrubší v porovnání se stavem mikrostruktury dodaného materiálu. Byl pozorován výskyt jednotlivých izolovaných kavit. V oblasti lomu se nachází protažená zrna s řetízky karbidů po hranicích ve směru tahového namáhání při zkoušce tečení.

Velikost napětí v tomto vzorku byla 90 MPa. Při 580 °C byl čas do lomu 468 h. V porovnání s předchozím vzorkem (580 °C – 80 MPa – 2227 h) se jedná při zvýšení napětí o 10 MPa k poklesu doby do lomu na více než ¼.

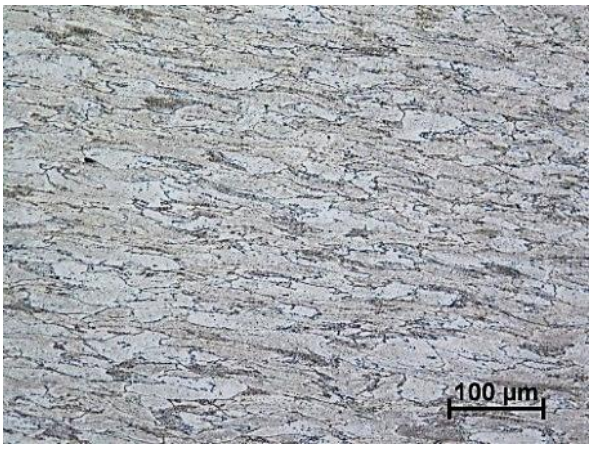
Vzorek 580 °C – 90 MPa – 468 h vykazoval v povrchové vrstvě i ve středu tloušťky stěny obdobnou průměrnou velikost zrna a to 8,0 zjištěnou lineární průsečíkovou metodou podle ČSN ISO 643 [84].

Hodnocení degradace mikrostruktury tohoto vzorku bylo stanoveno podle stupnic (Obr. 4-21 a Obr. 4-22) jako stupeň 3-4/V.

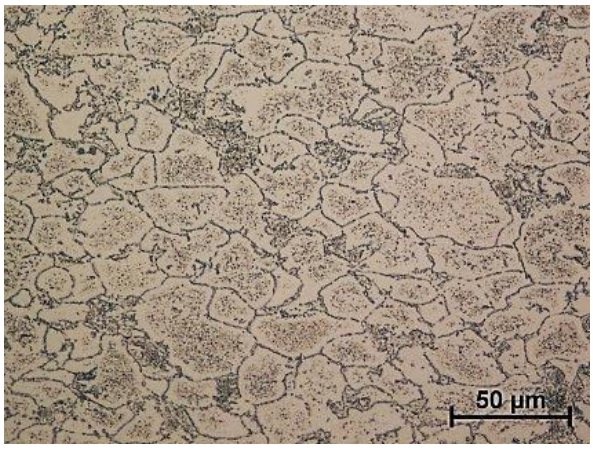
Obr. 5-87 Vzorek 580 °C - 90 MPa - 468 h



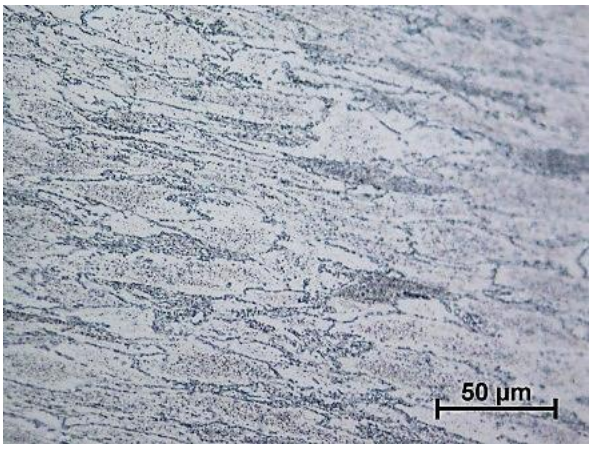
Obr. 5-88 Vzorek 580 °C - 90 MPa - 468 h, LM



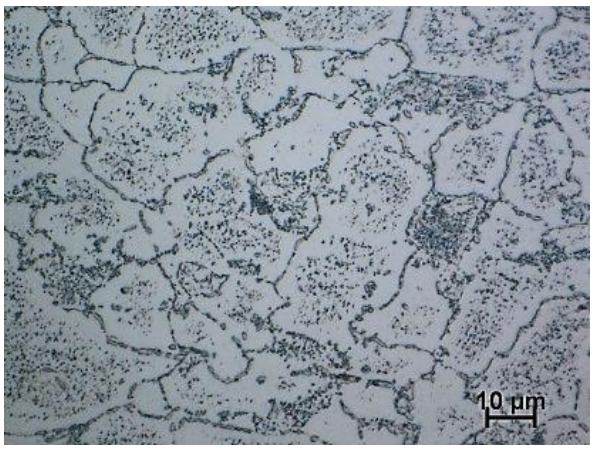
Obr. 5-89 Vzorek 580 °C - 90 MPa - 468 h, LM, v blízkosti lomu



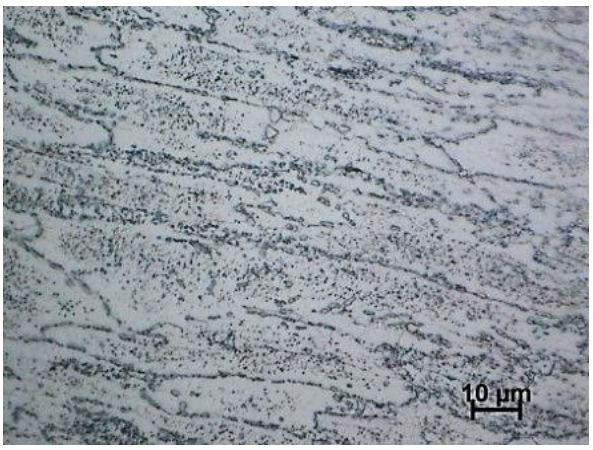
Obr. 5-90 Vzorek 580 °C - 90 MPa - 468 h, LM



Obr. 5-91 Vzorek 580 °C - 90 MPa - 468 h, LM, v blízkosti lomu

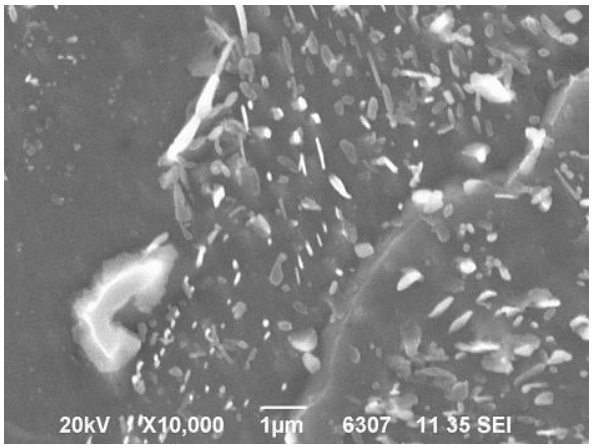


Obr. 5-92 Vzorek 580 °C - 90 MPa - 468 h, LM

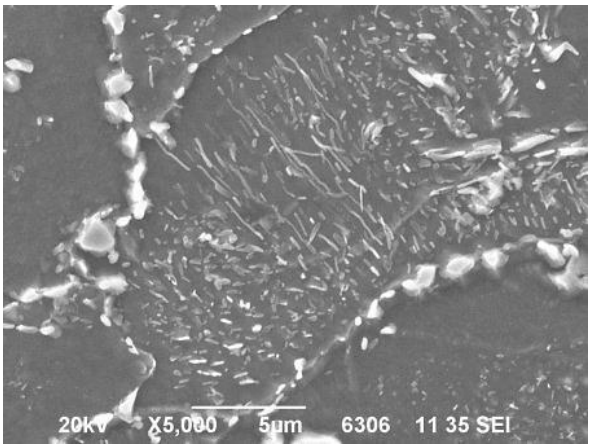


Obr. 5-93 Vzorek 580 °C - 90 MPa - 468 h, LM, v blízkosti lomu

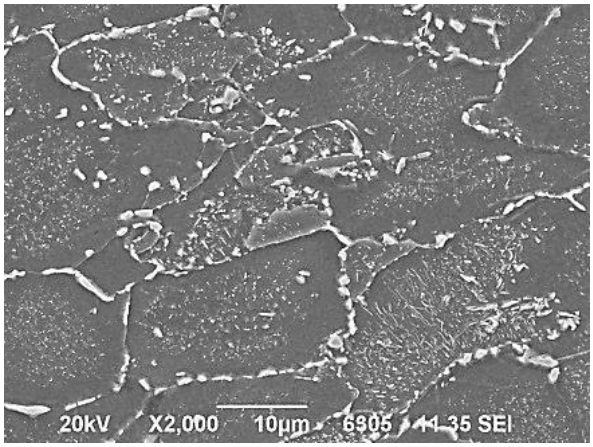
Poblíž lomu jsou patrná protažená zrna. Původní feriticko-perlitická struktura se rozpadla působením vysoké teploty na feritickou matrici s rozpadlými různě velkými karbidickými útvary.



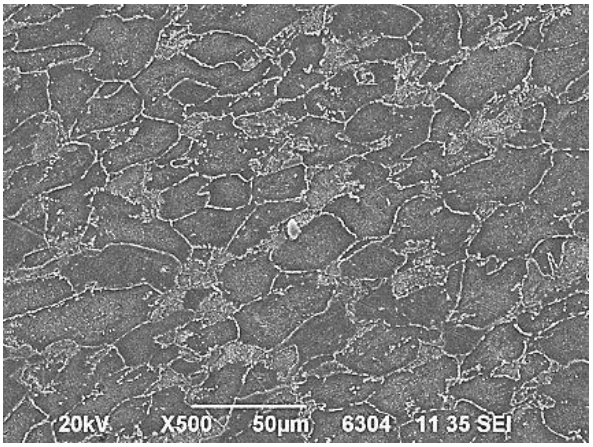
Obr. 5-94 Vzorek 580 °C - 90 MPa - 468 h, SEM



Obr. 5-95 Vzorek 580 °C - 90 MPa - 468 h, SEM

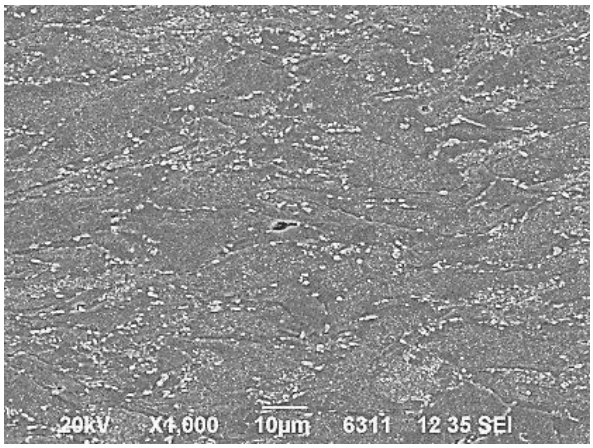


Obr. 5-96 Vzorek 580 °C - 90 MPa - 468 h, SEM

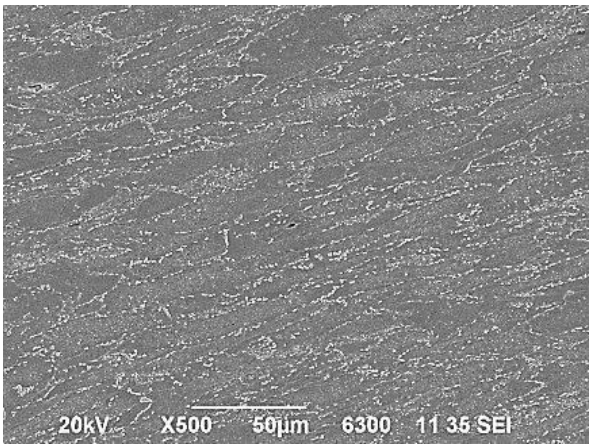


Obr. 5-97 Vzorek 580 °C - 90 MPa - 468 h, SEM

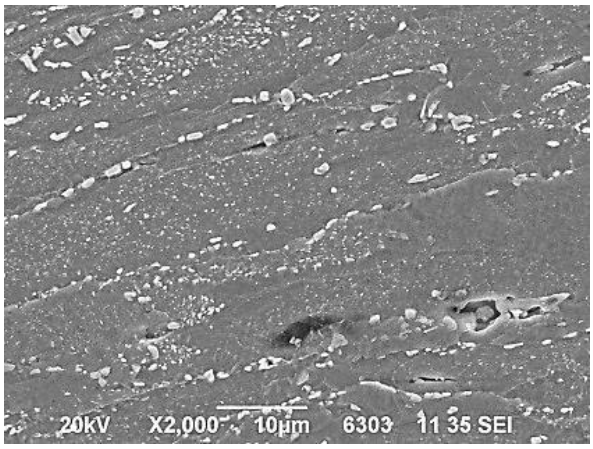
Téměř spojité karbidické síťoví po hranicích zrn je patrné z Obr. 5-96 a Obr. 5-97.



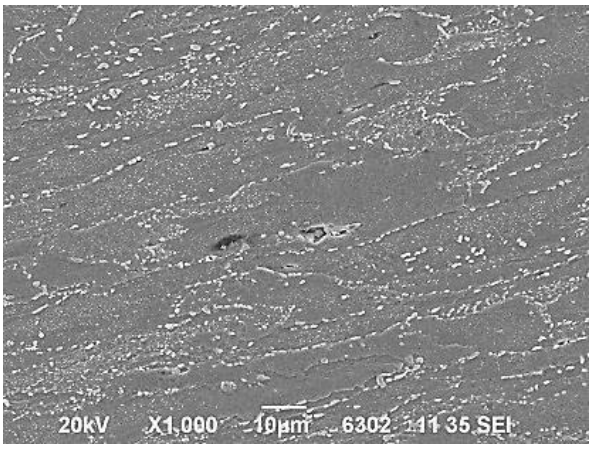
Obr. 5-98 Vzorek 580 °C - 90 MPa - 468 h, SEM



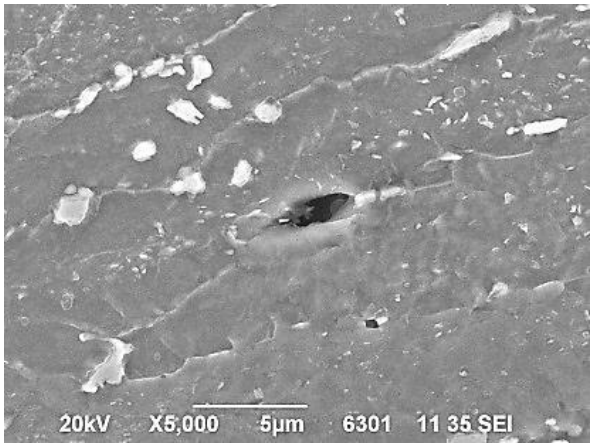
Obr. 5-99 Vzorek 580 °C - 90 MPa - 468 h, SEM



Obr. 5-100 Vzorek 580 °C - 90 MPa - 468 h, SEM

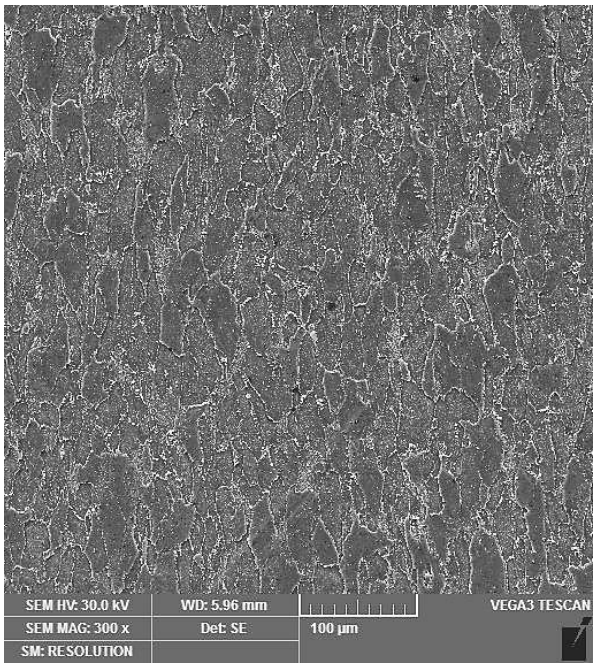


Obr. 5-101 Vzorek 580 °C - 90 MPa - 468 h, SEM

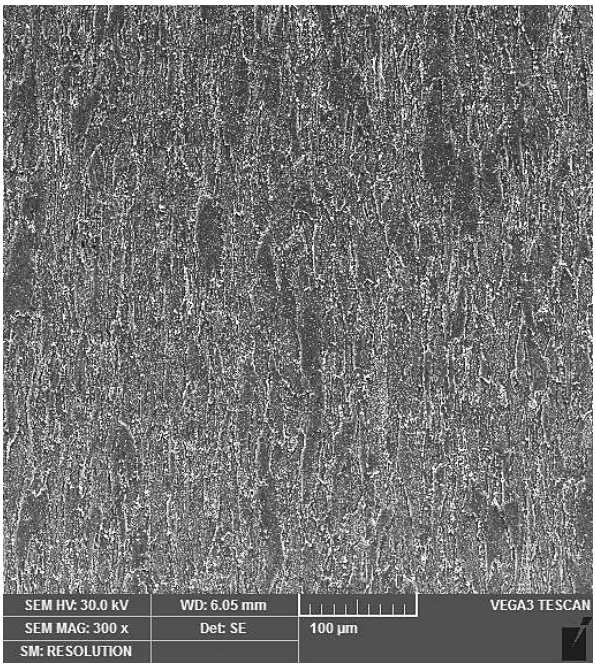


Obr. 5-102 Vzorek 580 °C - 90 MPa - 468 h, SEM

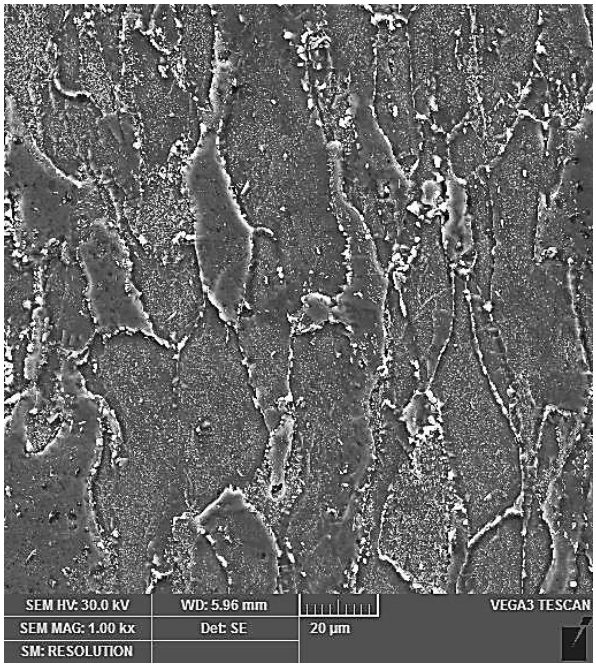
Výskyt a rozložení karbidů je obdobné jako u předcházejícího vzorku. Kavity se vyskytují taktéž lokálně, v oblastech v blízkosti lomu se spojují.



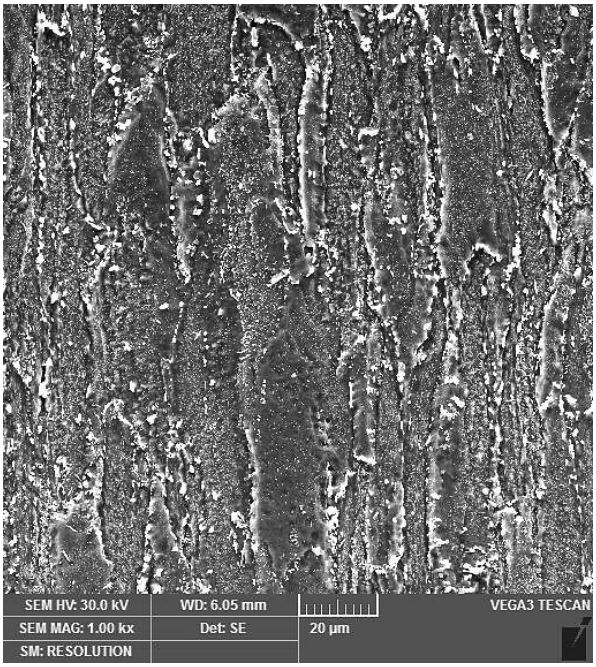
Obr. 5-103 Vzorek 580 °C - 90 MPa - 468 h, střed, SEM



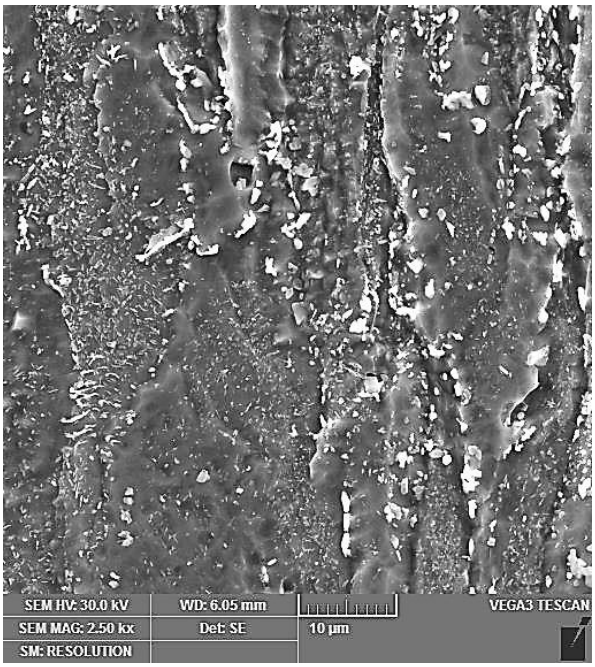
Obr. 5-104 Vzorek 580 °C - 90 MPa - 468 h, u lomu, SEM



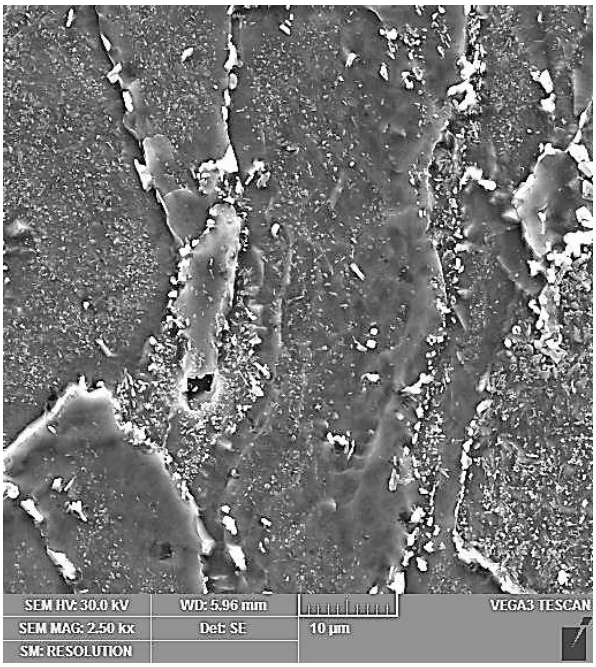
Obr. 5-105 Vzorek 580 °C - 90 MPa - 468 h, střed, SEM



Obr. 5-106 Vzorek 580 °C - 90 MPa - 468 h, u lomu SEM



Obr. 5-107 Vzorek 580 °C - 90 MPa - 468 h, střed, SEM

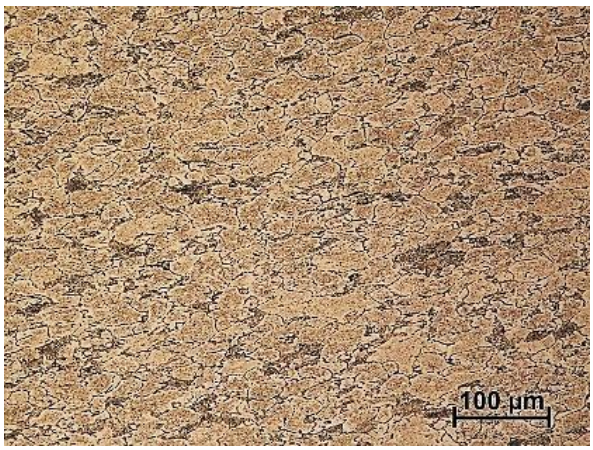


Obr. 5-108 Vzorek 580 °C - 90 MPa - 468 h, u lomu, SEM

Vzorek 580 °C – 120 MPa – 76 h

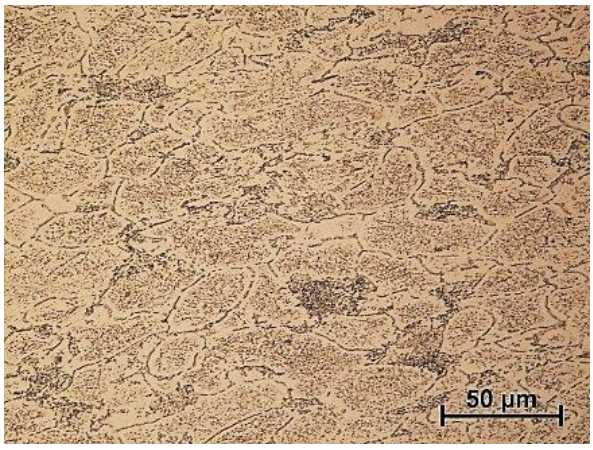
Mikrostruktura vzorku 580 °C – 120 MPa – 76 h je taktéž tvořena feritem s rozpadlým perlitem. Karbidy se vyskytují na hranicích zrn, kde tvoří síťoví. Nebyl pozorován výskyt nepříznivých fází. Úroveň napětí u tohoto vzorku byla vyšší (120 MPa). I přes tento fakt, nebyl pozorován výskyt kavit v takové míře jako u předchozích případů. Vzorek 580 °C – 120 MPa – 76 h vykazoval v povrchové vrstvě i ve středu tloušťky stěny obdobnou průměrnou velikost zrna a to 8,0 zjištěnou lineární průsečíkovou metodou podle ČSN ISO 643 [84]. Hodnocení degradace mikrostruktury tohoto vzorku bylo stanoveno podle stupnic (Obr. 4-21 a Obr. 4-22) jako stupeň 3/V.

Obr. 5-109 Vzorek 580 °C - 120 MPa - 76 h

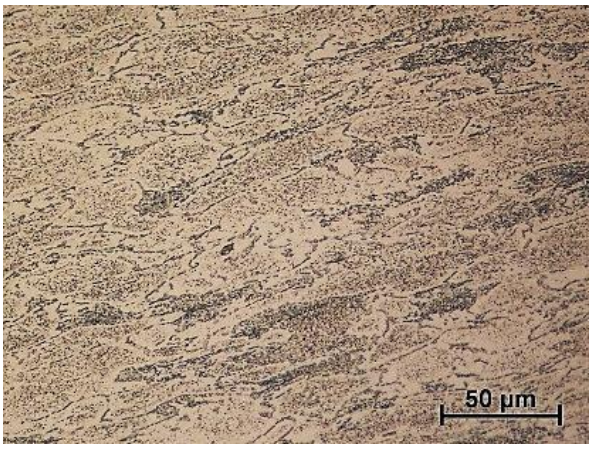


Obr. 5-110 Vzorek 580 °C - 120 MPa - 76 h, LM

Obr. 5-111 Vzorek 580 °C - 120 MPa - 76 h, LM, v blízkosti lomu

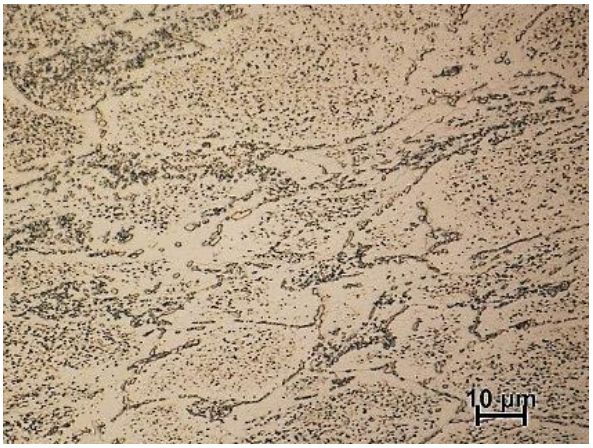


Obr. 5-112 Vzorek 580 °C - 120 MPa - 76 h, LM

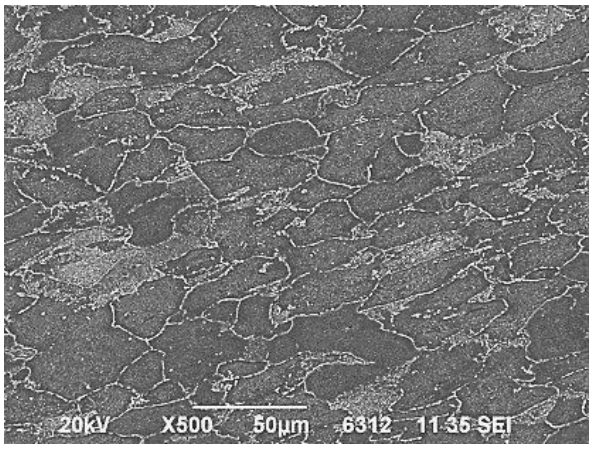


Obr. 5-113 Vzorek 580 °C - 120 MPa - 76 h, LM, v blízkosti lomu

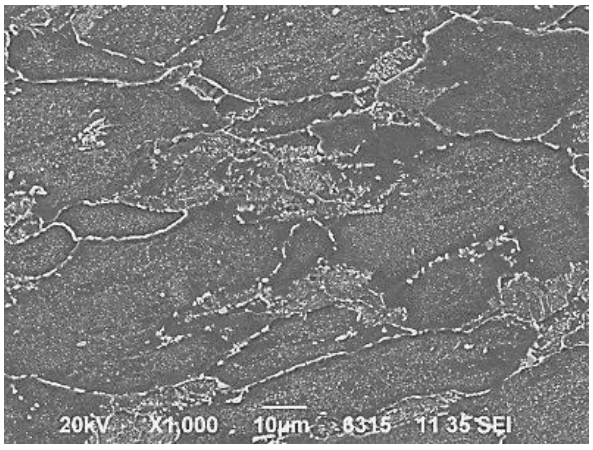
Obr. 5-114 Vzorek 580 °C - 120 MPa - 76 h, LM



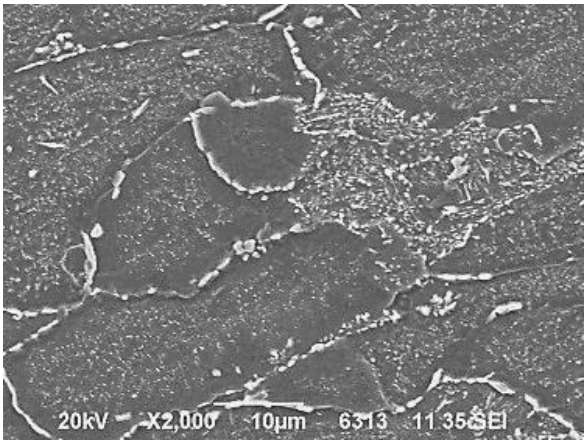
Obr. 5-115 Vzorek 580 °C - 120 MPa - 76 h, LM, v blízkosti lomu



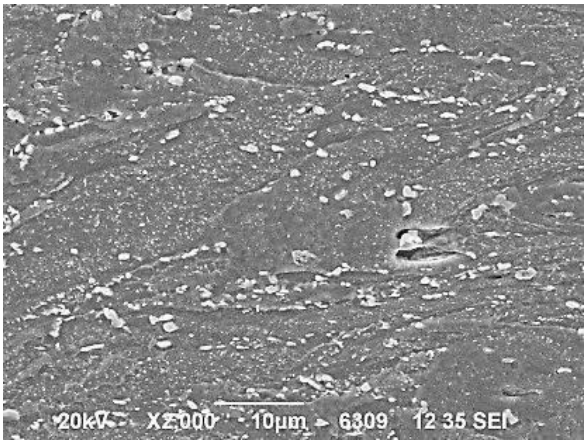
Obr. 5-116 Vzorek 580 °C - 120 MPa - 76 h, SEM



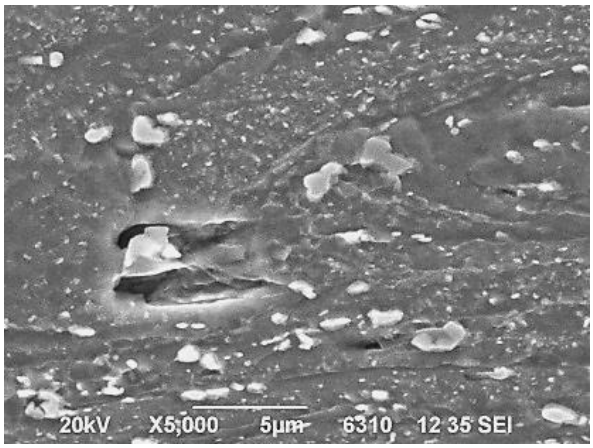
Obr. 5-117 Vzorek 580 °C - 120 MPa - 76 h, SEM



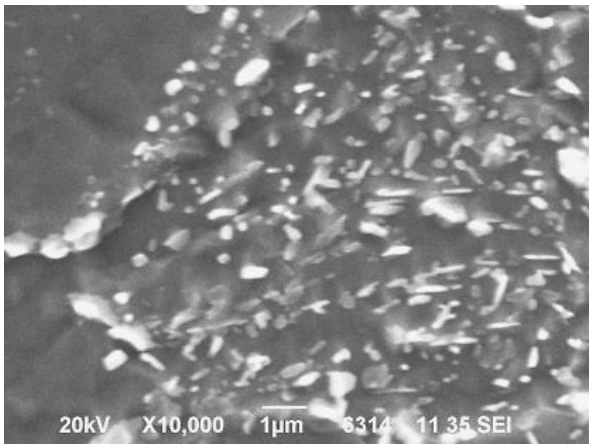
Obr. 5-118 Vzorek 580 °C - 120 MPa - 76 h, SEM



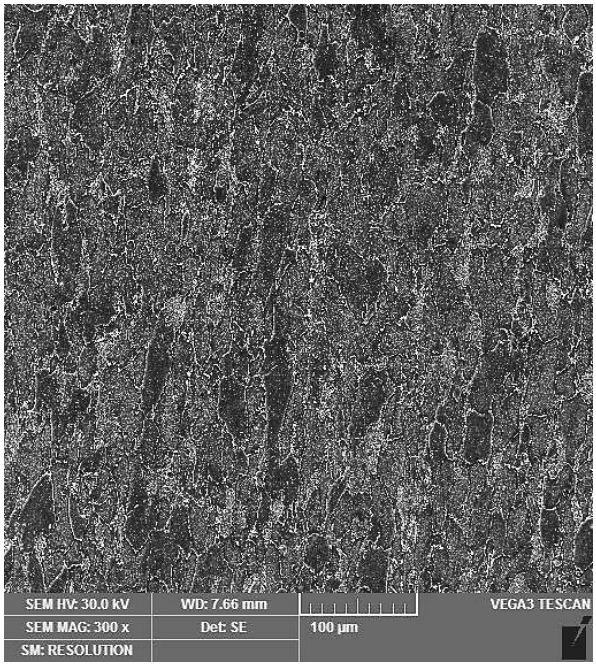
Obr. 5-119 Vzorek 580 °C - 120 MPa - 76 h, SEM



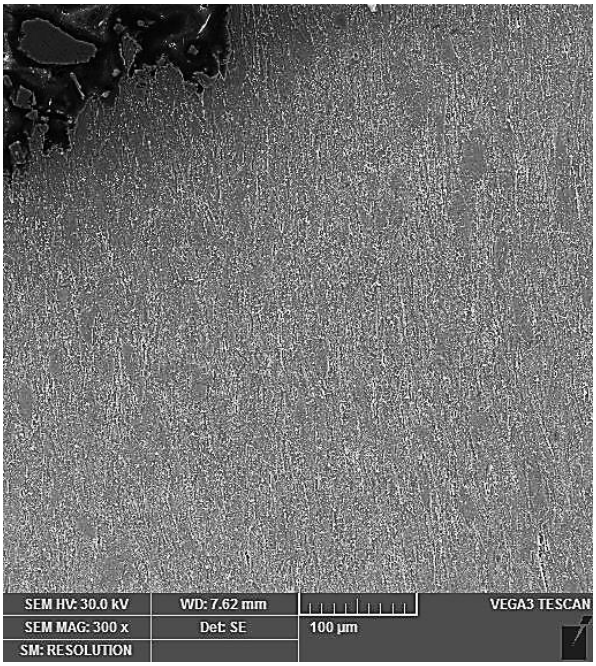
Obr. 5-120 Vzorek 580 °C - 120 MPa - 76 h, SEM



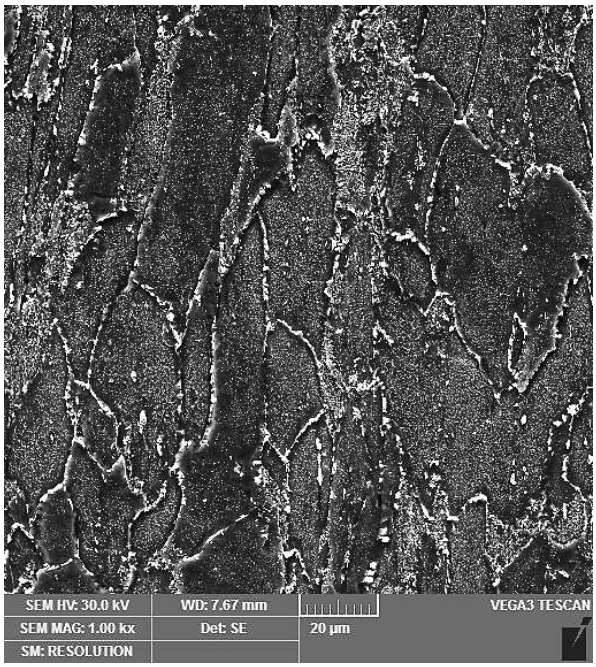
Obr. 5-121 Vzorek 580 °C - 120 MPa - 76 h, SEM



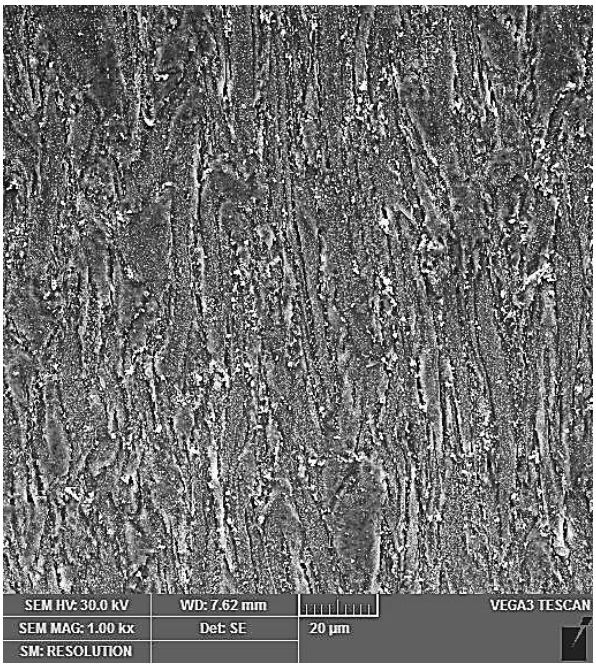
Obr. 5-122 Vzorek 580 °C - 120 MPa - 76 h, střed, SEM



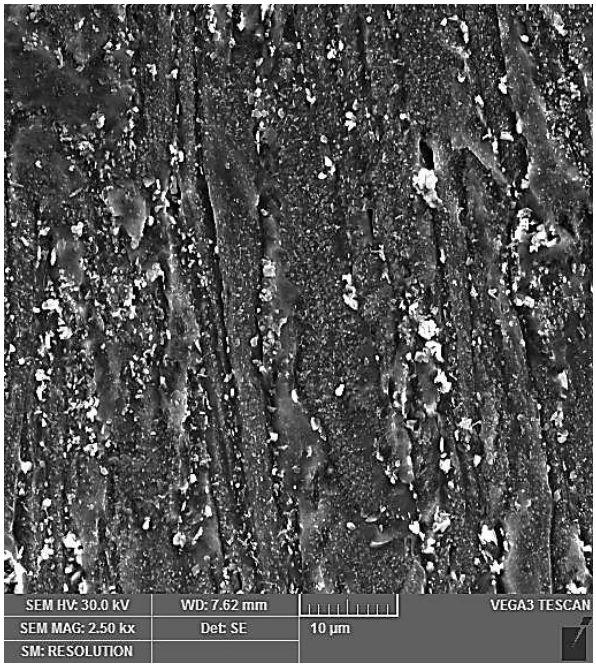
Obr. 5-123 Vzorek 580 °C - 120 MPa - 76 h, u lomu, SEM



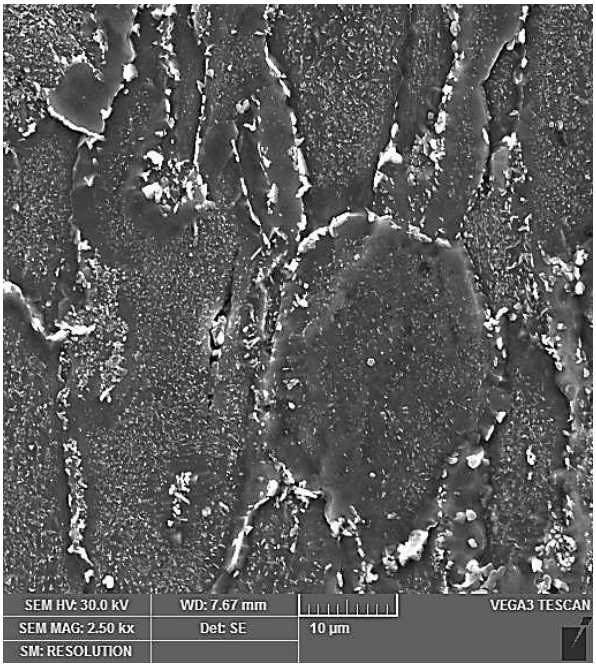
Obr. 5-124 Vzorek 580 °C - 120 MPa - 76 h, střed, SEM



Obr. 5-125 Vzorek 580 °C - 120 MPa - 76 h, u lomu, SEM



Obr. 5-126 Vzorek 580 °C - 120 MPa - 76 h, střed SEM,



Obr. 5-127 Vzorek 580 °C - 120 MPa - 76 h, u lomu, SEM

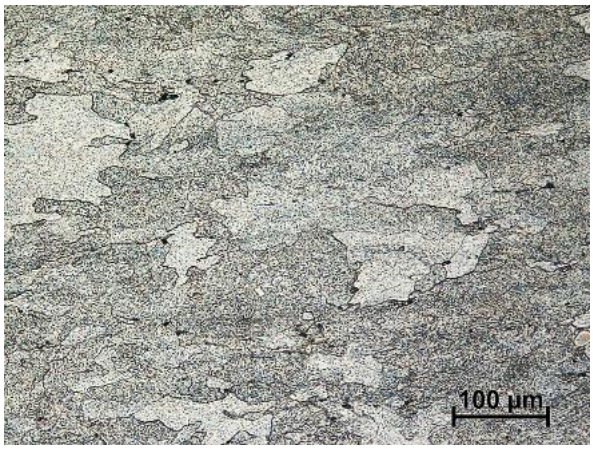
Vzorek 580 °C – 140 MPa – 50 h

Feritická mikrostruktura s rozdrobenými karbidy a kavitami i v oblastech dál od lomu. Řetízky karbidů po hranicích zrn nejsou příliš patrné, ale jsou přítomné. Tento vzorek byl exponován při nejvyšším napětí 140 MPa. Jelikož byla doba do lomu jen 2,5 h, je pravděpodobné, že kavity obsažené v mikrostruktuře, zde byly již před creepovými testy, tudíž nevznikly při creepovém namáhání, ale během provozu na elektrárně.

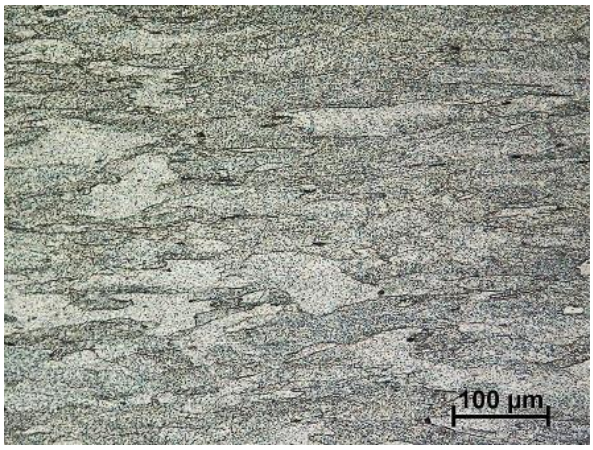
Vzorek 580 °C – 140 MPa – 50 h vykazoval v povrchové vrstvě i ve středu tloušťky stěny obdobnou průměrnou velikost zrna a to 8,5 zjištěnou lineární průsečíkovou metodou podle ČSN ISO 643 [84].

Hodnocení degradace mikrostruktury tohoto vzorku bylo stanoveno podle stupnic (Obr. 4-21 a Obr. 4-22) jako stupeň 3-4/V.

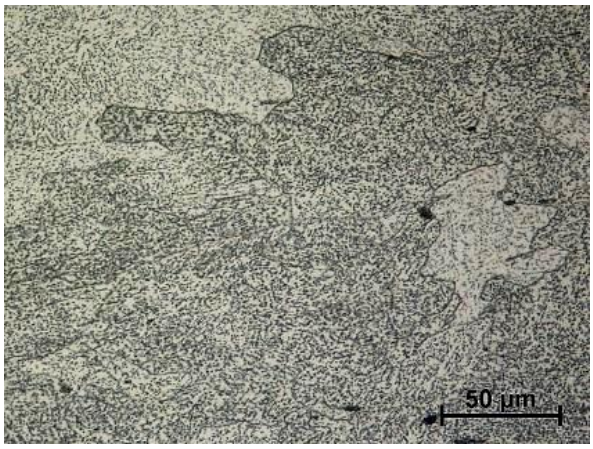
Obr. 5-128 Vzorek 580°C - 140 MPa - 50 h



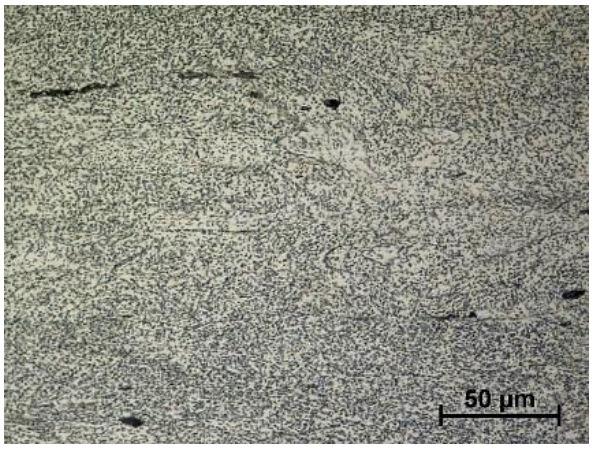
Obr. 5-129 Vzorek 580°C - 140 MPa - 50 h, LM



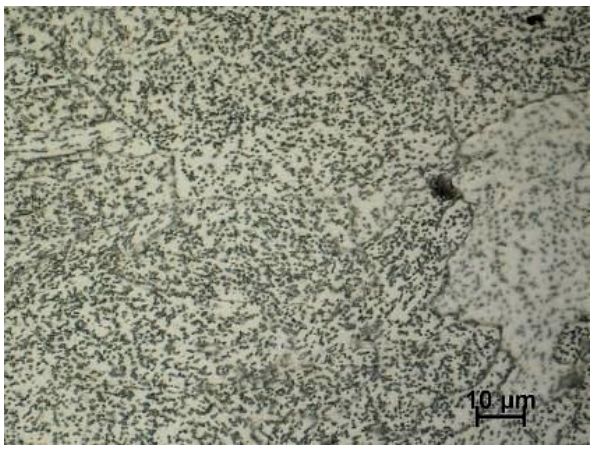
Obr. 5-130 Vzorek 580°C - 140 MPa - 50 h, LM, v blízkosti lomu



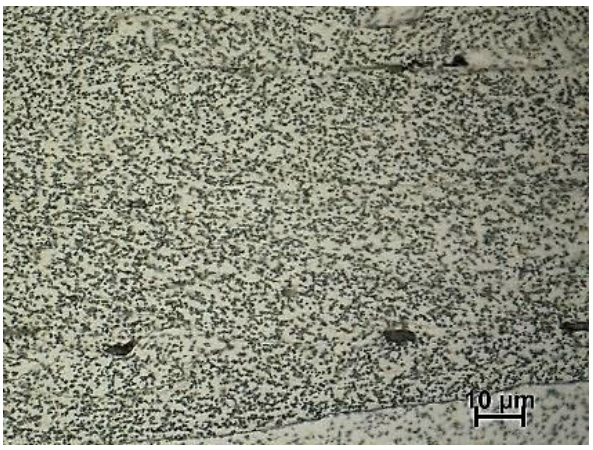
Obr. 5-131 Vzorek 580°C - 140 MPa - 50 h, LM



Obr. 5-132 Vzorek 580°C - 140 MPa - 50 h, LM v blízkosti lomu

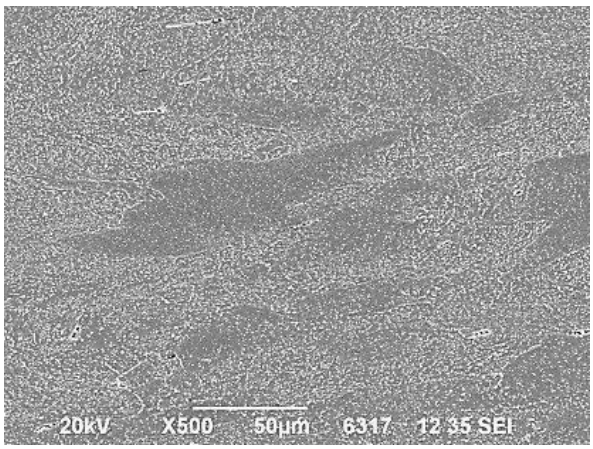


Obr. 5-133 Vzorek 580°C - 140 MPa - 50 h, LM

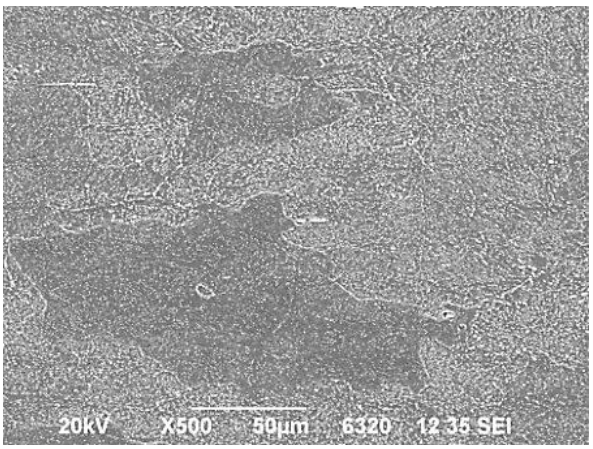


Obr. 5-134 Vzorek 580°C - 140 MPa - 50 h, LM, u lomu

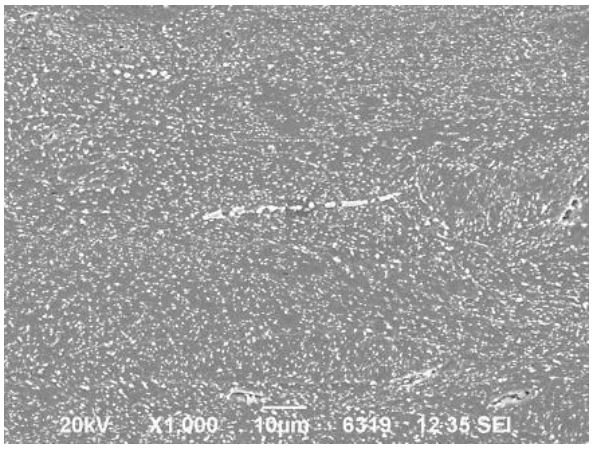
V mikrostruktuře jsou přítomny mnohem hrubší karbidy. Pravděpodobně napětí (140 MPa) urychlilo precipitaci a tím se vytvořily větší karbidy než v ostatních případech.



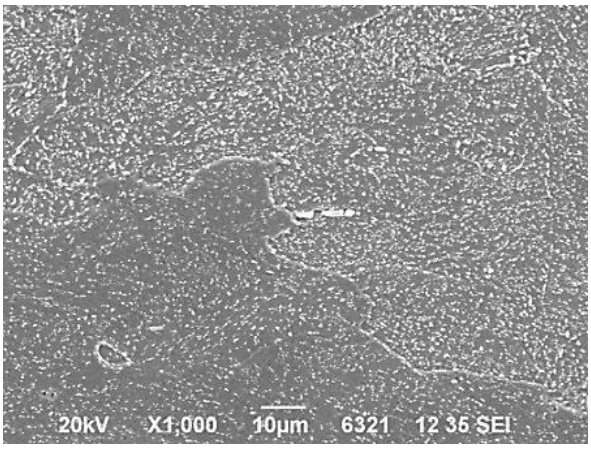
Obr. 5-135 Vzorek 580°C - 140 MPa - 50 h, SEM



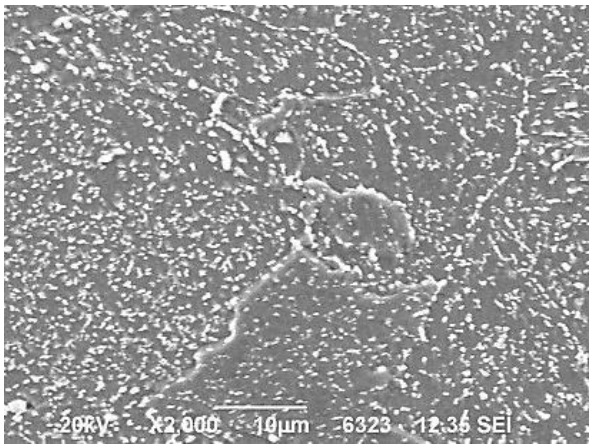
Obr. 5-136 Vzorek 580°C - 140 MPa - 50 h, SEM



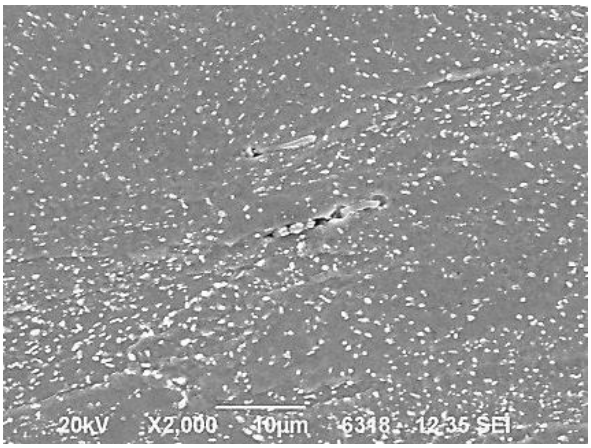
Obr. 5-137 Vzorek 580°C - 140 MPa - 50 h, SEM



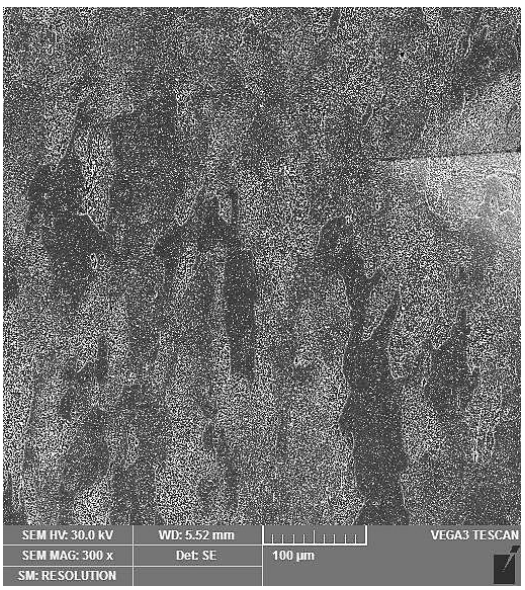
Obr. 5-138 Vzorek 580°C - 140 MPa - 50 h, SEM



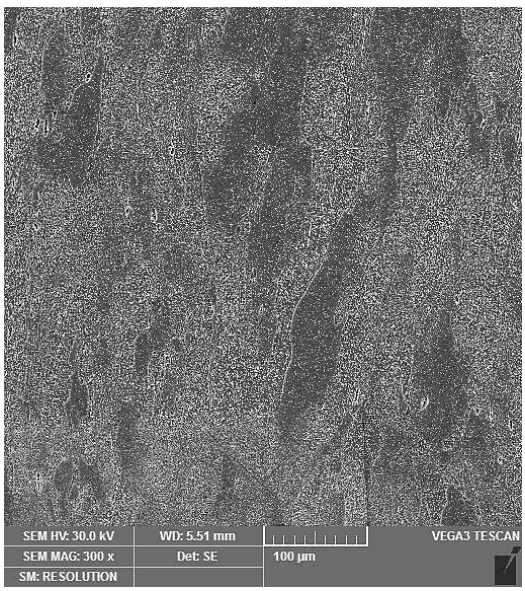
Obr. 5-139 Vzorek 580°C - 140 MPa - 50 h, SEM



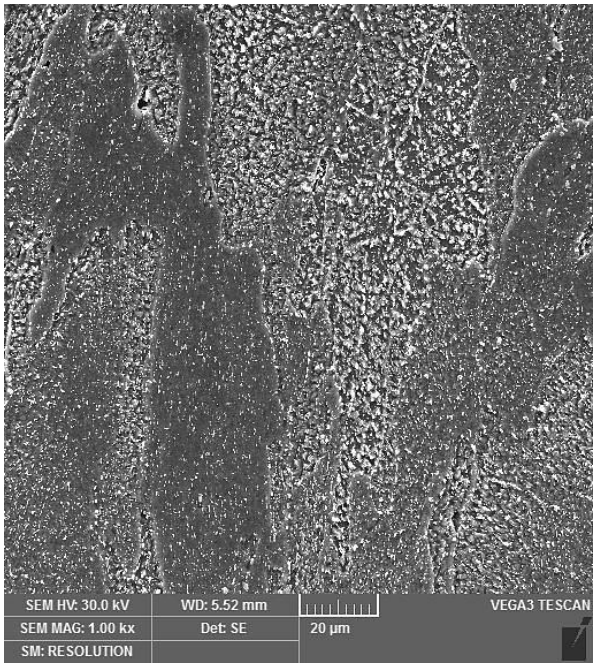
Obr. 5-140 Vzorek 580°C - 140 MPa - 50 h, SEM



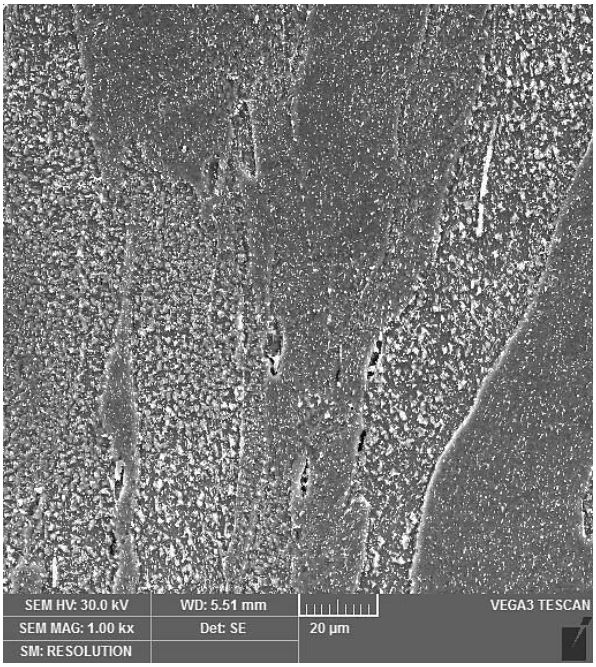
Obr. 5-141 Vzorek 580°C - 140 MPa - 50 h, střed, SEM



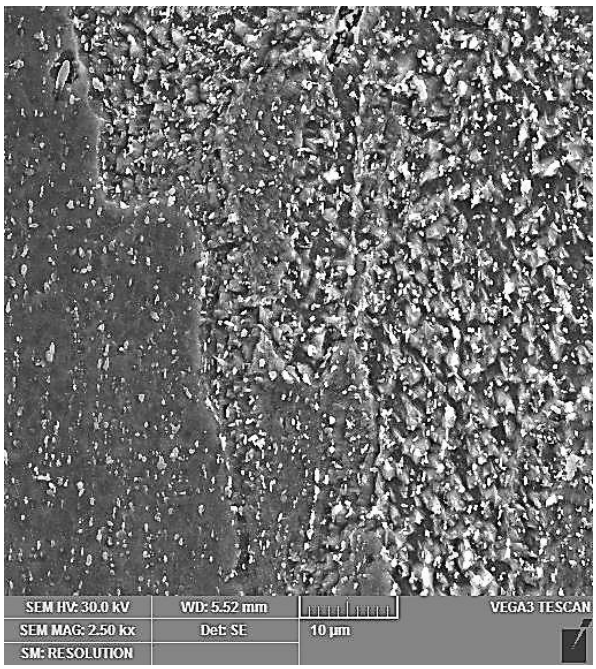
Obr. 5-142 Vzorek 580°C - 140 MPa - 50 h, u lomu, SEM



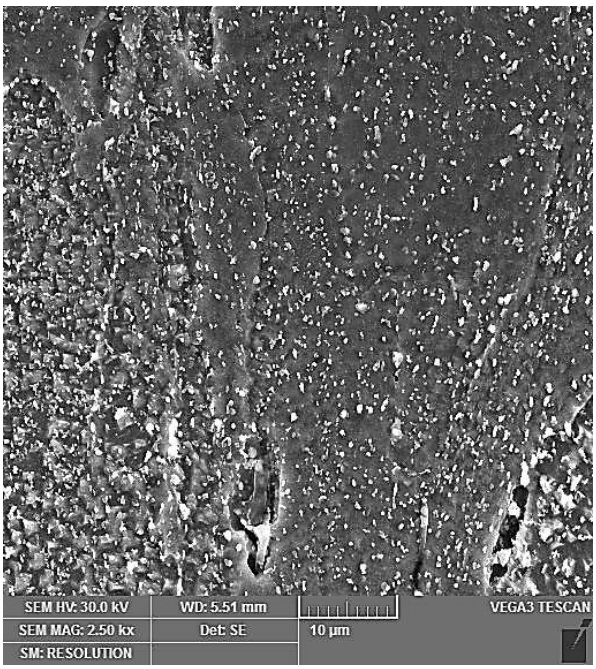
Obr. 5-143 Vzorek 580°C - 140 MPa - 50 h, střed, SEM



Obr. 5-144 Vzorek 580°C - 140 MPa - 50 h, u lomu, SEM



Obr. 5-145 Vzorek 580°C - 140 MPa - 50 h, střed, SEM



Obr. 5-146 Vzorek 580°C - 140 MPa - 50 h, u lomu, SEM

Vzorek 580 °C – 120 MPa – 312 h

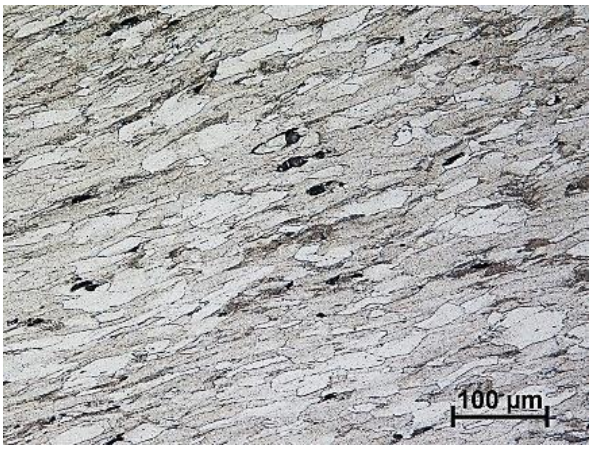
Mikrostruktura (ferit a rozpadlý perlit) vzorku je podobná vzorkům ostatním, pouze hranice zrn jsou méně výrazné. Je zde patrné vyřádkování mikrostruktury a také výskyt kavit po hranicích zrn. Struktura se jeví jako velmi rozdrobená. Rozpadlé karbidy jsou rovnoměrně rozmístěny.

Vzorek 580 °C – 120 MPa – 312 h vykazoval v povrchové vrstvě i ve středu tloušťky stěny obdobnou průměrnou velikost zrna a to 8,5 zjištěnou lineární průsečíkovou metodou podle ČSN ISO 643 [84].

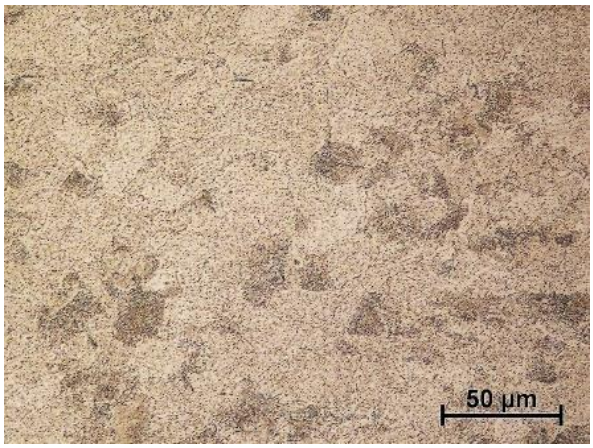
Hodnocení degradace mikrostruktury tohoto vzorku bylo stanoveno podle stupnic (Obr. 4-21 a Obr. 4-22) jako stupeň 3-4/V.

Obr. 5-147 Vzorek 580°C - 120 MPa - 312 h

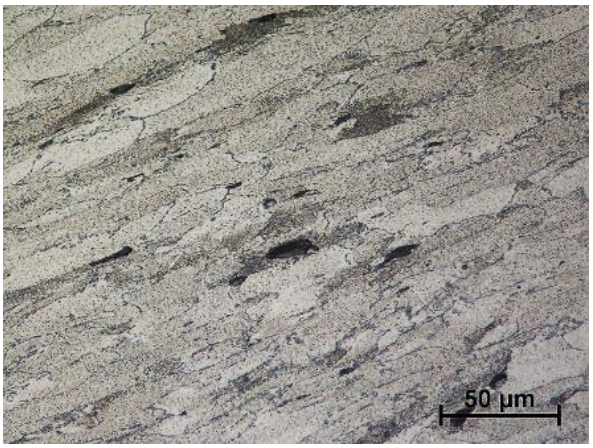
Obr. 5-148 Vzorek 580°C - 120 MPa - 312 h, LM



Obr. 5-149 Vzorek 580°C - 120 MPa - 312 h, LM, v blízkosti lomu

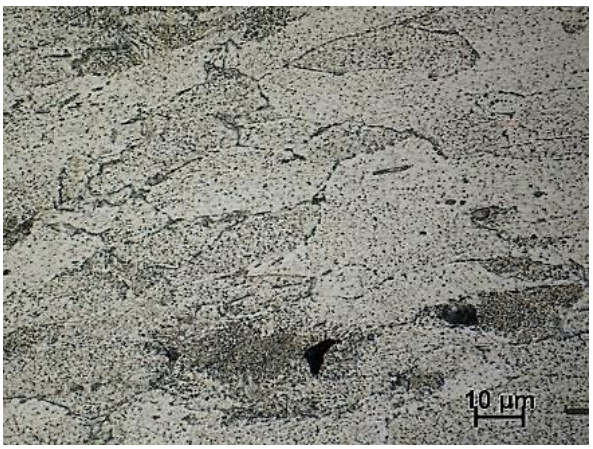


Obr. 5-150 Vzorek 580°C - 120 MPa - 312 h, LM



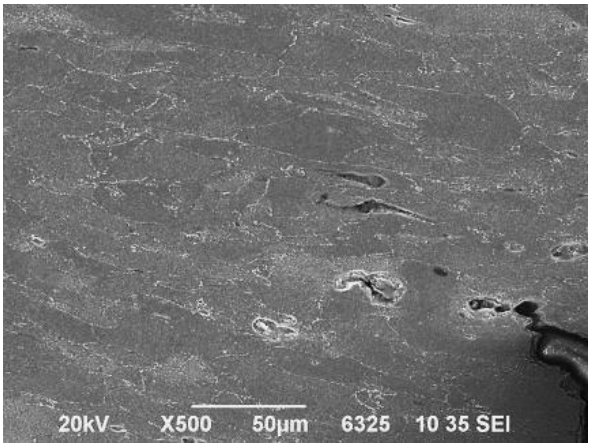
Obr. 5-151 Vzorek 580°C - 120 MPa - 312 h, LM, v blízkosti lomu

Obr. 5-152 Vzorek 580°C - 120 MPa - 312 h, LM

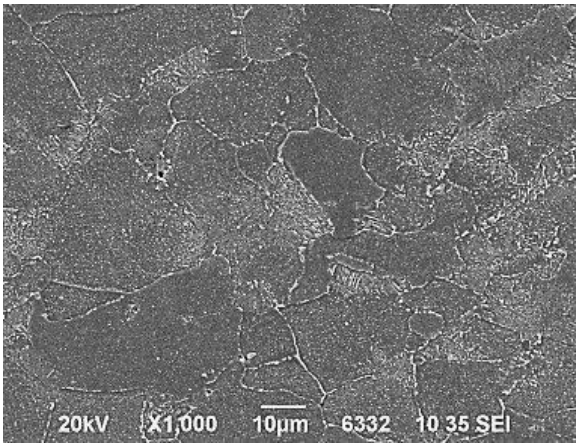


Obr. 5-153 Vzorek 580°C - 120 MPa - 312 h, LM, v blízkosti lomu

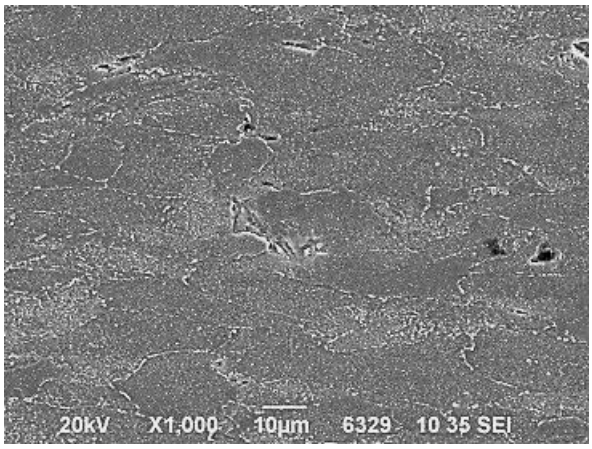
Karbidy jsou velmi jemné většinou menší než 1 µm. Ojediněle je zde patrný výskyt vměstků. Vyskytují se zde kavity o velikosti cca 10 µm.



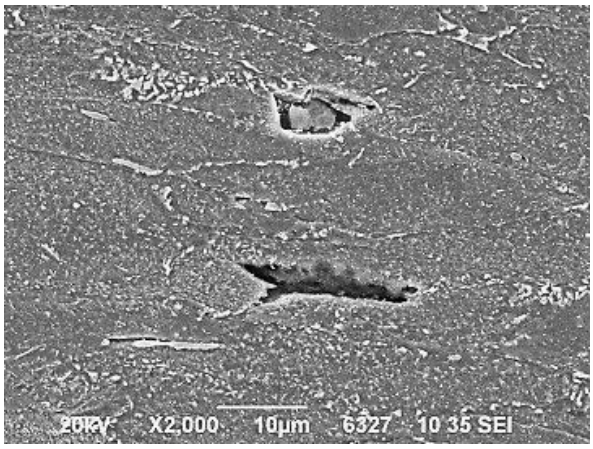
Obr. 5-154 Vzorek 580°C - 120 MPa - 312 h, SEM



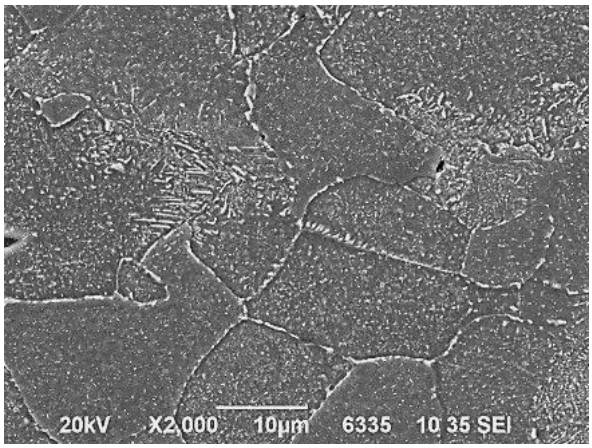
Obr. 5-155 Vzorek 580°C - 120 MPa - 312 h, SEM



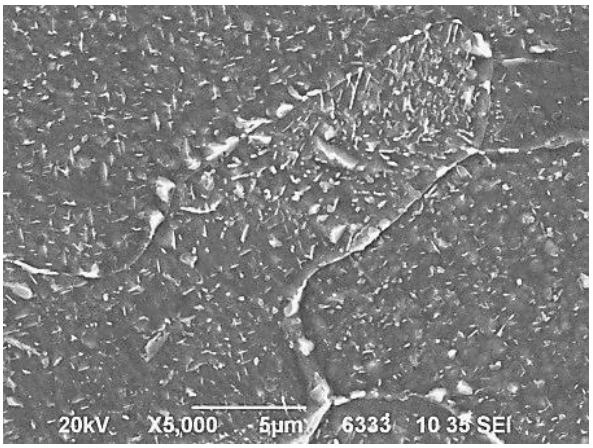
Obr. 5-156 Vzorek 580°C - 120 MPa - 312 h, SEM



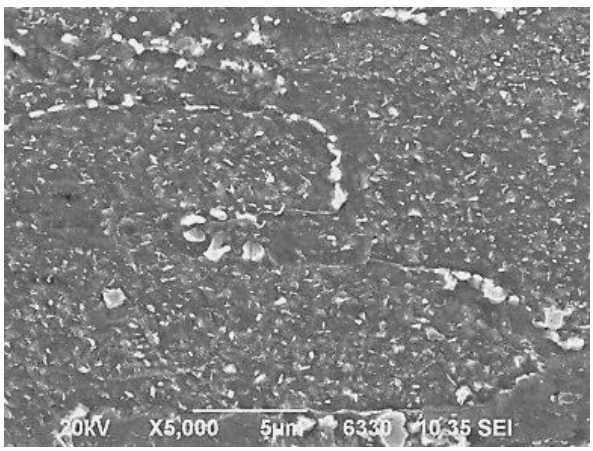
Obr. 5-157 Vzorek 580°C - 120 MPa - 312 h, SEM



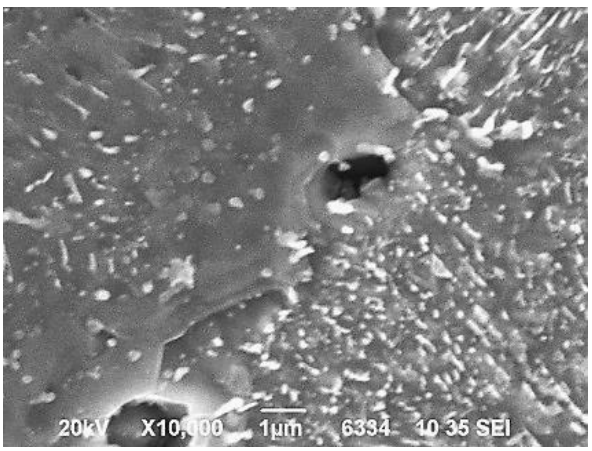
Obr. 5-158 Vzorek 580°C - 120 MPa - 312 h, SEM



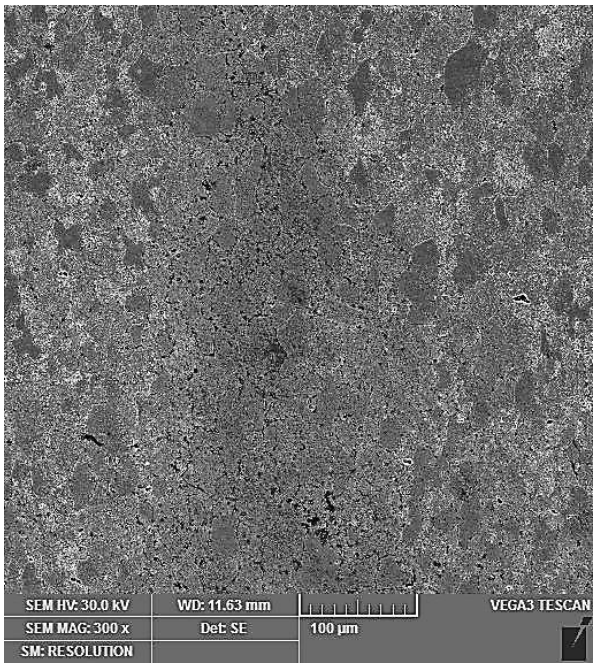
Obr. 5-159 Vzorek 580°C - 120 MPa - 312 h, SEM



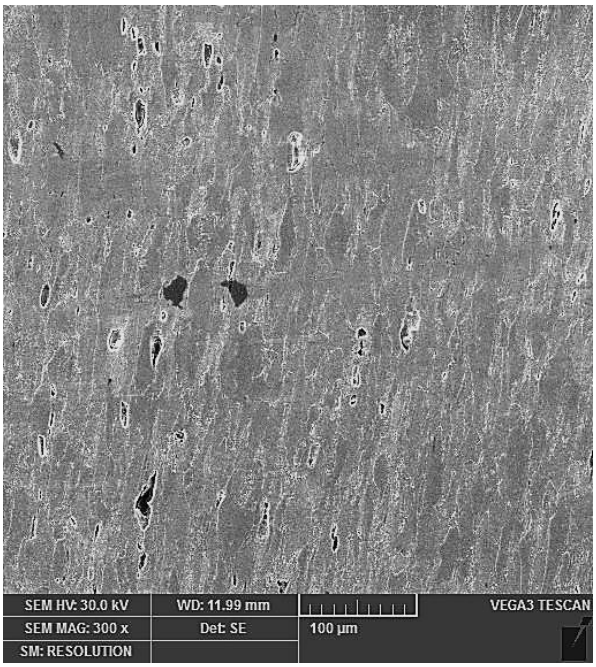
Obr. 5-160 Vzorek 580°C - 120 MPa - 312 h, SEM



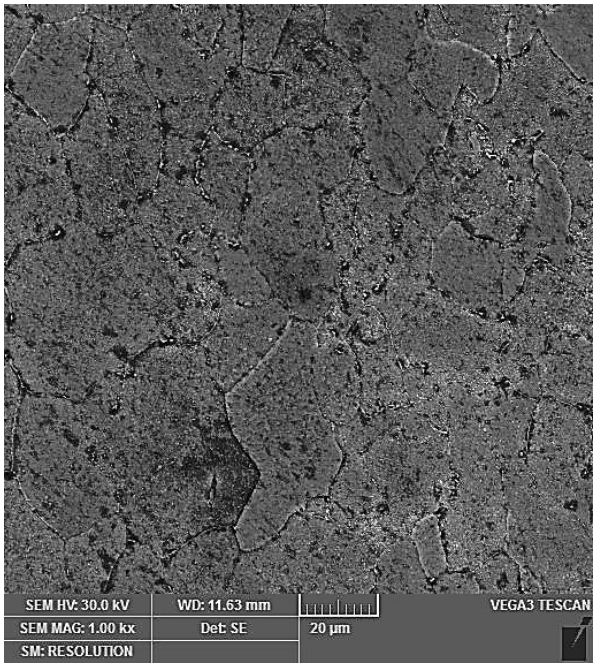
Obr. 5-161 Vzorek 580°C - 120 MPa - 312 h, SEM



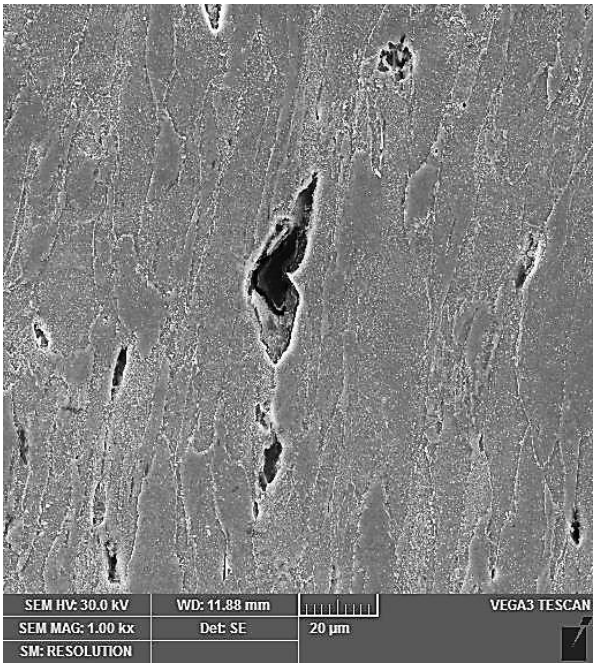
Obr. 5-162 Vzorek 580°C - 120 MPa - 312 h, střed, SEM



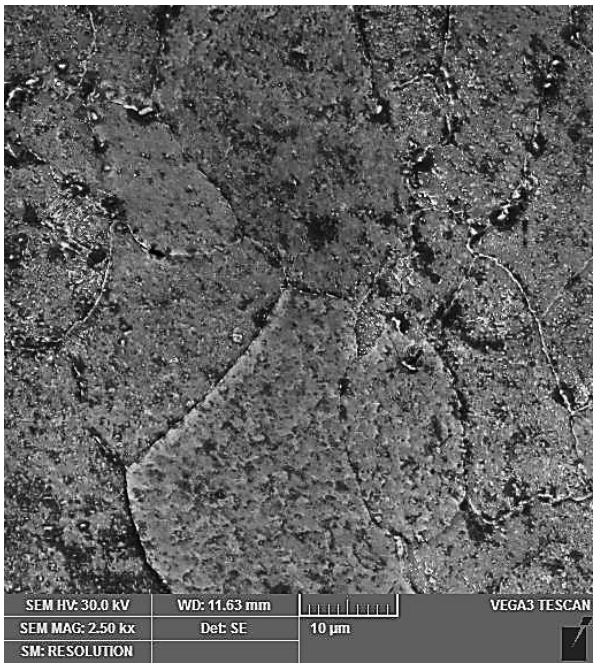
Obr. 5-163 Vzorek 580°C - 120 MPa - 312 h, u lomu, SEM



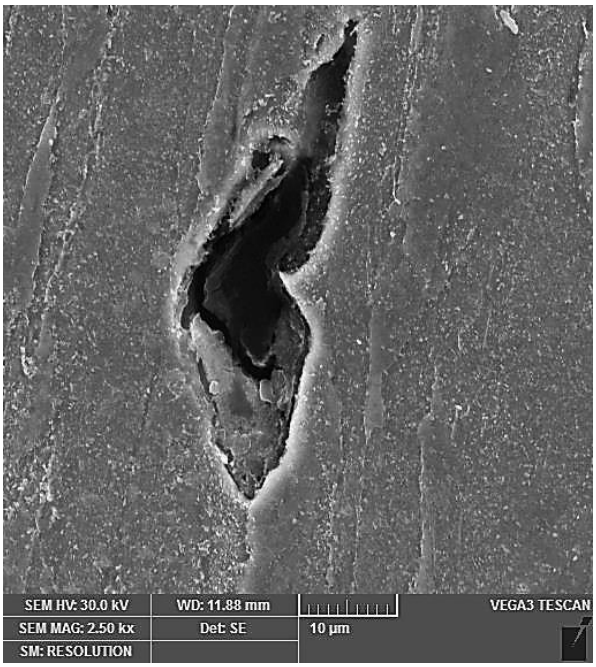
Obr. 5-164 Vzorek 580°C - 120 MPa - 312 h, střed, SEM



Obr. 5-165 Vzorek 580°C - 120 MPa - 312 h, u lomu SEM



Obr. 5-166 Vzorek 580°C - 120 MPa - 312 h, střed, SEM



Obr. 5-167 Vzorek 580°C - 120 MPa - 312 h, u lomu, SEM

Vzorek 580 °C – 140 MPa – 89 h

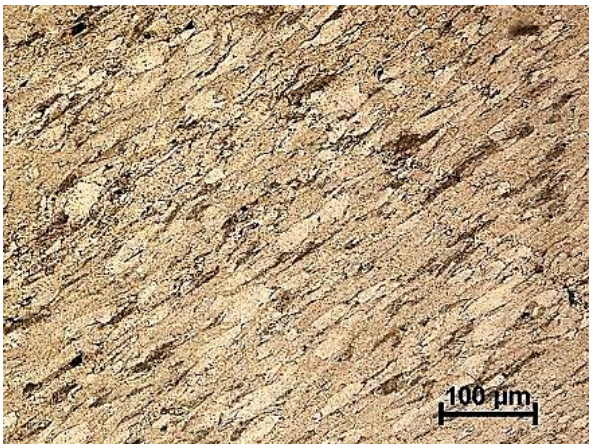
Pozorována byla feritická mikrostruktura s rozdrobenými karbidy (rozpadlý perlit), které tvoří řetízky větších částic podél hranic zrn. Tyto řetízky nejsou tak výrazné jako v ostatních případech.

Vzorek 580 °C – 140 MPa – 89 h vykazoval v povrchové vrstvě i ve středu tloušťky stěny obdobnou průměrnou velikost zrna a to 8,0 zjištěnou lineární průsečíkovou metodou podle ČSN ISO 643 [84].

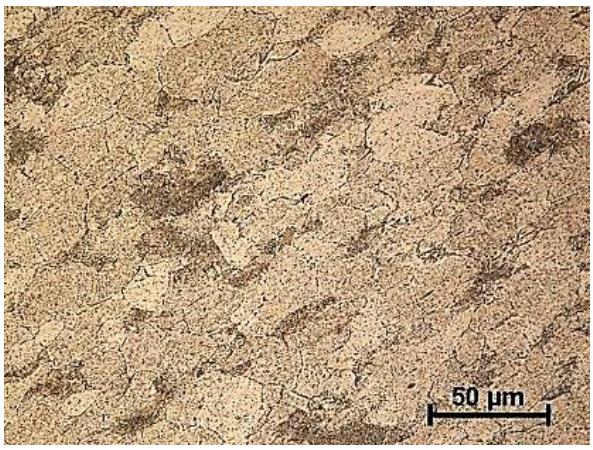
Hodnocení degradace mikrostruktury tohoto vzorku bylo stanoveno podle stupnic (Obr. 4-21 a Obr. 4-22) jako stupeň 3-4/V.

Obr. 5-168 Vzorek 580°C - 140 MPa - 89 h

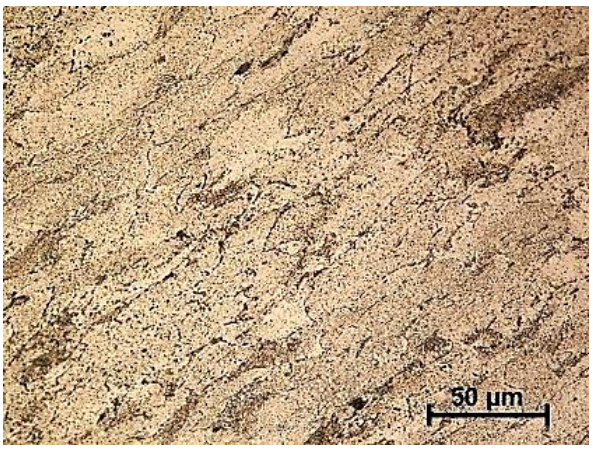
Obr. 5-169 Vzorek 580°C - 140 MPa - 89 h, LM



Obr. 5-170 Vzorek 580°C - 140 MPa - 89 h, LM, v blízkosti lomu

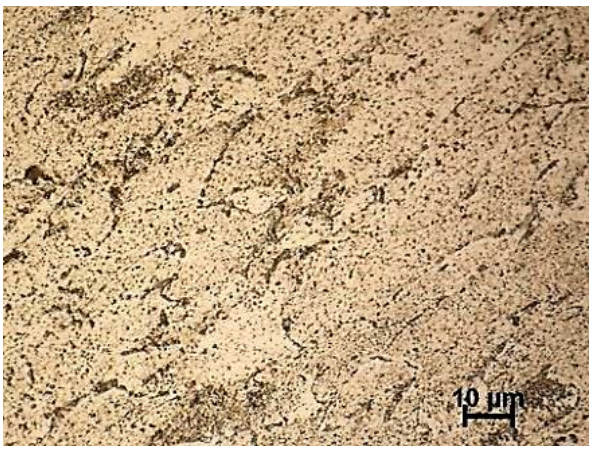


Obr. 5-171 Vzorek 580°C - 140 MPa - 89 h, LM



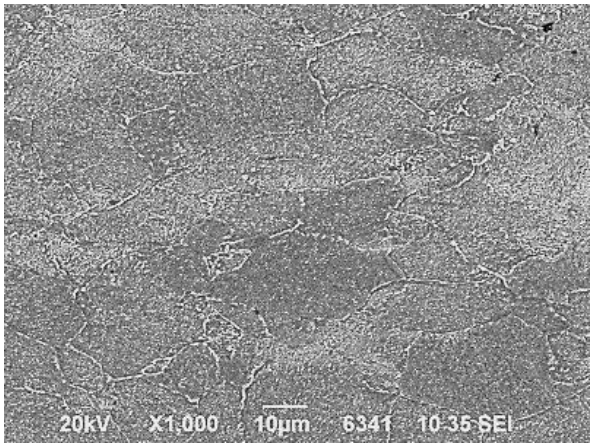
Obr. 5-172 Vzorek 580°C - 140 MPa - 89 h, LM, v blízkosti lomu

Obr. 5-173 Vzorek 580°C - 140 MPa - 89 h, LM

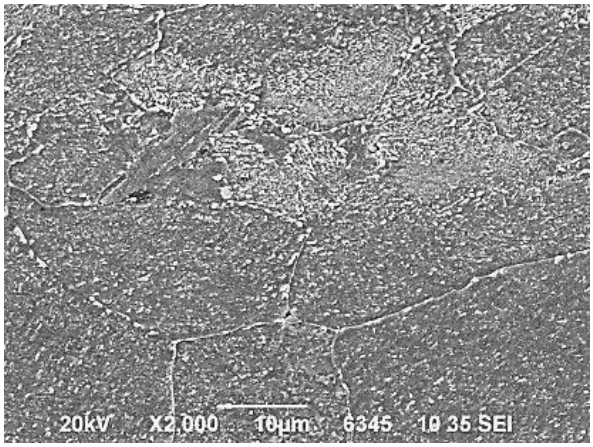


Obr. 5-174 Vzorek 580°C - 140 MPa - 89 h, LM, v blízkosti lomu

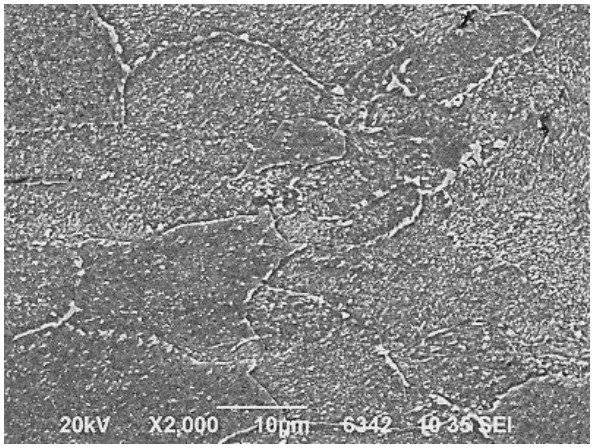
Tento vzorek je tvořen relativně homogenní mikrostrukturou podobnou vzorku 580 °C – 120 MPa – 312 h. Na obrázku Obr. 5-183 je zachycena kavita mezi třemi zrny u částice. Z této lokality bylo také orientačně stanoveno i chemické složení mikroobjemů metodou ED mikroanalýzy na Obr. 5-18 a Obr. 5-20.



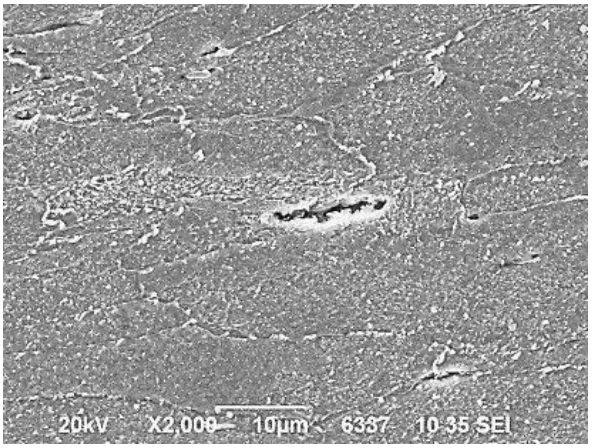
Obr. 5-175 Vzorek 580°C - 140 MPa - 89 h, SEM



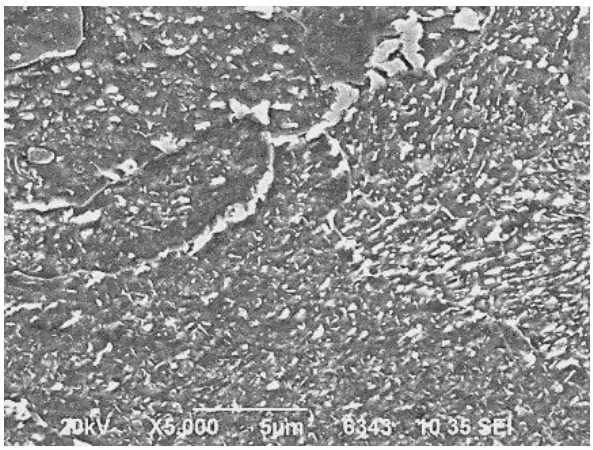
Obr. 5-176 Vzorek 580°C - 140 MPa - 89 h, SEM



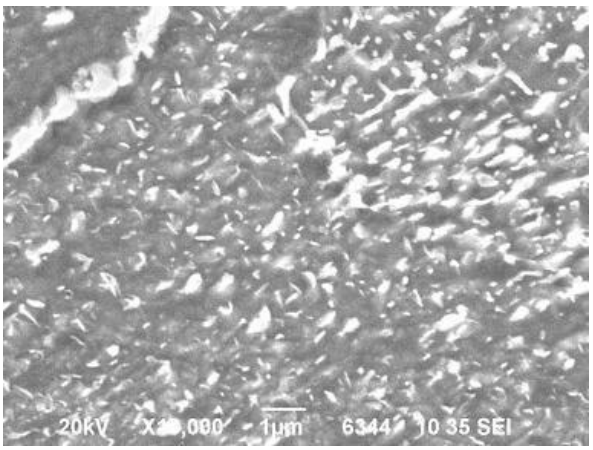
Obr. 5-177 Vzorek 580°C - 140 MPa - 89 h, SEM



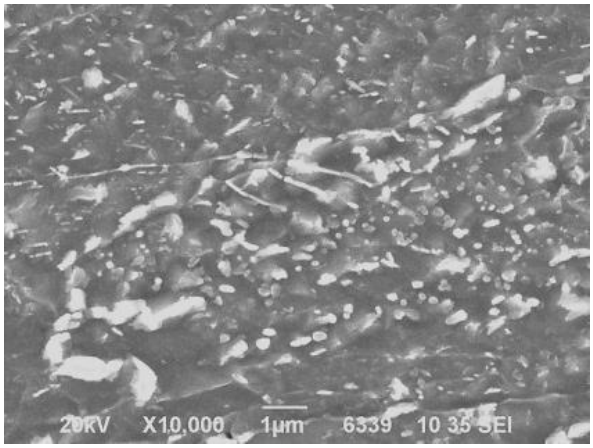
Obr. 5-178 Vzorek 580°C - 140 MPa - 89 h, SEM



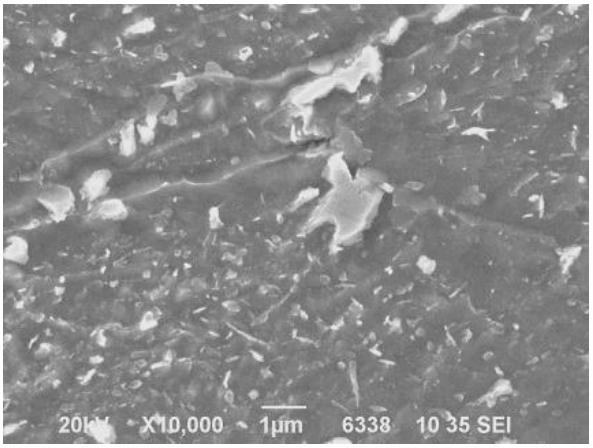
Obr. 5-179 Vzorek 580°C - 140 MPa - 89 h, SEM



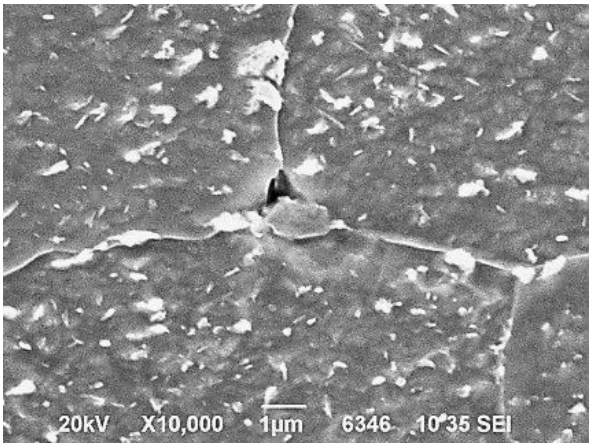
Obr. 5-180 Vzorek 580°C - 140 MPa - 89 h, SEM



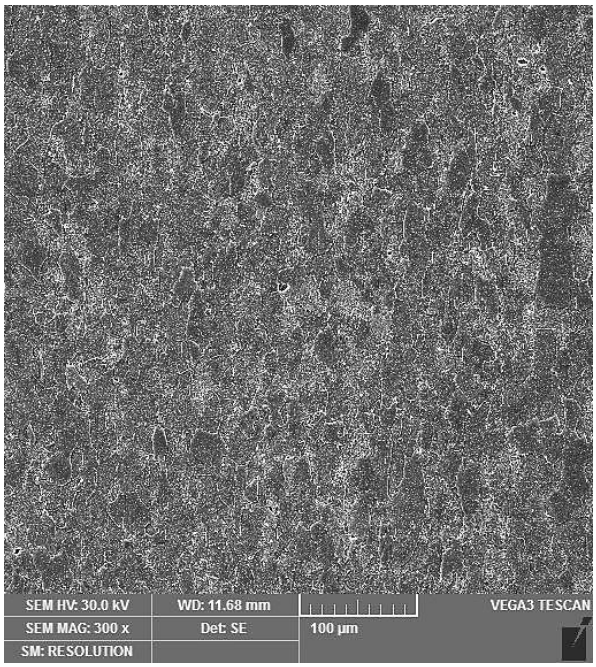
Obr. 5-181 Vzorek 580°C - 140 MPa - 89 h, SEM



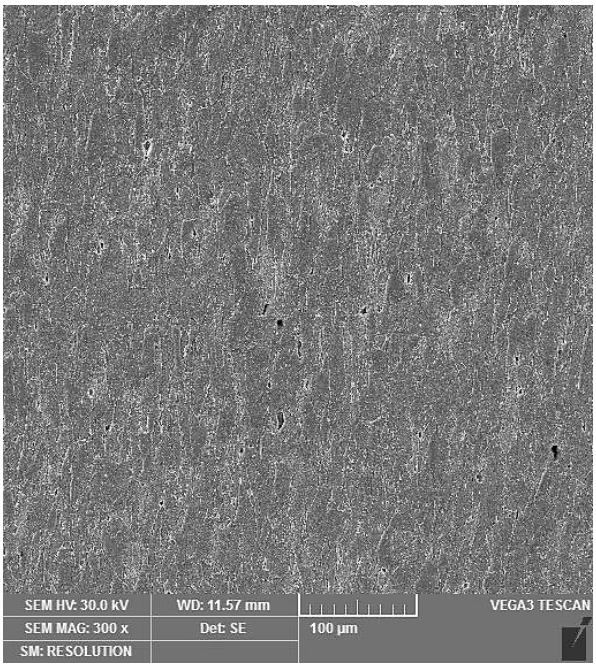
Obr. 5-182 Vzorek 580°C - 140 MPa - 89 h, SEM



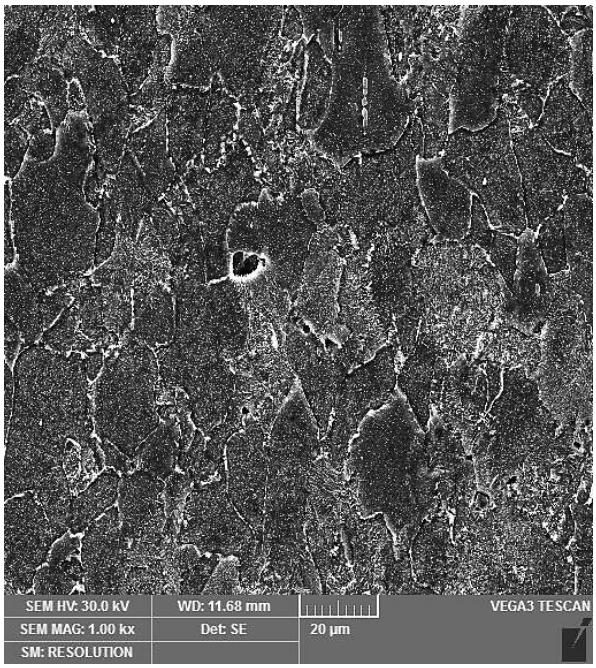
Obr. 5-183 Vzorek 580°C - 140 MPa - 89 h, SEM



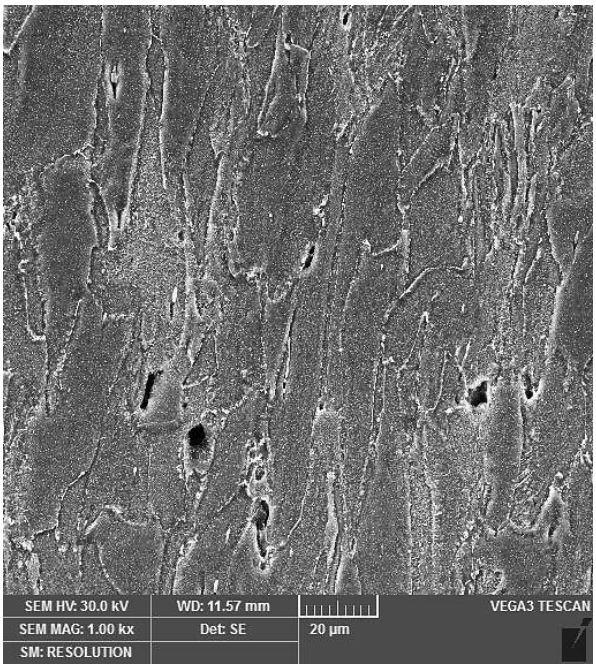
Obr. 5-184 Vzorek 580°C - 140 MPa - 89 h, SEM



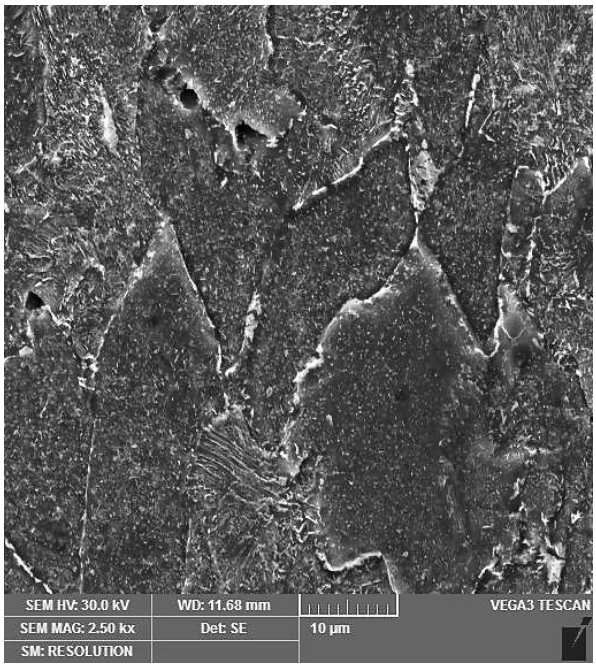
Obr. 5-185 Vzorek 580°C - 140 MPa - 89 h, SEM



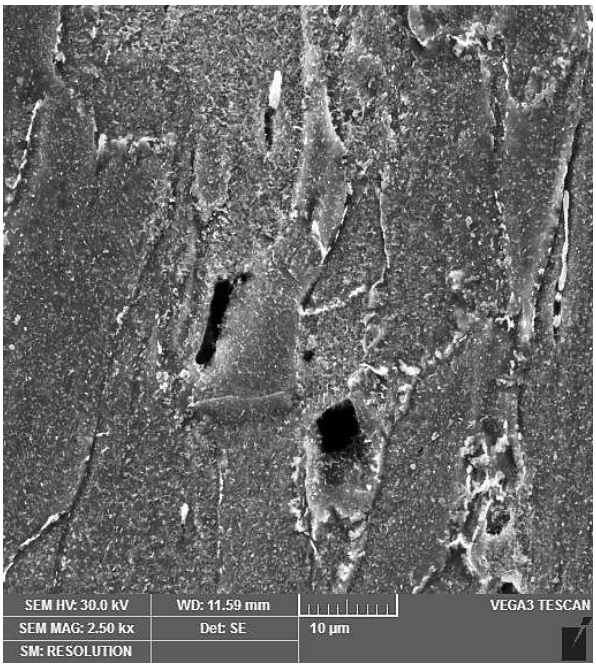
Obr. 5-186 Vzorek 580°C - 140 MPa - 89 h, SEM



Obr. 5-187 Vzorek 580°C - 140 MPa - 89 h, SEM



Obr. 5-188 Vzorek 580°C - 140 MPa - 89 h, SEM

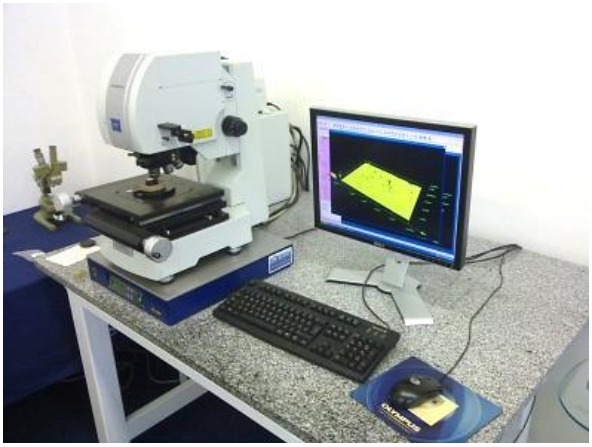


Obr. 5-189 Vzorek 580°C - 140 MPa - 89 h, SEM

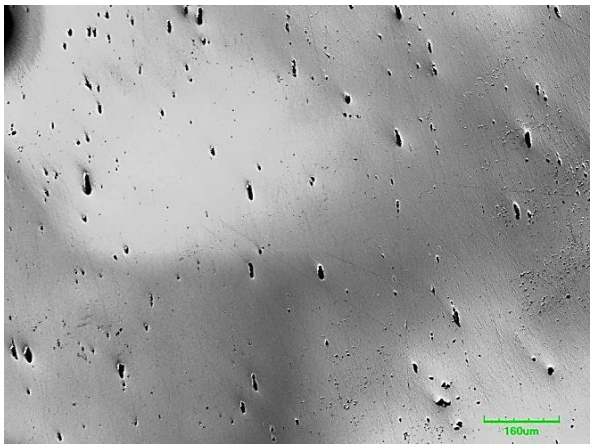
5.11.1. Mapování výskytu kavit

Dílčím cílem práce bylo také zmapování vybraných vzorků po zkoušce tečení na konfokálním mikroskopu. Analýza probíhala na přístroji OLS Lext 6000.

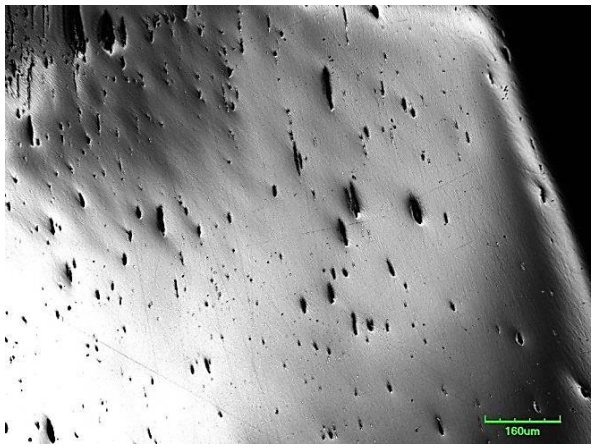
Vzorek po zkoušce tečení s obdelníkovým průřezem byl podélně rozříznut v polovině svojí šířky. Na tomto řezu bylo možné pozorovat výskyt kavit v blízkosti lomu. Cílem byla vizualizace počtu a rozložení přítomných kavit.



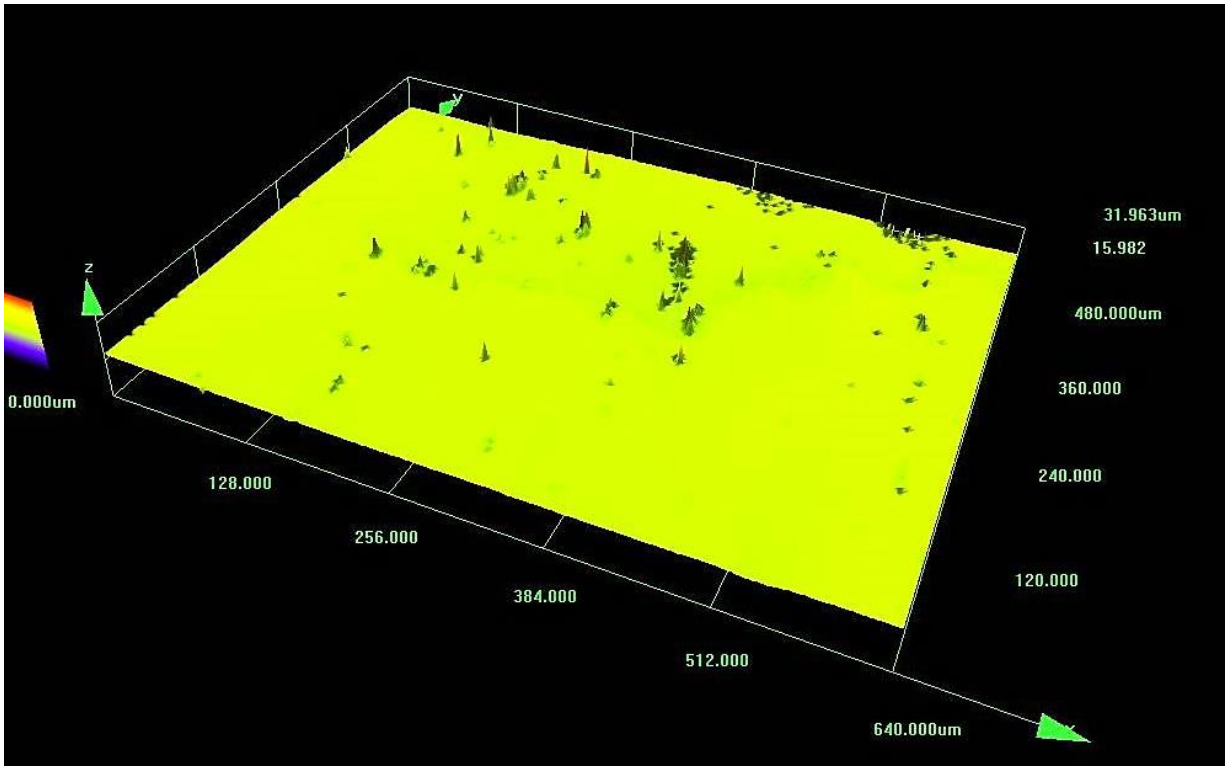
Obr. 5-190 Konfokální mikroskop OLS Lext 6000



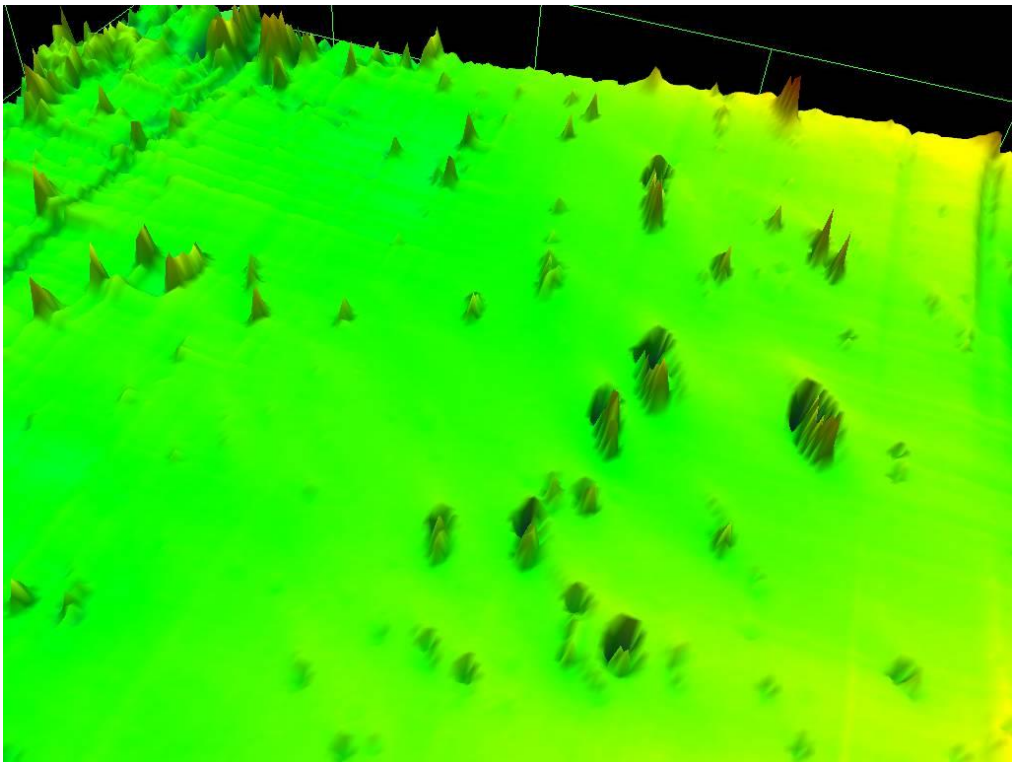
Obr. 5-191 Kavity



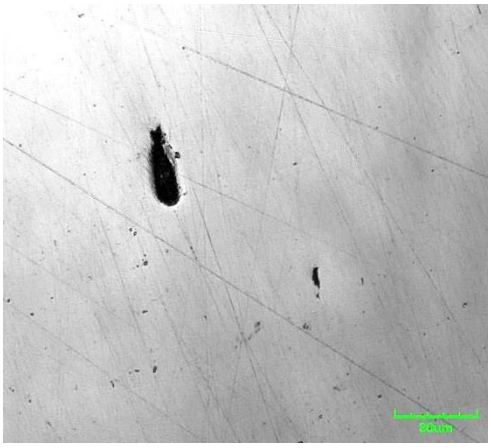
Obr. 5-192 Kavity, zvýšená četnost v blízkosti lomu



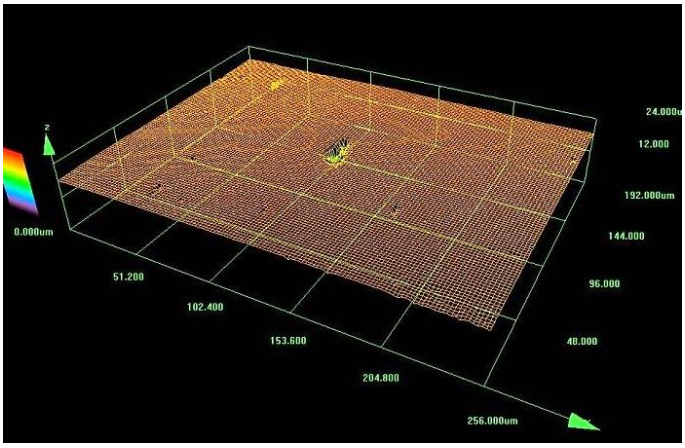
Obr. 5-193 Topografický scan vzorku s kavitami



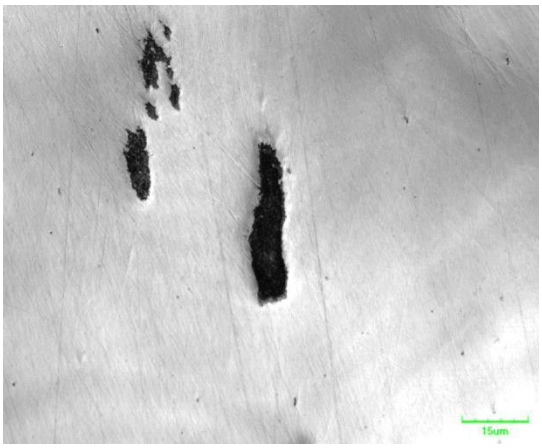
Obr. 5-194 Topografický scan vzorku s kavitami, detail



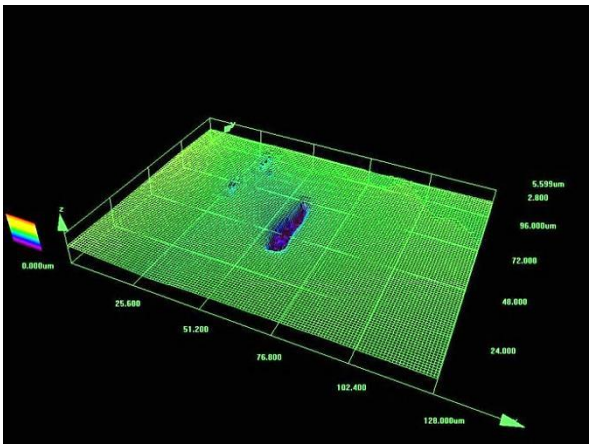
Obr. 5-195 Kavita, neleptaný povrch



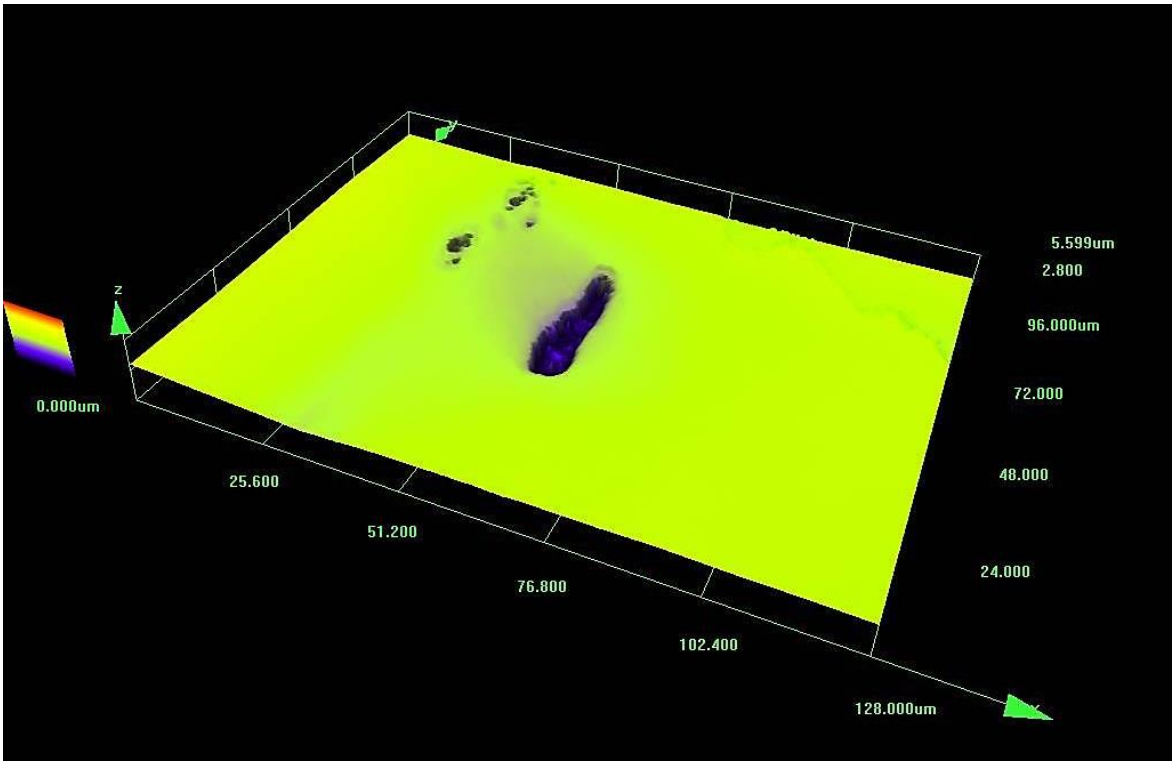
Obr. 5-196 Síťový scan kavity



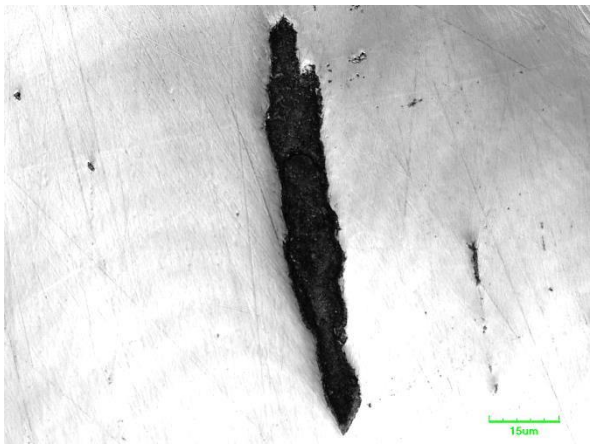
Obr. 5-197 Shluk kavit, neleptaný povrch



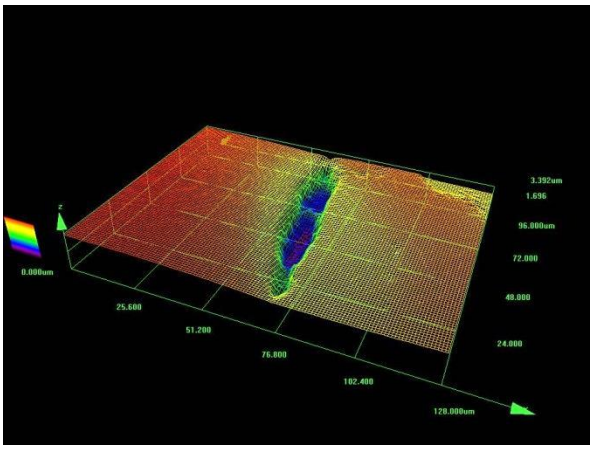
Obr. 5-198 Síťový scan kavit



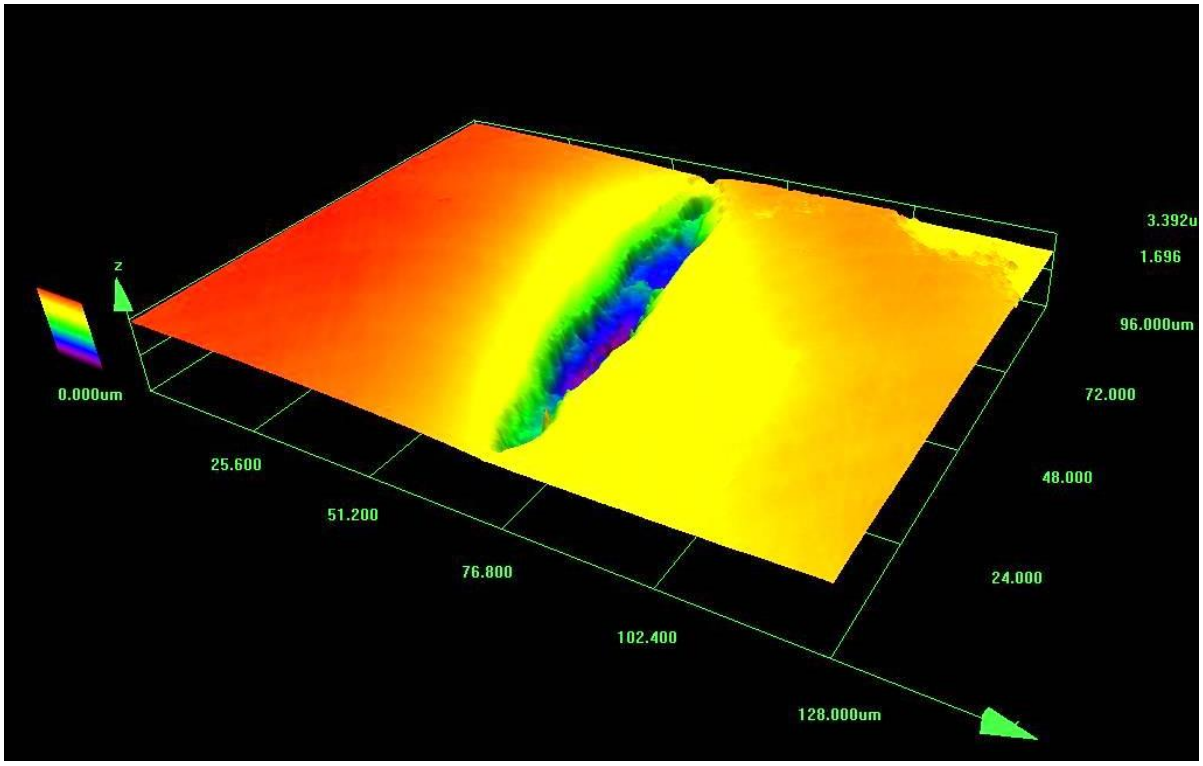
Obr. 5-199 Scan kavit



Obr. 5-200 Detail protáhlé kavity



Obr. 5-201 Síťový scan protáhlé kavity



Obr. 5-202 Scan protáhlé kavity

V této kapitole byl dokumentován tvar a počet kavit ve vzorku po zkouškách tečení. Porovnány byly také vybrané kavity, které byly analyzovány pomocí světelné mikroskopie a následně využitím konfokální mikroskopie, která umožňuje scanovat povrch i uvnitř kavity a tím vytvořit prostorový obrázek. Zde je nutné ovšem vzít v úvahu možnost přítomnosti leštící pasty aplikované při metalografické přípravě vzorku.

5.12. Odhad zbytkové životnosti

Z metalografické analýzy byl hodnocen stav mikrostruktury podle stupnic (Obr. 4-21 a Obr. 4-22). Na základě tohoto hodnocení byla stanovena přibližná zbytková životnost analyzovaného materiálu.

Tab. 5-16 Přehled hodnocení analyzovaných vzorků

Vzorek	Hodnocení degradace vlivem dlouhodobého působení teploty (Obr. 4-22)	Hodnocení degradace podle výskytu kavitačního poškození (Obr. 4-21)	Poměrná vyčerpaná doba životnosti (Tab. 4-4)
Nově vyrobený materiál	I	1	0 až 0,18
Materiál po provozu	IV	2	0,44
80 MPa, 580°C, 2227 h	V	3-4	0,79
90 MPa, 580 °C, 468 h	V	3-4	0,79
120 MPa, 580 °C, 76 h	V	3-4	0,79
120 MPa, 580 °C, 312 h	V	3-4	0,79
140 MPa, 580 °C, 50 h	V	3-4	0,79
140 MPa, 580 °C, 89 h	V	3-4	0,79

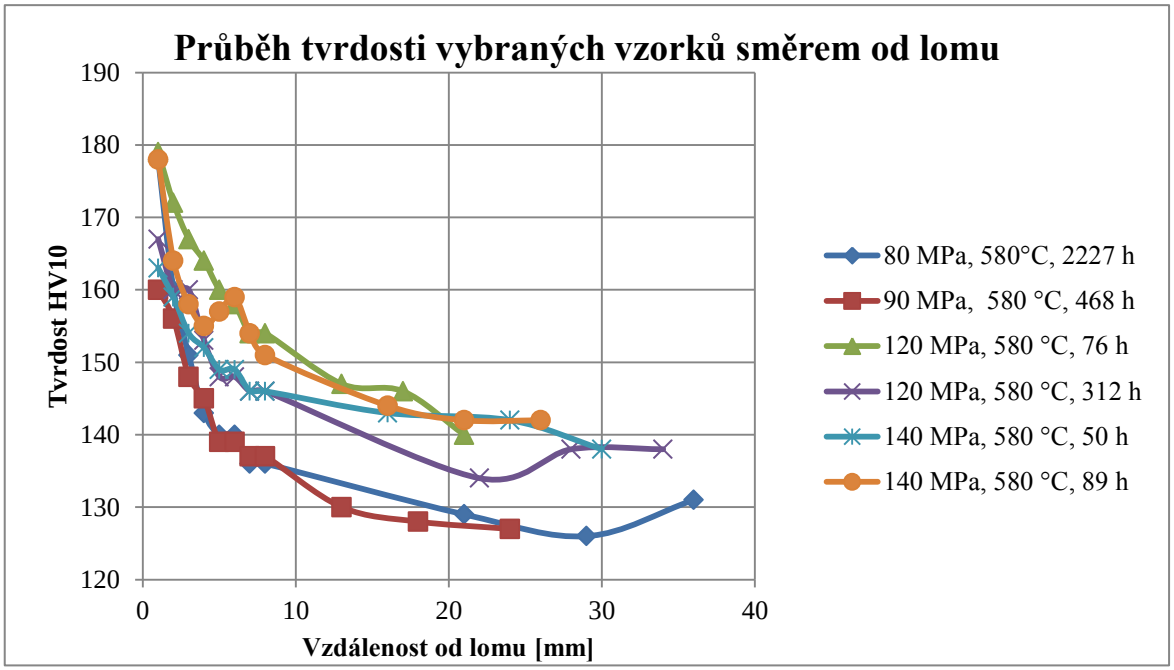
Tabulka Tab. 5-16 shrnuje hodnocení jednotlivých vzorků na základě degradace vlivem dlouhodobého působení teploty a výskytu kavit. Hodnocení bylo provedeno podle stupnic na Obr. 4-21 a Obr. 4-22. Na základě hodnocení degradace podle výskytu kavitačního poškození byla stanovena poměrná vyčerpaná doba životnosti podle Neubauerovy stupnice uvedené v tabulce Tab. 4-4. Pokud budeme brát v úvahu projektovanou životnost kotlových trubek 200 000 provozních hodin, činí zbytková životnost v případě hodnocení materiálu po provozu 13 let. Vzorky po zkoušce tečení odpovídají zbytkové životnosti přibližně 5 let.

5.13. Měření tvrdosti

Tvrdost jednotlivých vzorků byla měřena na stacionárním tvrdoměru zatížením HV 10 u všech vzorků. Tvrdost byla měřena na vzorcích po creepové zkoušce. Zkušební tyče přibližně obdélníkového průřezu byly rozříznuty přibližně v polovině svého průměru a zality do dentakrylu. Měření tvrdosti bylo provedeno po přípravě metalografického vzorku (broušení, leštění) a po důkladném zdokumentování mikrostruktury. Hodnoty tvrdosti byly měřeny vždy směrem od lomové plochy směrem do těla vzorku podél osy. Prvních 8 vtisků bylo provedeno po 1 mm, dále byly měřeny lokality ve větších vzdálenostech od lomu, jelikož se hodnoty tvrdosti dále příliš nelišily. Výstupem tohoto měření jsou přehledné grafy průběhů tvrdosti jednotlivých vzorků.

Tab. 5-17 Výsledky měření tvrdosti HV 10

Vzorek	Vzdál. od lomu [mm]	Tvrdost HV 10	Vzorek	Vzdál. od lomu [mm]	Tvrdost HV 10
80 MPa, 580 °C, 2227 h	1	178	120 MPa, 580 °C, 312 h	1	167
	2	160		2	160
	3	151		3	160
	4	143		4	153
	5	140		5	148
	6	140		6	148
	7	136		7	146
	8	136		8	146
	21	129		22	134
	29	126		28	138
	36	131		34	138
90 MPa, 580 °C, 468 h	1	160	140 MPa, 580 °C, 50 h	1	163
	2	156		2	159
	3	148		3	154
	4	145		4	152
	5	139		5	149
	6	139		6	149
	7	137		7	146
	8	137		8	146
	13	130		16	143
	18	128		24	142
	24	127		30	138
120 MPa, 580 °C, 76 h	1	179	140 MPa, 580 °C, 89 h	1	178
	2	172		2	164
	3	167		3	158
	4	164		4	155
	5	160		5	157
	6	158		6	159
	7	154		7	154
	8	154		8	151
	13	147		16	144
	17	146		21	142
	21	140		26	142



Obr. 5-203 Naměřené hodnoty tvrdosti vzorků v závislosti na vzdálenosti od lomu

Výsledky měření tvrdosti jsou uvedeny v tabulce (Tab. 5-17) a přehledně znázorněny v grafu (Obr. 5-203). Je zde patrný pokles tvrdosti s rostoucí vzdáleností od lomu. V blízkosti lomu byla naměřena tvrdost kolem 170 HV, která u všech vzorků nejvýrazněji klesala do 5 mm od lomu, kde tvrdost dosahovala hodnoty přibližně 150 HV. Dále byl pokles jen pozvolný, tvrdost klesla na dalších 30 mm na hodnotu 135 HV.

Ve vzdálenosti více jak 10 mm od lomu, materiál není již ovlivněn plastickou deformací, při lomovém procesu. Při napětí 80 – 90 MPa a teplotě 580 °C se jeví jako kritický pokles tvrdosti na hodnotu 130 HV a při napětí 120-140 je tato hodnota 145 HV

Naměřená tvrdost materiálu v nově vyrobeném stavu je 127 HV, což je hodnota na úrovni tvrdosti u zkoušených vzorků ve vzdálenosti 20 mm od lomu.

6. Diskuse výsledků

Práce je zaměřena na výzkum vztahu mezi mikrostrukturou a zbytkovou životností dílů energetických zařízení. Nejprve byla provedena literární rešerše zabývající se zbytkovou životností a nejdůležitějšími procesy probíhajícími během degradace nejen energetických materiálů. Jednotlivé mechanismy poškozování byly v rešerši rozebrány. Dále byla pozornost zaměřena na metody inspekce materiálu, které v praxi přispívají k hodnocení životnosti energetických zařízení. Zmíněny jsou také některé nové moderní metody hodnocení, které mohou zavedením do programu běžných kontrol významně přispět k lepším výsledkům hodnocení a tím i k ekonomickým úsporám.

Experimentální část byla zaměřena na materiál kotlových trubek z elektrárny Ghazlan v Saudské Arábii. Jako experimentální materiál byla zvolena ocel SA 213-T22, což odpovídá českému ekvivalentu oceli ČSN 15 313. Jedná se o žáropevnou nízkolegovanou feriticko – perlitickou ocel se zaručeně podmíněnou svařitelností. Tato ocel odolává korozi v prostředí vodní páry do teplot 590 °C. Je hojně využívaná v elektrárnách po celém světě. Cílem bylo porovnání několika metod pro odhad zbytkové životnosti dílů energetických zařízení vyrobených z této oceli. V rámci experimentu byl použit materiál kotlových trubek. Údaje a vlastnosti materiálu SA 213 – T22 jsou přehledně shrnuty v úvodní kapitole experimentální části. Analyzovaný materiál trubek byl již v elektrárně provozován. Pro porovnání byla provedena i analýza materiálu z nově vyrobených kotlových trubek.

Při návrhu experimentu bylo důležité vzít v úvahu provozní podmínky daného dílu, které přímo ovlivňují životnost dílů jednotlivých komponent. Trubka je při provozu namáhána tlakem od proudící páry a vysokou teplotou. Parametry páry jsou 542 °C a 18 MPa. Teplota od hořáků se může lišit v různých lokalitách a může přesahovat uvedenou teplotu páry.

Pro ověření chemického složení byla provedena chemická analýza optickým emisním spektrometrem SPECTRO, Spectrolab LAX X7 v laboratoři. Výsledky měření prokázaly, že se jedná o uvedený experimentální materiál SA 213 – T22. Složení tohoto materiálu se shoduje s normovanými hodnotami. Byla zjištěna pouze malá odchylka v obsahu molybdenu. V normě se uvádí spodní hranice 0,90 hm. %, ale zjištěná hodnota prokázala zastoupení tohoto prvku 0,84 hm. %. Obsah uhlíku činí 0,15 hm. %, chrom je zastoupen s 2,12 hm. %. Výsledky získané v laboratoři pomocí optického emisního spektrometru byly dále konfrontovány s výsledky měření přenosným spektrometrem Oxford X-Met 5000. Důvodem bylo především porovnání přesnosti obou přístrojů z důvodu následného použití v praxi. Povrch trubek byl také před měřením přenosným spektrometrem očištěn pouze bruskou, stejně jako by tomu bylo při kontrole částí energetických zařízení. Z porovnání výsledků měření optickým emisním spektrometrem v laboratoři a výsledků získaných pomocí přenosného spektrometru nejsou patrné výraznější odchylky chemického složení. Bylo zjištěno, že analýza pomocí přenosného spektrometru může v provozu bez problémů zastoupit laboratorní měření, pro které by byl nutný odběr a příprava vhodného vzorku. Tato analýza byla doplněna měřením složení mikroobjemů metodou ED mikroanalýzy, kdy byla pozornost zaměřena na neobvyklé lokality v mikrostruktuře. Ze své podstaty tato analýza není vhodná ani použitelná v provozu.

Dokumentován byl také stav povrchu kotlových trubek. Pozorován byl výskyt nežádoucích korozních produktů, které zhoršují schopnost výměny tepla. Stav potrubí odpovídá počtu provozních hodin a byl také zohledněn při výpočtu zbytkové životnosti.

Porovnávány byly také hodnoty získané při tahové zkoušce. Zkouška probíhala jak při pokojové teplotě 20 °C, tak při teplotách zvýšených, a to při 560 °C, 580 °C, 600 °C a 620 °C. Ze získaných mechanických hodnot bylo možné pozorovat zhoršení vlastností

experimentálního materiálu vůči výchozímu. Tento pokles je způsoben dlouhodobou expozicí kotlových trubek v elektrárně, která činí 174 000 provozních hodin (přibližně 20 let). Mechanické hodnoty dosahovaly přibližně 80 % původních hodnot. Z toho vyplývá nutnost zahrnutí tohoto faktoru do projektu již při návrhu energetického zařízení a pravidelné kontroly během provozu při odstávkách.

Jednou ze stěžejních částí této práce byl výpočet zbytkové životnosti experimentálního materiálu pomocí krátkodobých zkoušek tečení, které se pro tento účel běžně využívají. V creepových standech bylo založeno celkem 14 vzorků pro zkoušky tečení. Velikost těchto zkušebních těles je normalizována, jedná se o standardní vzorky o délce 126 mm, šířce hlav 32 mm a šířce těla vzorku 8 mm. Vzorky byly vystaveny tahovému napětí od 70 MPa do 140 MPa a teplotě 580 °C. Tyto podmínky byly voleny s ohledem na získání výsledků v dostatečně krátkém čase. Ze získaných výsledků bylo možné proložit creepovou křivku a následně byla vypočítána hodnota Larson-Millerova parametru. Z této hodnoty byla podle Larson-Millerovy rovnice vyjádřena zbytková životnost. Pro určení zbytkové životnosti bylo také nutné znát podmínky provozu kotlových trubek – teplotu a napětí – a vhodně zvolit příslušný bezpečnostní koeficient. Právě volba bezpečnostního koeficientu významně ovlivňuje výsledky výpočtu zbytkové životnosti. Proto byly v práci vypočteny hodnoty zbytkové životnosti pro různé úrovně bezpečnosti a výsledky porovnány v grafu. Vypočtená doba je pro plnou bezpečnost 3 roky, pro provozní bezpečnost je tato hodnota 7 let. Bez zahrnutí bezpečnostního koeficientu je zbytková životnost 33 let.

Pro porovnání byly také provedeny small punch creep testy. Tato nově vyvíjená metoda hodnocení životnosti materiálu má výhodu především díky nenáročnosti na objem materiálu, ze kterého jsou následně vyráběny vzorky. Ty mají průměr 8 mm tloušťku 0,5 mm. Do takovýchto vzorků je definovanou silou vtlačována keramická kulička o určitém průměru při působení teploty (v tomto případě 580 °C). Měří se doba do porušení vzorku. Pro tuto zkoušku bylo vyrobeno celkem 9 vzorků. Kulička byla vtlačována silou v rozmezí od 250 N do 800 N. Doby do lomu těchto vzorků, se pohybovaly od 7 hodin při 800 N do přibližně 8 měsíců při 250 N. Markantní zvýšení doby do lomu bylo pozorováno u vzorku se zatížením 300 N. V případě vzorku se zatížením 350 N byla zjištěná doba do lomu 720 hodin, u vzorku zatíženého 300 N byla doba do lomu čtyřnásobně vyšší a to 3053 hodin.

Takto získané výsledky bylo třeba porovnat s výsledky získanými zkouškami tečení. Při zobrazení výsledků zkoušek tečení a výsledků metody small punch test v grafu závislosti napětí (síla) – Larson-Millerův parametr, se předpokládal podobný průběh křivky, což se také v rámci experimentu potvrdilo. Aby bylo možné výsledky small punch creep testu interpretovat stejně jako výsledky zkoušek tečení, je nutné znát korelační parametr. Podle definovaného vztahu byl v určitých bodech tento korelační parametr pro daný experimentální materiál SA213-T22 vypočítán. Jeho hodnota je 2,1. Díky znalosti tohoto experimentálně ověřeného parametru, je možné s určitou přesností stanovit zbytkovou životnost u tohoto materiálu při budoucích měřeních na základě provedených small punch creep testů.

Po provedení zkoušek tečení a zkoušek tahem při zvýšené teplotě byly provedeny také analýzy lomů na vybraných vzorcích. Použity byly techniky konfokální mikroskopie a řádkovací elektronové mikroskopie. K porušení docházelo v obou případech transkrystalickým tvárným porušením. Povrch lomové plochy byl po zkouškách vlivem teploty zoxidován. Nebyla zjištěna přítomnost žádných vad ani defektů, které by ovlivňovaly zkoušky žárupevnosti.

Metalografická analýza byla provedena na již provozovaném experimentálním materiálu a také na materiálu po provedených zkouškách tečení. Pro porovnání byla provedena analýza také na materiálu SA213 – T22 bez expozice. Jednotlivé vzorky byly

pozorovány světelným mikroskopem, řádkovacím elektronovým mikroskopem a také konfokálním mikroskopem. Byla také srovnána kvalita otisku mikrostruktury s laboratorně připraveným vzorkem. Metoda otisku mikrostruktury, nazývaná také jako metoda metalografických replik, se běžně používá přímo na elektrárnách bez nutnosti destrukce kontrolované součásti. Mikrostruktura byla analyzována na příčných a podélných řezech kotlových trubek. Ve výchozím stavu je mikrostruktura tvořena směsí feritu a perlitu. Zjištěna byla určitá míra oduhličení jak na vnitřním, tak i vnějším povrchu potrubí s vyřádkováním mikrostruktury po tváření při výrobě trubek. Mikrostruktura byla tvořena feritem a rozpadlým perlitem. Karbidy byly rovnoměrně rozmístěné v zrnech. V určitých lokalitách docházelo k soustředění karbidů na hranicích jednotlivých zrn. Bylo také možné pozorovat místa původně přítomného perlitu, kde perlitické nodule vlivem provozu (zatížení a vysoká teplota) sferoidizovaly. Při uvažované životnosti 200 000 hodin zbytková životnost zjištěná na základě stavu struktry materiálu odpovídá 112 000 hodin (přibližně 13 let).

Mikrostruktura vzorků analyzovaných po zkouškách tečení byla tvořena také feritem a rozpadlým perlitem. Pozorován byl poněkud větší výskyt karbidického síťoví po hranicích zrn. V mikrostruktuře byly patrné kavity, které se spojovaly v mikrotrhliny především v oblastech v blízkosti lomu. Spojování kavit probíhalo ve směru působení napětí během creepové zkoušky. Karbidy byly přítomny jak na hranicích, tak i disperzně rozmístěny uvnitř jednotlivých zrn. Lokálně byl pozorován výskyt hrubších karbidických částic.

Pomocí konfokálního mikroskopu byl zmapován výskyt kavit u zvoleného vzorku. Pořízeny byly topografické scany povrchu analyzovaných neleptaných vzorků. Vybrané kavity byly dokumentovány pomocí světelné mikroskopie a zároveň byl proveden topografický scan konfokálním mikroskopem na stejných lokalitách. Výskyt kavit byl mapován především v oblasti lomu. Tato metoda umožnuje provést detailní analýzu kavity a výsledky přehledně vizualizovat do topografického scanu. Je nutné vzít v úvahu možnost vniku leštící pasty do jednotlivých kavit.

Mikrostruktura byla ve všech případech tvořena feritem a rozpadlým perlitem. Výskyt a rozmístění karbidů bylo závislé na stupni degradace. Výskyt kavit byl častý především ve vzorcích po zkouškách tečení v lokalitách blízkých lomu creepového vzorku. Bylo také provedeno mapování kavit pomocí konfokálního mikroskopu. Na základě takto provedené analýzy byla mikrostruktura hodnocena podle Neubauerovy degradační stupnice. Mikrostruktura byla hodnocena podle rozmístění a velikosti karbidických fází a také podle výskytu kavit ve vzorcích.

Exploatací v průběhu creepových zkoušek byla zbytková životnost materiálu, stanovovaná ze stavu struktury, zkrácená na 42 000 hodin tj. 4,8 roku.

Tvrdost byla měřena na vzorcích po zkouškách tečení. Mapován byl průběh tvrdosti ve směru od lomu creepového vzorku. V oblasti lomu byla měřena tvrdost po 1 mm pro zjištění změny tvrdosti. V oblastech vzdálenějších, kde se tvrdost již výrazně neměnila, probíhalo měření v delších úsecích. Nejvyšší tvrdost byla naměřena v blízkosti lomu creepového vzorku a činila kolem 170 HV. Nejvýraznější pokles této hodnoty tvrdosti byl do vzdálenosti 5 mm od lomu, kde hodnota tvrdosti dosahovala přibližně 150 HV. Při dalším zvyšování vzdálenosti byl pokles tvrdosti pozvolný. Ve vzdálenosti 30 mm byla naměřena hodnota tvrdosti 135 HV

7. Závěr

Práce zpracovaná v oboru Materiálové inženýrství a strojírenská metalurgie se zabývá studiem mikrostruktury materiálu kotlových trubek SA 213-T22, jeho hodnocením a vztahem ke zbytkové životnosti těchto komponent. Jedná se o materiál, který se v elektrárnách běžně využívá. Předkládaná práce se zabývá především hodnocením mikrostruktury v kontextu s vypočítanou zbytkovou životností. Řešená problematika je však značně rozsáhlá. Pro posouzení komplexní metodiky a vhodnosti použití daných analýz na konkrétních dílech energetických zařízení by bylo vhodné přispění výsledků širšího kolektivu řešitelů různých institucí.

Rešeršní část je rozdělena na teoretickou část zabývající se zbytkovou životností a degradací materiálu, kde jsou blíže popsány nejvýznamnější formy poškozování a jejich podstata. Dále je uvedena část podávající stručný přehled o nedestruktivních resp. semidestruktivních metodách inspekce materiálu. Tyto metody v dnešní době nabývají na významu. Z literární rešerše vyplývá, že doposud není zcela objasněn vztah mezi mikrostrukturou materiálu a zbytkovou životností v důsledku degradace za působení relativně vysoké teploty a napětí. Metody hodnocení mikrostrukturních vlastností je vhodné doplňovat o výsledky dalších analýz a inspekčních metod. Tímto způsobem je možné dojít ke komplexnímu pohledu na problematiku hodnocení zbytkové životnosti.

V současné době je v celosvětovém měřítku stále nejrozšířenější technika hodnocení zbytkové životnosti na základě zkoušek žáropevnosti. I přes svoji relativní přesnost a zejména bohaté zkušenosti při hodnocení různých typů materiálů, zůstávají její zásadní nevýhodou podstatně vyšší náklady, které je nutné vynaložit na vyřezání dostatečného objemu zkoumaného materiálu. K tomu se mohou vázat náklady související s dobou odstávky energetického zařízení a také náklady na opravu po vyřezání materiálu určeného k výrobě vzorků vhodných pro zkoušky tečení.

Mezi parametry ovlivňující zejména ekonomickou stránku metod hodnocení životnosti patří zejména nutnost odstávky zařízení po dobu nezbytně nutnou k provedení defektoskopických šetření a materiálových analýz. Pro snížení doby odstávky, a tím i ekonomických ztrát, je nutné zabývat se možnostmi hodnocení materiálu především pomocí nedestruktivních a semidestruktivních technik. Mezi tyto metody jsou zahrnuty také způsoby hodnocení pomocí metalografických replik, či zavedení nové metody small punch creep test.

Cílem disertační práce bylo poskytnout nový pohled na možnosti hodnocení zbytkové životnosti jednotlivých komponent elektráren. V této práci byl použit již zmíněný materiál kotlových trubek, které byly provozovány na elektrárně Ghazlan v Saudské Arábii. Jedná se o nízkolegovanou ocel SA 213-T22 (ocel ČSN 15 313) s mezí pevnosti 480 až 650 MPa.

Chemické složení experimentálního materiálu bylo ověřeno optickým emisním spektrometrem. Výsledky této analýzy byly porovnány s výsledky získanými pomocí přenosného spektrometru z důvodu aplikovatelnosti v provozu. Bylo zjištěno, že výsledky měření se výrazně neliší a tudíž je možné využití této metody při odstávkách energetických zařízení v praxi.

Zkouškou tahem za zvýšených teplot byl zjištěn pokles mechanických hodnot provozovaného materiálu.

Zbytková životnost byla hodnocena různými metodami a výsledky byly následně srovnávány. Použity byly metody predikce životnosti na základě zkoušek tečení, kde byla životnost vypočítána dle Larson-Millerova vztahu. Tato metoda by v budoucnosti mohla najít zastoupení v small punch creep testu, za předpokladu nemožnosti odběru většího množství

materiálu na zkoušky z testovaných částí a také za předpokladu vytvoření databáze výsledků a korelací pro jednotlivé materiály. Porovnáním výsledků obou metod byl zjištěn pro ocel SA213-T22 korelační parametr 2,1. Dále byla pozorována mikrostruktura v jednotlivých fázích životnosti materiálu pomocí světelného mikroskopu, řádkovacího elektronového mikroskopu a konfokálního mikroskopu. Byl analyzován nový materiál před uvedením do provozu, provozovaný materiál a následně materiál u konce své životnosti. Toto bylo simulováno pomocí zrychlených zkoušek tečení. Změny mikrostruktury byly pozorovány v degradaci ostrůvků lamelárního perlitu, v rozložení částic jednotlivých karbidů v mikrostruktuře a také ve výskytu kavit především na hranicích zrn. Výskyt kavit byl dokumentován za pomoci konfokálního mikroskopu. Pro zmapování stavu materiálu vzorků po zkouškách tečení bylo provedeno také měření tvrdosti.

Zkouškami tečení byla zjištěna zbytková životnost při plné bezpečnosti 3 roky. Vypočítaná životnost je 33 let bez započtení bezpečnostního faktoru. Metodou hodnocení mikrostruktury bylo zjištěno poměrné vyčerpání projektované životnosti 44 %. Při uvažování původně plánované životnosti 200 000 hodin, činí zbytková životnost ještě přibližně 13 let. Tato metoda ovšem poskytuje relativně hrubé odhady. Nicméně je patrné, že u obou metod došlo k řádové shodě zbytkové životnosti na úrovni 10^1 let. Určitý rozptyl zjištěných výsledků ukazuje, že ke stanovení zbytkové životnosti je vhodné a potřebné používat celý soubor výsledků jednotlivých metod pro komplexní pohled. Obě metody zjišťování zbytkové životnosti ukazují, že minimální životnost sledovaného zařízení je na úrovni 3 let provozu, a poté je nutná další kontrola, dokumentující aktuální stav materiálu.

V dalším výzkumu je třeba se zaměřit na zpřesňování výsledků uvedených diagnostických metod a doplnit je dalšími inspekčními metodami pro přesnější odhad zbytkové životnosti kritických energetických zařízení. V současné době je mimořádně aktuální zavádění metody small punch creep testů jako náhrady za standardní creepové testy. Praktické uplatnění této metody je však podmíněno znalostí korelačních koeficientů pro daný materiál.

8. Seznam použité literatury

[1] MATOCHA, Karel, FILIP, Miroslav, PURMENSKÝ, Jaroslav. *Hodnocení aktuálních křehkolomových vlastností energetických zařízení pomocí penetračních testů*. Koroze a ochrana materiálu. 2007, s. 59-63. ISBN 51(3) 59-63.

[2] BHADESHIA, H. K. D. H.: *Design of ferritic creep-resistant steels*, ISIJ International, Vol. 41 (2001) 626 – 640.

[3] AINSWORTH, R. A., HALES, R., BUDDEN, P. J., MARTIN, D. C.: *An Assessment Procedure for the High Temperature Response of Structures*, Issue 2, Revision 2, Nuclear Electric, 1968.

[4] SKLENIČKA, V., FOLLDYNA, V.: *Acta Technika ČSAV*, 1990, No. 4, p. 495.

[5] PTÁČEK, L. a kol. *Nauka o materiálu I+II*, Akademické nakladatelství CERM, s.r.o. ISBN: 80-7204-283-1, Brno 2003.

[6] POLUSHKIN, E. P., *Příčiny a odstraňování vad kovů*, SNTL, Praha 1963

[7] SCULLY, J., C.: *The Fundamentals of Corrosion, Pergamon Press*, Oxford, New York, Toronto, Syndey, Braunschweig 1975, ISBN: 008 018081 7.

[8] IBLER, Z. a kol.: *Technický průvodce – Energetika*, Nakladatelství BEN – technická literatura, ISBN 80-7300-026-1, Praha 2002.

[9] AKIMOV, G., V.: *Theorie a zkušební methody korose kovů*, SNTL, Praha 1953.

[10] BENEŠ, A. a kol., *Technický průvodce 47 - Kovové materiály, vlastnosti a použití*, SNTL, Praha 1968.

[11] MATYÁŠ, M.: Povrchová *oxidace kovů a slitin v plynném prostředí*, Praha, NČSAV 1958.

[12] GRÖBNER, P.: *Koroze ocelí a litin v plynném prostředí za vysokých teplot*, Praha, SNTL 1964.

[13] PANTĚLEJEV, L.: *Únava kovových materiálů*.

[14] KLESNIL, M., LUKÁŠ, P.: *Únava kovových materiálů při mechanickém namáhání*, Academia, Praha 1975, ISBN: 21-079-75.

[15] PLUHAŘ, J. a kol.: *Nauka o materiálech*, SNTL 1989.

[16] MENTL, V.: *Integrity inspection assessment and life-time extension report* VYZ/TZ53/001/2007, Škoda Výzkum s.r.o., Plzeň 2007.

[17] YOKOBORI, T.: *A New Fracture Mechanics Parameter For The Prediction of High Temperature Creep Crack Growth Rate*, Sborník Mezní stavy a spolehlivost mechanických systémů, SNTL, Brno 1980

[18] MENTL, V.: *Degradační pochody a životnost*, Plzeň 2008.

[19] FIALA, J., KRAUS, I., *Povrchy a rozhraní*, ČVUT, Praha 2009.

[20] RYŠ, P, CENEK, M., MAZANEC, K., HRBEK, A.: *Nauka o materiálu I*, Academia, Praha, ISBN:509-21-857, 1975.

[21] KOPEC, B. *Nedestruktivní zkoušení materiálů a konstrukcí*, Cerm, Brno 2008, ISBN 978-80-7204-591-4.

[22] MÍŠEK, B., PTÁČEK, L.: *Zkoušení materiálů a výrobků bez porušení*, SNTL, 1973,

ISBN: 04-228-73.

[23] MATOUŠEK, BLAHŮŠEK, ZAVADIL: *Skripta odborného kvalifikačního oborového kurzu 1. stupně dle EN 473, označení UT1/07/05*, Plzeň 2007.

[24] Internetová stránka: http://www.vscht.cz/met/stranky/vyuka/labcv/labor/fm_metalografie_1/teorie.htm, převzato 24. 11. 2011.

[25] STRÁNSKÝ, D.: *Repetorium z metalografické techniky, příloha ke sborníku Školení metalografie*, Český Krumlov, 1985.

[26] KOC, J.: *Nedestruktivní kontrola mikrostruktury, Výzkumná zpráva VYZ 0785/05*, Škoda Výzkum, Plzeň 2005.

[27] SOLAR, L.: Pracovní postup POS-AZL/15-52/013: *Nedestruktivní zkouška mikrostruktury (technika metalografických replik)*, ČSN EN ISO/IEC 17025, VZÚ Plzeň s.r.o., Plzeň 2011.

[28] LAMARRE, A., DUBÉ, N., CIORAU, P., *Feasibility study of ultrasonic inspection using phased array of ABB L-0 blade root - Part 1 -5-th EPRI Workshop for Steam Turbine and Generators*, Florida, July 1997.

[29] CIORAU, P., et.al.:*In-situ examination of ABB L-0 blade roots and rotor steeple of low pressure steam turbine, using phased array technology. Proof of principle results,* 6-th EPRI Workshop Steam Turbine / Generators - St. Louis, August 1999.

[30] CIORAU, P., MACGILIVRAY, D., HANSON, R.: *Recent applications of Phased Array Inspection for Turbine Components-7-th EPRI Steam Turbine and Generator Conference*,Nashville, August 2003.

[31] MERIGA, K., GRATTAROLA, M., MESSOLORAS, S., GUALCO, C., HOFMANN, M.: *Residual Stress Measurements In Mo/CuCrZr Tiles Using Neutron Diffraction,* 1st Intenational Conference on New materials for Extreme Environments, ISBN: 978-3-908454-01-4, San Sebastia (SP), 2008.

[32] BUNDA Z.: *Ultrazvukové sondy EMAT využívající povrchové vlny pro měření napětí v materiálu*, Technologická zpráva VYZ/TGZ 52/3/2009, Škoda výzkum s.r.o., v rámci projektu MPO č. FT-TA2-019 "Výzkum a vývoj nových diagnostických systemů pro hodnocení životnosti turbín", Plzeň brazen 2009.

[33] ASTM E837-08 *Standard Test Method for Hole-Drilling Strain Gage Method,* Amer. Soc. for Testing and Materials, 2008.

[34] BOHDAN, P., HOLÝ, S., JANKOVEC, P., JAROŠ, P., VÁCLAVÍK, J., WEINBERG, O.: *Residual stress measurement using ring-core method*., Sb. konference EAN 2008, Horní Bečva červen 2008.

[35] VÁCLAVÍK, J., BOHDAN, P., HOLÝ, S., WEINBERG, O.: *Residual stress evaluation according ASTM E 837-08 revision.* Sb. konference EAN 2009, Sychrov 2009.

[36] BUNDA, Z., VÁCLAVÍK, J., BOHDAN, P., WEINBERG, O.: *Metody měření zbytkového napětí se zaměřením na energetické strojírenství*, Sborník konference Zvyšování životnosti komponent energetických zařízení v elektrárnách 2009, Srní 2009.

[37] JAMES, M., LU, J., ROY, G.: *Handbook of measurement of residual stresses.* SEM, Fairmont Press, INC., 1996, ISBN 0-88173-229-X.

[38] ŠTEMBERK, J., KOC, J.: *Měření vnitřních napětí ultrazvukem,* Výzkumná zpráva VYZ 0964/06, ŠKODA VÝZKUM s.r.o., Plzeň, 1996.

[39] DOIG, A.: Military Metallurgy, Department of Materials and Medical Sciences, Cranfeld University, Shrivenham (UK), ISBN 1-86125-061-4, 1998.

[40] NEUBAUER, B., WEDEL, V.: *ASME Int. Conference on Advances in Life prediction Methods,* ASME, New York, 1983, p. 353.

[41] JOAS, H. D.: *Creep strain measuring of operating structural components usig the TCR - Method*, EUROMAT 2005, Praha, 2005, poster C44-99.

[42] NEEDHAM, N. G., CANE, B. J: *Int. Conference on Advances in Life Prediction Methods*. ASME, New York, 1983, p. 65.

[43] CARRUTHERS, R. B., DAVE, R. V.: *The spheroisidation of some ferritic superheater steels*, CEGB Report No. NER/SSD/M/83/0349, 1968.

[44] COADE, R. W.: *Temperature determination based on microstructural changes occuring in 1%Cr-0,5%Mo steel SECV Report SO/85/87*, Victoria, Australia, 1985.

[45] MILICKA K., DOBEŠ F.: *Small punch testing of a magnesium alloy and its composite*, 10th European Konference on Composite Materials (ECCM-10), Brugge, Belgium 2002.

[46] PURMENSKÝ, J., KUPKA, V.: *Hutnické listy 7-8*, s. 65, 1993.

[47] EVANS, H. E.: *Mechanisms of creep fracture*, Elsevier Applied science, Barking, UK, 1984.

[48] RIEDL, H.:*Fracture at High Temperatures, Springer*, Berlin, 1987.

[49] DYSON, B. F.:*Physically-Based Model sof Metal Creep for Use in Engineering Design*, Proc. Ashby Symposium, AIME TMS 1988.

[50] NEUBAUER, B.: *Proc. Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures*, p. 1217, Pineridge Press, Swansea, UK, The Institute of Metals, London, April 1984.

[51] KASL, J., JANDOVÁ, D., *Feritické oceli pro výrobu energetických zařízení a metody hodnocení jejich degradace*, *Výzkumná zpráva VYZ 1160/2008*, Škoda Výzkum s.r.o, Plzeň 2008.

[52] BICEGO, V.: *Suggested parts to be put in the ECCC WG1.1 report on miniature creep testing*, CESI, 2003.

[53] KUBOŇ, Z.: *Small sampling test Metod*, Vítkovice-Research and Development Ltd., 2005

[54] SAWADA, K., KUSCHIMA, H., TABUCHI, M., KIMURA, K.: *Microstructural Changes of T91 Steel During Creep Under Low Stress*, konference Materials for Advanced Power Engineering 2010, Liege, ISBN: 978-3-89336-685-9, 2010.

[55] PANAIT, C., GOURGES-LORENZON, A.-F., BESSON, J., FUCHSMANN, A., BENDICK, W., GABREL, J., PIETTE, M.: *Long-Term Aging Effect on the Creep Strenght of the T92 Steel*, konference Materials for Advanced Power Engineering 2010, Liege, ISBN: 978-3-89336-685-9, 2010.

[56] PÍŠEK, F.: *Nauka o materiálu II/1*, 1959.

[57] KRUTINA J.: *Sbírka vzorců z pružnosti a pevnosti*, 1972.

[58] ON 131010, úč. od 1.5.81, *Výpočet pevnosti trubek.*

[59] VOLÁK, J.: *Využití klasických a netradičních mechanických vlastností při hodnocení zbytkové životnosti energetických zařízení*, Diplomová práce, ZČU Plzeň, 2008.

[60] HURST, R., MATOCHA, K.: *Where are we now with the European Code of Practise for Small Punch Testing*, konference Determination of mechanical properties of materials by small punch and other miniature testing techniques, Ostrava 2012, ISBN: 978-80-260-0079-2.

[61] MENTL, V.: *Integrity inspection assessment and life-time extension report, boiler No. 63, SWCC AL Jubail Power Plant*, Technická zpráva VYZ/TZ 53/001/2007, Škoda Výzkum s.r.o., Plzeň, 2007.

[62] HALD, J.: *Steel Research Journal 67*, 396-374, 1996

[63] CIPOLLA, L., GIANFRANCESCO, A., VENDITTI, D., CUMINO, G., CAMINADA, S.: *Microstructural Evolution during Long Term Creep Tests of 9 % Cr Steel Grades*, konference ASME Pressure Vessels and Piping Conference – 8th International Conference on Creep and Fatigue at Elevated Temperatures – Creep8, San Antonio, Texas, USA, 2007

[64] CIPOLLA, L., CAMINADA, S., VENDITTI, D., DANIELSEN, H. K., GIANFRANCESCO, A.: *Microstructural Evolution of ASTM P91 After 100,000 Hours Exposure at 550 °C and 600 °C*, 9th Liege Conference: Materials for Advanced Power Engineering 2010, Liege, ISBN: 978-3-89336-685-9, 2010.

[65] MASUYAMA, F.: History of Power Plants and Progress in Heat Resistant Steels, ISIJ International 612-625, 2001.

[66] SHIBUYA, M., TODA, Y., SAWADA, K., KUSCHIMA, H., KIMURA, K.: *Effects of Nickel and Cobalt Addition on Creep Strenght and Microstructure of The Precipitation-Strenghtened 15Cr Ferritic Steels*, konference Materials for Advanced Power Engineering 2010, Liege, ISBN: 978-3-89336-685-9, 2010.

[67] GOTO, T.: *Creep and fracture of engineering materials and structures*, B. Wilshire et al. Eds., Pineridge Press, p. 1135, IOM, Swansea, 1984,.

[68] VOJTĚCH, D.: *Materiály a jejich mezní stavy*,VŠCHT Praha, ISBN 978-80-7080-741-5, Praha 2010.

[69] *Katalog přídavných svařovacích materiálů*, Esab Vamberk, s.r.o., Vamberk 2011.

[70] AMBICA BOILER*: High Pressure FCB Boiler,* http://www.ambicaboilers.com/fbc-boilers.html, převzato 4. 9. 2012

[71] KOUTSKÝ, J.: *Materiály tepelně – energetických zařízení*, ZČU v Plzni, 1991

[72] Norma ČSN 41 5313, Ocel 15 313 Cr-Mo

[73] *Stahlschlüssel-Taschenbuch, Wissenwertes über Stähle*, Verlag Stahlschlüssel Wegst GmbH, Marbach 2007, ISBN-10: 3-922 599-22-2

[74] JANDOVÁ, D., KASL, J., KANTA, V.*: Long-term creep testing and microstructure evaluation of P91 steel weld joints*, konference Baltica VII, Life Management and Maintenance for Power Plants, Helsinki, Stockholm, ISBN: 987-951-38-6315-9, 2007.

[75] KREMER, R., OBROUČKA, K.: *Ohřev kovů*, SNTL, Praha 1974,

ISBN: 04-401-74.

[76] Návod k obsluze k přístroji Spectrolab LAX X7

[77] KOUTSKÝ, J., EMINGER, Z.: *Současné problémy strojírenské metalurgie*, Sborník prací výzkumného a zkušebního ústavu v Plzni, Plzeň 1965, ISBN: 06-066-65.

[78] TAPSELL, H., J.: *Creep of metals,* Oxford university press London, 1931

[79] HOLMSTRÖM, S., AUEKARI, P., HOLDSWORTH, S.: *Predicting creep strain response from rupture data and a robust creep curve model*, konference Baltica VII, Life Management and Maintenance for Power Plants, Helsinki, Stockholm, ISBN: 987-951-38-6315-9, 2007.

[80] PÍŠEK, F.: *Nauka o materiálu*, 1959.

[81] KRUTINA, J.: *Sbírka vzorců z pružnosti a pevnosti*, 1972.

[82] KASL, J. VOLÁK, J. *Boiler Tube Failure Analysis and Assessment of Tube Remaining Life*, VYZ/TZ 52/196/2010, Plzeň, 2010.

[83] BULLENS, D., K.: *Steel and its heat treatment*, New York 1944

[84] Norma ČSN EN ISO 643 *Ocel – Mikrografické stanovení velikosti zrn*, 2003

9. Seznam publikací

[1] BUNDA, Z.: *Navařování korozivzdorných tvrdonávarů pro rotační díly plunžrů hydraulických lisů*, Soutěžní přehlídka studentských a doktorských prací FST 2007, ISBN 978-80-7043-544-1, Plzeň 24. duben 2007.

[2] BUNDA, Z., ŠTARMAN, S., ŠTEMBERK, J.: *Aplikace ultrazvukového měření vnitřního pnutí na exponovaných částech energetických zařízení*, Výzkumná zpráva VYZ 1159/2008, Škoda výzkum s.r.o., v rámci projektu MPO č. FT-TA2-019 "Výzkum a vývoj nových diagnostických systemů pro hodnocení životnosti turbín", Plzeň 2008.

[3] BUNDA, Z., KOC, J.: *Endoskopická kontrola potrubí mazacího oleje bloku C elektrárny Tušimice*, Technická zpráva VYZ/TZ 52/24/2009, Škoda výzkum s.r.o., Plzeň 2009

[4] NETRVALOVÁ, M.; BUNDA, Z.; KŘENEK, T.; DUCHEK, P.: *Využití e-learningu jako podpory cvičení z chemie pro strojaře*. /In/ ERIE (Efficiency and Responsibility in Education) Czech University of Life Sciences Prague 2009, ISBN 978-80-213-1938-7, Praha 11.-12. červen 2009.

[5] BUNDA Z.: *Ultrazvukové sondy EMAT využívající povrchové vlny pro měření napětí v materiálu*, Technologická zpráva VYZ/TGZ 52/3/2009, Škoda výzkum s.r.o., v rámci projektu MPO č. FT-TA2-019 "Výzkum a vývoj nových diagnostických systemů pro hodnocení životnosti turbín", Plzeň brazen 2009.

[6] BOHDAN, P., BUNDA, Z., VÁCLAVÍK, J., WEINBERG, O.: *Metody měření zbytkového napětí se zaměřením na energetické strojírenství*. /In/ Zvyšování životnosti komponent energetických zařízení v elektrárnách, ISBN 978-80-7043-827-5, Srní 13.-15. říjen 2009.

[7] BUNDA, Z., POLACH, P. a kol.: *Výzkum provozní degradace perspektivních konstrukčních materiálů*, Výzkumná zpráva VYZ 1204/2009, Škoda výzkum, v rámci výzkumného záměru MSM 4771868401, Plzeň 2009

[8] BUNDA, Z.: *Moderní ultrazvukové metody se zaměřením na měření zbytkových napětí*, Výzkumná zpráva VYZ 1233/2009, Škoda výzkum s.r.o., Plzeň 2009

[9] AUGUSTIN, L., BUNDA, Z., ČERNÝ, J., SOLAR, L.: *Diagnostická kontrola vybraných částí turbiny TG-2 v Teplárně Strakonice a.s.*, Technická zpráva Škoda výzkum s.r.o. VYZ/TZ 52/01/2010, Strakonice, Plzeň 2010

[10] BUNDA, Z., VOLÁK, J.: *Comparison of microstructure of selected materials for power producing industry equipments before and after performed creep tests*, Metal 2010, ISBN 978-80-87294-15-4, Rožnov pod Radhoštěm 18.-.20. květen 2010.

[11] BUNDA, Z., VOLÁK, J.: *Porovnání mikrostruktury vybraných materiálů pro energetiku s výsledky zkoušek tečení*, Zvyšování životnosti komponent energetických zařízení v elektrárnách, Sborník z 5. konference, ISBN 978-80-7043-931-9, Srní 19.-21. říjen 2010.

[12] BUNDA, Z., VOLÁK, J.: *Assessment of tube remaining life*, Lokálne mechanické vlastnosti 2010, Smolenice (SK) 10.-13. listopad 2010

[13] BUNDA, Z., VOLÁK, J.: *Metody hodnocení životnosti energetických komponent*, článek v časopise All for Power č. 4/2011, ISSN 1802-8535, Plzeň, duben 2011

[14] BUNDA, Z., VOLÁK, J.: *Improvement in rest residual lifetime evaluation*, Metal 2011, ISBN 978-80-87294-22-2, Ostrava 18.-20. květen 2011.

[15] BUNDA, Z., VOLÁK, J.: *Analýza prasklého potrubí a možnosti zlepšení v posuzování zbytkové životnosti*, Přínos metalografie pro řešení výrobních problémů, ISBN 978-80-01-04822-1, Lázně Libverda 14.-16. červen 2011.

[16] BUNDA, Z., KOC, J.: *Replica testing of selected parts of boiler and turbine CTM2 at Cetnral Termica Mejillones Power Plant*, Technická zpráva VZÚ Plzeň s.r.o. VYZ/TZ 52/305/2011, Mejillones (Chile), Plzeň 2011

[17] BUNDA Z., VOLÁK, J.: *Nové metody hodnocení životnosti energetických komponent*, Zvyšování životnosti komponent energetických zařízení v elektrárnách, Sborník z 6. konference, ISBN 978-80-261-0031-7, Srní 18.-20. říjen 2011.

[18] BUNDA, Z., VOLÁK, J.: *Nedestruktivní hodnocení materiálu energetických komponent*, Defektoskopie 2011 – NDE for safety, ISBN 978-80-214-4358-7, Ostrava 9.-11. listopad 2011

[19] BUNDA, Z.: *Těleso ložiska – svařenec*, projekt vypracovaný v rámci plnění podmínek pro získání kvalifikace „mezinárodní svářečský inženýr“ (IWE), Plzeň květen 2012

[20] BUNDA, Z., KASL J, VOLÁK, J.: *Evaluation of residual lifetime of power plant parts*, Metal 2012, ISBN 978-80-87294-29-1, Brno 23. – 25. květen 2012

[21] BUNDA Z., KASL, J., VOLÁK, J.: *Odhad zbytkové životnosti materiálu kotlových trubek*, Zvyšování životnosti komponent energetických zařízení v elektrárnách, Sborník ze 7. konference, ISBN 978-80-261-0156-6, Srní 18. - 20. říjen 2011.

[22] BOHDAN, P., BUNDA, Z., VÁCLAVÍK, J., WEINBERG, O.: *Aplikace vybraných metod pro měření zbytkového napětí*, Defektoskopie 2012 – NDE for safety, Seč, 30.říjen - 1. listopad 2012.

[23] BUNDA, Z., HORÁK, V., CHMELÍČEK, M.: *Diagnostické metody používané pro hodnocení zařízení klasických a jaderných elektráren*, Výzkumná zpráva VZÚ Plzeň s.r.o. VYZ 1395/11, Plzeň prosinec 2011.

[24] BUNDA, Z., KOC, J.: *Nondestructive microstructure investigation and defectoscopic inspection of turbine TG 5, Kolubara Power Plant, Serbia*, Technická zpráva VZÚ Plzeň s.r.o. VYZ/TZ 52/432/2012, Kolubara (Srbsko), Plzeň, červen 2012

[25] BUNDA, Z.: *Ověření využitelnosti ultrazvukových technik TOFD a Phased Array se zaměřením na detekci kavit a mikrotrhlin*, Technická zpráva VZÚ Plzeň s.r.o. VYZ/TZ 52/664/12, Plzeň prosinec 2012.

[26] BUNDA, Z., CHMELÍČEK M., KASL, J., KOC, J.: *Hodnocení současného stavu řízení životnosti turbogenerátorů JE Temelín*, Inventura dokumentu ČEZ_TST_0040r00 – Program řízení životnosti turbíny, zpráva VZÚ Plzeň s.r.o. VYZ 52-339-12, Plzeň prosinec 2012.

[27] BUNDA, Z., SOLAR, L.: *Kontrola mikrostruktury metodou replik na ohybu parovodu kotle K-1 elektrárny Chvaletice*, Technická zpráva VZÚ Plzeň s.r.o. VYZ/TZ 52/13/024, Ostrava, Plzeň 10. květen 2013

[28] BUNDA, Z., CHVOSTOVÁ, E., VOLÁK, J.: *Comparison of results correlations of the steels P91, P92 and 15 313 after creep SP test*, Metal 2013, ISBN 978-80-87294-39-0, Brno 15. – 17. květen 2013.

[29] BUNDA, Z., CHVOSTOVÁ, E., VOLÁK, J.: *Assessment of remaining lifetime of the boiler tube and microstructure analysis*, Baltica 2013, Helsinki (FIN) 11. – 13. červen 2013.

[30] BUNDA, Z., MENTL, V., VOLÁK, J.: *Comparison of P92 steel fatigue test results in relation to specimen size and manufacturing,* ASME 2013 Pressure Vessels and Piping Conference, Paris 14. – 18. červenec 2013.