



VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ

BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY

FAKULTA CHEMICKÁ

FACULTY OF CHEMISTRY

ÚSTAV CHEMIE MATERIÁLŮ

INSTITUTE OF MATERIALS SCIENCE

**VLIV ANTIKOROZNÍ POVRCHOVÉ ÚPRAVY OCELOVÉ VÝZTUŽE
NA VLASTNOSTI ULTRAVYSOKOHODNOTNÉHO
CEMENTOVÉHO KOMPOZITU**

INFLUENCE OF ANTICORROSIVE SURFACE TREATMENT OF STEEL REINFORCEMENT FIBERS ON THE PROPERTIES
OF ULTRAHIGH-PERFORMANCE CEMENT COMPOSITE

DIPLOMOVÁ PRÁCE

MASTER'S THESIS

AUTOR PRÁCE

AUTHOR

Bc. Luboš Bocian

VEDOUCÍ PRÁCE

SUPERVISOR

Ing. Radoslav Novotný, Ph.D.

BRNO 2022

Zadání diplomové práce

Číslo práce: FCH-DIP1738/2021 Akademický rok: 2021/22
Ústav: Ústav chemie materiálů
Student: **Bc. Luboš Bocian**
Studijní program: Chemie, technologie a vlastnosti materiálů
Studijní obor: Chemie, technologie a vlastnosti materiálů
Vedoucí práce: **Ing. Radoslav Novotný, Ph.D.**

Název diplomové práce:

Vliv antikorozní povrchové úpravy ocelové výztuže na vlastnosti ultravysokohodnotného cementového kompozitu

Zadání diplomové práce:

- 1) Literární rešerše
- 2) Analýza povrchové úpravy komerčně dostupných ocelových vláken
- 3) Navrhnout způsob odstranění povrchové úpravy vláken
- 4) Připravit cementový kompozit s vlákny bez a s povrchovou úpravou
- 5) Otestovat odolnost cementového kompozitu
- 6) U vybraného vzorku stanovit a porovnat chování při penetraci vysokorychlostního projektilu s referenčním vzorkem

Termín odevzdání diplomové práce: 13.5.2022:

Diplomová práce se odevzdává v děkanem stanoveném počtu exemplářů na sekretariát ústavu. Toto zadání je součástí diplomové práce.

Bc. Luboš Bocian
student

Ing. Radoslav Novotný, Ph.D.
vedoucí práce

doc. Ing. František Šoukal, Ph.D.
vedoucí ústavu

V Brně dne 1.2.2022

prof. Ing. Michal Veselý, CSc.
děkan

ABSTRAKT

Tato práce byla věnována charakterizaci povrchové vrstvy mosazi přítomné na komerčně dostupných ocelových mikrovlákněch. Následně se tato práce věnovala odstranění této povrchové vrstvy mosazi. Navíc se tato práce věnovala výzkumu vlivu přítomnosti mosazi na komerčně dostupných ocelových mikrovlákněch na mechanické a balistické vlastnosti RPC. Byla také věnována pozornost, jak přítomnost vrstvy mosazi ovlivňuje rozhraní mezi matricí a vybranými ocelovými mikrovlákněmi.

Bylo zjištěno, že povrchová vrstva mosazi na komerčně dostupných ocelových mikrovlákněch je nerovnoměrná, a vyplňuje rýhy na vlákne pod ní. Dále bylo zjištěno, že k odstranění této povrchové vrstvy lze s úspěchem využít především konc. HNO_3 a směs NH_3 a H_2O_2 v objemovém poměru 3 : 1. Vlákna upravená v konc. HNO_3 však jeví korozi. Pevnost v tahu ohybem u kompozitu s vlákny upravenými ve směsi NH_3 a H_2O_2 je vyšší oproti kompozitu s pomosazenými ocelovými mikrovlákněmi po 28 a 95 dnech. Pevnost v tlaku po 28 a 95 dnech nejvíce u žádného z kompozitů s upravenými ocelovými mikrovlákněmi znatelný pokles nebo nárůst. Kompozit s vlákny upravenými ve směsi NH_3 a H_2O_2 jeví oproti referenčnímu kompozitu s pomosazenými ocelovými mikrovlákněmi lehce lepší balistickou odolnost. V rámci analýzy výbrusů vybraných kompozitů na SEM nebylo odhaleno pronikání složek mosazi do matrice na rozhraní matrice a vlákna.

ABSTRACT

This thesis characterized surface layer of brass on commercially available steel microfibers. Subsequently, it was studied how to remove this surface layer of brass off these microfibers. Additionally, this thesis investigated influence of removal of brass surface layer on mechanical and ballistic properties of RPC composites. It was also studied how previously mentioned surface layer of brass influences interface between steel microfibers and matrix.

It was found out that the surface layer of brass on commercially available steel microfibers is uneven and that the brass fills scratches present on steel underneath the surface layer of brass. It was also found out that conc. HNO_3 and mixture of NH_3 and H_2O_2 in volume proportion of 3 : 1 can be used to remove the surface layer of brass. The only thing to consider is that steel microfibers from conc. HNO_3 corrode. Flexural strength of composite made with fibers from mixture of NH_3 and H_2O_2 is higher than flexural strength of composite made with commercially available steel microfibers with surface layer of brass after 28 and 95 days. Compression strength wasn't significantly affected in any composite used in this thesis after 28 and 95 days. Composite made with fibers from mixture of NH_3 and H_2O_2 showed slightly better ballistic resistance than composite made with commercially available steel microfibers with surface layer of brass. In terms of SEM analysis of interface between matrix and steel fibers of certain composite, it was found out that there was no evidence of infiltration of components of brass into matrix.

KLÍČOVÁ SLOVA

Mosaz, odzinkování mosazi, pevnost v tlaku, pevnost v tahu ohybem, hloubka penetrace, balistická odolnost, cementové kompozity z reaktivních práškových surovin,

KEY WORDS

Brass, dezincification of brass, compression strength, flexural strength, depth of penetration ballistic resistance, reactive powder concrete,

BOCIAN, Luboš. Vliv antikorozní povrchové úpravy ocelové výztuže na vlastnosti vysokohodnotného cementového kompozitu. Brno, 2022. Dostupné také z: <https://www.vutbr.cz/studenti/zav-prace/detail/138116>. Diplomová práce. Vysoké učení technické v Brně, Fakulta chemická, Ústav chemie materiálů. Vedoucí práce Radoslav Novotný.

Prohlášení

Prohlašuji, že jsem diplomovou práci vypracoval samostatně a že všechny použité literární zdroje jsem správně a úplně citoval. Diplomová práce je z hlediska obsahu majetkem Fakulty chemické VUT v Brně a může být využita ke komerčním účelům jen se souhlasem vedoucího diplomové práce a děkana FCH VUT.

.....
podpis studenta

Poděkování

Tímto bych chtěl poděkovat svému vedoucímu diplomové práce Ing. Radoslavu Novotnému, Ph.D. za čas, který mi obětoval při konzultacích, ochotu, předané vědomosti a přípravu zkušebních těles pro balistické testy. Také bych rád poděkoval Ing. Matěji Březinovi, Ph.D. za praktické rady, obětovaný čas při konzultaci týkající se odstranění povrchové úpravy ocelových vláken a čas strávený nad EDS analýzami. Za čas obětovaný EDS analýzám děkuji i Ing. Jakubu Palovčíkovi. Veliké díky náleží také Ing. Janu Koplíkovi, Ph.D. za analýzy na XRF přístroji a doc. Ing. Františku Šoukalovi, Ph.D. za SEM analýzu průřezů jednotlivých kompozitů.

Obsah

1	ÚVOD	6
2	TEORETICKÁ ČÁST	7
2.1	Ocelová vlákna	7
2.1.1	Pokovování ocelových vláken	7
2.1.2	Chemie a chemická odolnost železa a uhlíkové oceli	8
2.1.3	Chemie a chemická odolnost mědi, zinku a mosazi	10
2.1.4	Koroze ocelové výztuže v betonu	13
2.1.5	Koroze pozinkované výztuže v betonu	14
2.1.6	Soudržnost a koroze ocelových vláken v UHPC	19
2.1.7	Povrchové úpravy pomosazených ocelových vláken	21
2.2	Balistické chování betonů	24
2.2.1	Balistická odolnost UHPC	26
2.3	Cementové kompozity z reaktivních práškových surovin	27
2.3.1	Složení RPC	27
2.3.2	Mechanické vlastnosti UHPC	29
3	EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST	31
3.1	Úprava ocelových vláken	31
3.1.1	Prvotní pokusy úpravy ocelových vláken	31
3.1.2	Zkumavkové pokusy	32
3.1.3	Úprava vláken pro výrobu zkušebních těles	32
3.2	Analýza pomocí SEM, XRF a optické mikroskopie	33
3.3	Příprava zkušebních těles	33
3.3.1	Příprava zkušebních těles pro testy mechanických vlastností	33
3.3.2	Příprava zkušebních těles pro testy balistických vlastností	34
3.4	Test pevnosti v tahu ohybem	35
3.5	Test pevnosti v tlaku	35
3.6	Testy balistických vlastností	36
4	VÝSLEDKY A DISKUZE	37
4.1	Analýza povrchu pomosazených ocelových mikrovláken	37
4.2	Výsledky prvotních pokusů úpravy ocelových vláken	39
4.3	Mechanické a ostatní zjišťované vlastnosti RPC kompozitů	52
4.4	Analýza výbrusů RPC za pomoci SEM	67
4.5	Balistická odolnost RPC kompozitů s upravenými vlákny	74
5	ZÁVĚR	84
6	REFERENCE	86
7	SEZNAM ZKRATEK	92

1 ÚVOD

Na poli UHPC je jedním z moderních přístupů jejich příprava Cementové kompozity s reaktivních práškových surovin. Ty umožňují přípravu cementových kompozitů s co možná nejvyšší kompaktností matrice, což vede k jejich vynikajícím mechanickým vlastnostem. Krom toho lze tyto UHPC připravit různě náročnými metodami, které vedou k jejich rozličným vlastnostem. To z těchto kompozitů dělá naprosto bezkonkurenční materiály pro širokou škálu využití téměř kdekoliv ve stavebnictví, kde je jejich využití zapotřebí, a kde se to vyplatí i z hlediska ceny. Neméně důležitou proměnou z hlediska mechanických vlastností UHPC je přidavek ocelových vláken. Ten umožňuje, aby se z velmi křehkého materiálu nevhodného z hlediska dynamického namáhání materiál, který bude dynamickému namáhání odolávat velmi dobře [1, 2, 3, 4].

Dostáváme se zároveň k jedné oblasti, ve které lze vysokou cenu ospravedlnit naprostou nutností na spolehlivost materiálu v rámci jeho možností a životnosti. Tou je zejména balistická ochrana strategicky významné infrastruktury, která je vzhledem k momentální turbulentně se měnící bezpečnostní situace ve světě v rámci posledního desetiletí stále důležitější. Přesně v rámci ochrany této infrastruktury lze použít právě UHPC vyztužený ocelovými mikrovláknami. Přídavek ocelových vláken do UHPC totiž vede ke vzniku materiálů v mnohém překonávajících očekávání z hlediska balistických vlastností a odolnosti vůči výbuchu [4].

Jistou neznámou je však vztah mezi mechanickými a balistickými vlastnostmi UHPC vzhledem k povrchové úpravě ocelových vláken. Ocelová mikrovlákná totiž bývají velice často dodávána výrobcem jako pomosazená či pozinkovaná, přičemž právě vliv zinku na soudržnost výztuže s betonem zůstává nadále poměrně neobjasněným tématem. Nejasným je toto téma zejména z hlediska spolehlivosti aplikovatelnosti vytahovacích a korozních testů výztuže na mechanické vlastnosti betonů, neuváděním některých důležitých proměnných v literatuře a špatným nebo žádným prozkoumáním vlivu některých proměnných z hlediska složení betonu. Je navíc nad slunce jasné, že k dalšímu zlepšování vlastností UHPC se naskytá možnost povrchových úprav ocelových vláken jinými než na trhu přítomnými možnostmi [1, 2, 3, 5, 6, 7].

V prvé řadě se tato práce bude zabývat ocelovými mikrovláknami. Krátce bude shrnuta charakteristika těchto vláken a jejich povrchových úprav. Následně budou shrnuty chemické a korozní vlastnosti železa, uhlíkové oceli, mědi a zinku především z hlediska jejich chemické odolnosti. Posléze budou shrnuty informace o chování pozinkované a pomosazené výztuže v betonu. V poslední kapitole týkající se ocelových vláken budou shrnuty momentální poznatky týkající se povrchové úpravy těchto vláken. Následně budou ve dvou větších kapitolách shrnuty poznatky o balistickém a mechanickém chování betonů a UHPC. Následně budou v práci nastíněny experimentální postupy týkající se úprav ocelových vláken, jejich popisu a následné přípravy zkušebních těles pro testy mechanických a balistických vlastností. Ke konci diplomové práce bude popisována úspěšnost navržených povrchových úprav zejména z hlediska odstranění původní pomosazené povrchové úpravy od výrobce. Bude také popsán vztah těchto povrchových úprav k mechanickým a balistickým vlastnostem připravených UHPC.

2 TEORETICKÁ ČÁST

2.1 Ocelová vlákna

Přestože se v rámci betonářské technologie setkáváme s označením ocelová vlákna, tak se jedná o tenké ocelové dráty. Od tradiční výztuže se odlišují zejména průměrem přibližně mezi 0,13 až 25,4 mm (v US literatuře se vychází z palce) pro vlákna s kruhovým průřezem, avšak existují i vlákna jiných typů průřezu [1, 2, 3, 8].

Velká část produkce ocelových drátů je dnes realizována tažením ocelové tyče nebo cívky za studena. To platí i pro dráty do kordů pneumatik. Ještě před samotným tažením jsou však materiály pro výrobu vlákna očištěny. Po očištění jsou výchozí materiály podány do stroje. V něm jsou protahovány skrze otvory, které jsou tvořeny z velmi tvrdého a otěruvzdorného materiálu. Vlákna mohou být během výrobního procesu různě tepelně upravovány. Po procesu tažení mohou být vlákna dále upravována rozličnými postupy. K tomuto patří například jejich povrchová úprava [8].

2.1.1 Pokovování ocelových vláken

Jedná se o jeden typ povrchové úpravy ocelových vláken. K pokovování v rámci betonářské výztuže a ocelových vláken patří žárové i galvanické pozinkování a pomosazování. Žárové pozinkování probíhá tažením ocelového vlákna roztaveným zinkem po temperaci vlákna v lázni před samotným pokovováním. U žárového pozinkování dochází k chemickým reakcím mezi železem a zinkem a tvorbě intermetalických sloučenin [8, 10].

V případě galvanického pozinkování k pokovování dochází elektrolyticky v lázni se solemi zinku. Pomosazování je mu pak velice podobné, akorát při něm vlákna prochází lázní jak se solemi zinku, tak i se solemi mědi. Většina lázní k pomosazení je založená na kyanidech. Jiné lázně se údajně neosvědčily. Za postřeh stojí přídavek amoniaku do lázně ovlivňující obsah zinku v nanášené mosazi. Existuje však i druh elektrolytického pomosazování, při kterém je na vlákno nejprve nanesena měď a poté zinek. K vytvoření mosazi pak dojde žíháním takto pokoveného vlákna. V případě kordů do pneumatik obsahuje mosaz nejčastěji 65-68 % mědi. Jednou z motivací pro pokovování ocelových vláken je samozřejmě odolnost proti korozi, estetické důvody a v případě mosazi přilnavost kordu do pneumatik k pryži [8, 10, 11]. Ilustrativní obrázky některých typů ocelových vláken lze vidět na obrázku 1. Vpravo nahoře na obrázku 1 si pak lze všimnout pomosazených ocelových vláken. Krom toho si lze na obrázku 1 povšimnout pozinkovaných ocelových vláken různých tvarů.

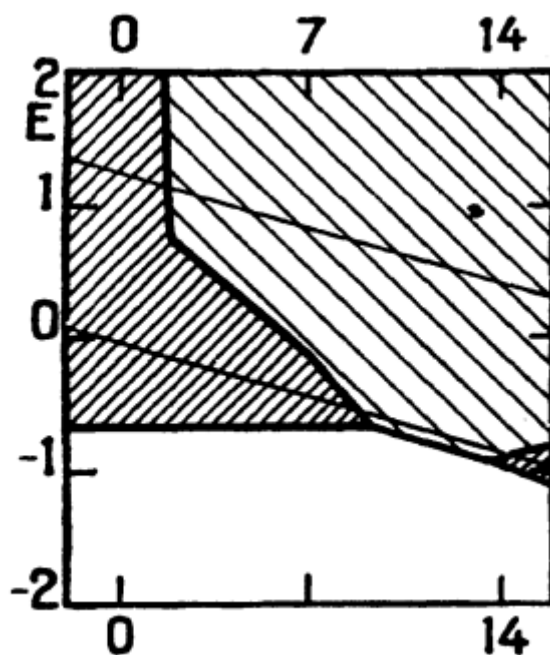


Obrázek 1: Některé typy ocelových vláken [9]

2.1.2 Chemie a chemická odolnost železa a uhlíkové oceli

Železo je v rámci své skupiny Fe, Ru a Os nejreaktivnějším kovem. Je snadno rozpouštěno neoxidujícími kyselinami na Fe^{2+} soli. V případě HCl tedy bude vznikat FeCl_2 , který v roztoku vytváří hydráty světle zelené barvy. V případě oxidujících kyselin jako třeba koncentrované kyseliny dusičné nebo kyseliny chromové je však pasivováno vrstvou oxidu vznikající na povrchu. Tato pasivační vrstva je ale ihned rozpouštěna neoxidujícími kyselinami. Železo se nerozpouští v zásadách. V případě hodnoty pH vyšší než 13 však může docházet ke korozi železa, pokud v roztoku nejsou přítomna oxidační činidla. Železo se také ochotně rozpouští v roztocích, ve kterých jsou přítomny látky tvořící se železem komplexní sloučeniny nebo nerozpustné soli [12, 13, 14].

Na obrázku 2 lze vidět Pourbaixův diagram pro železo při 25 °C. Nešrafovaná oblast znamená imunitu (existenci čistého kovu), šrafování zleva dolů znamená pasivaci a šrafování zprava nahoru znamená rozpouštění. Lze na něm vidět především to, že železo je inaktivní v roztocích přibližných hodnoty pH mezi 9 a 13, kde není pro pasivaci nutné oxidační prostředí. V oblasti pH přibližně pod hodnotou 8 lze ale naopak vytvořením oxidačního prostředí způsobit jeho rozpouštění. To nás zajímá zejména kvůli tomu, že se v případě běžných vodných roztoků železo většinou nalézá v levém „nebezpečném trojúhelníku“. Při zvyšování teplot dochází k posunu oblastí ohraničených pH na diagramu doleva. Pro lepší pochopení a další využití diagramů je nutné říci, že diagramy zohledňují pouze termodynamické hledisko chování kovů v roztoku [14, 15].



Obrázek 2: Pourbaixův diagram pro železo při 25 °C [14]

V případě oxidů železa lze mluvit o třech oxidech. Ve všech třech případech se však jedná o nestechiometrické sloučeniny. Prvním z nich je FeO , který má černou barvu. Ten je však nestabilní, a při teplotách pod 575 °C disproportionuje na Fe a Fe_3O_4 . V případě Fe_3O_4 se jedná o podvojný oxid železnato-železitý. Má černou barvu stejně jako FeO . Červenohnědý nebo šedočerný Fe_2O_3 je známý ve vícero modifikacích, ale nejdůležitějšími modifikacemi jsou modifikace α a γ . Modifikace $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ lze získat zahřátím vysráženého červenohnědého $\text{Fe}(\text{OH})_3$ na 200 °C. Modifikace $\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3$ je metastabilní. Lze ji připravit pozvolnou oxidací Fe_3O_4 . V případě FeO , Fe_3O_4 a $\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3$ dochází k jejich vzájemné přeměně díky jejich ccp struktuře krystalových mřížek. Modifikace $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ má hcp krystalovou mřížku. Za povšimnutí stojí také $\text{Fe}(\text{OH})_2$ bílé barvy, který se ihned oxiduje na světle zelený hydrát. Nesmíme také opomenout hnědý $\text{FeO}(\text{OH})$, který existuje v několika formách v závislosti na metodě přípravy. Hexahydrát chloridu železitého má oranžově hnědou barvu. V praxi se používá jako leptací materiál pro měď nebo jako flokulant, když nelze využít $\text{Fe}_2(\text{SO}_4)_3$. Lze se také setkat s FeCO_3 bílé barvy, který se však na vzduchu rychle zbarvuje do červena kvůli oxidaci [12, 13, 16].

Velmi známým a podstatným fenoménem je koroze oceli. Jde o elektrochemický proces probíhající v prostředí vody, kyslíku a elektrolytu vedoucí k vytváření hydratovaných oxidů, $\text{Fe}(\text{OH})_3$ a $\text{FeO}(\text{OH})$ na povrchu. Dostatečné je již 50 % relativní vlhkosti vzduchu. V případě elektrolytů se ve městech jedná zejména o SO_2 ve vzduchu. V přímořských oblastech o NaCl . Jednou z metod boje proti korozi je využití chromanů, fosfátů nebo hydroxidů vedoucí k vytvoření soudržné zoxidované vrstvy na povrchu. Přírodní korozní produkty totiž neposkytují železu ochranu, protože dochází k jejímu odlupování [12, 13, 16].

V případě koroze oceli se nejde nezmínit o možnosti důlkové koroze ve vodném prostředí, a to zejména v přítomnosti chloridových aniontů, které proces této koroze výrazně urychlují. Jedním z efektů urychlujících korozi je rozrušení ochranného oxidového filmu na oceli. Při tomto typu koroze dochází ke vzniku několika typů korozních produktů. K významnému

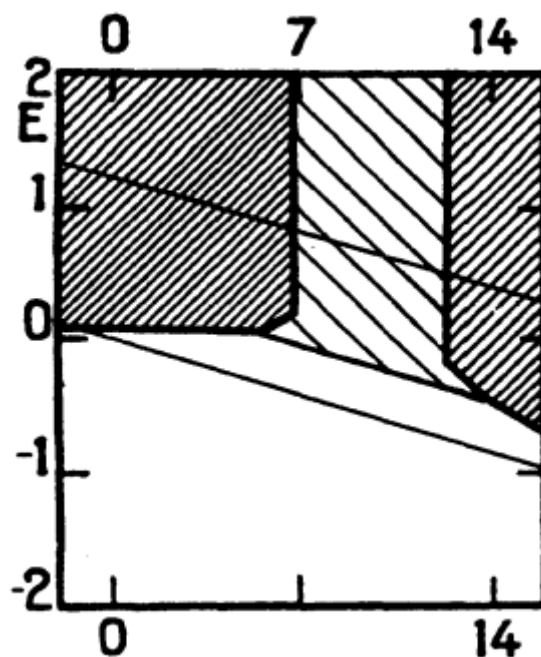
urychlení koroze dochází již při relativně malých koncentracích chloridových aniontů v roztoku [17].

2.1.3 Chemie a chemická odolnost mědi, zinku a mosazi

Měď je v rámci d-prvků jedním z těch méně reaktivních. Vlivem kladné hodnoty standardního elektrodového potenciálu s neoxidujícími kyselinami bez přítomnosti kyslíku nijak nereaguje. Je rozpouštěna horkou koncentrovanou H_2SO_4 a zředěnou i koncentrovanou HNO_3 . V přítomnosti kyslíku nebo oxidačního činidla naopak měď reaguje s mnoha zředěnými kyselinami, a v roztoku amoniaku se rozpouští na komplexní kation $[\text{Cu}(\text{NH}_3)_4]^{2+}$. Je také rozpustná v roztocích uhličitanu amonného a kyanidu draselného v přítomnosti kyslíku. Na povrchu mědi na vzduchu vzniká zelená vrstvička zásaditého síranu měďnatého nebo zásaditého uhličitanu měďnatého. Pokud je však měď přítomna ve vodě, tak dochází k tvorbě pasivačního filmu ve formě oxidů. Zformování těchto oxidů však brání přítomnost kyseliny uhličitě v roztoku [12, 13, 14, 16].

V případě přítomnosti kationtu Cu^{2+} v roztoku se v něm po přidání OH^- sráží modrý $\text{Cu}(\text{OH})_2$. Hydroxid měďnatý se rozpouští ve vodných roztocích kyselin a koncentrovaných vodných roztocích alkálií. Ve vodném roztoku jsou pak kationty měďnaté přítomny jako $[\text{Cu}(\text{OH}_2)_6]^{2+}$, který je součástí mnoha solí modré barvy. Kromě výše zmíněných komplexů mědi existuje také několik chlorokomplexů. Oxid měďnatý je pevná látka černé barvy. Chloridy mědi jsou velmi rozpustné ve vodě. Měď má tendenci vytvářet některé zásadité soli jako třeba bazický dusičnan měďnatý [12, 13].

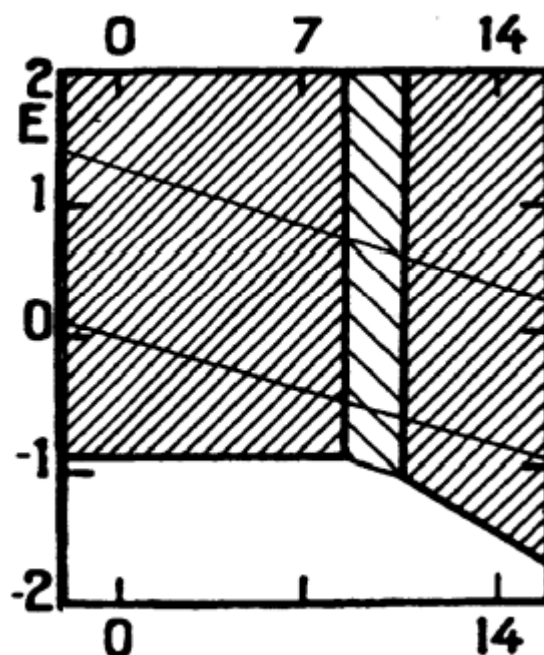
Na obrázku 3 lze vidět Pourbaixův diagram pro měď při 25 °C. Nešrafovaná oblast znamená imunitu (existenci čistého kovu), šrafování zleva nahoru znamená pasivaci a šrafování zprava dolů znamená rozpouštění. Lze si povšimnout zajímavého tvaru závislosti pasivace mědi v závislosti na pH a oxidačních schopnostech prostředí. Tak či tak je inaktivita mědi mezi pH o hodnotách 7 až 13 [14].



Obrázek 3: Pourbaixův diagram pro měď při 25 °C [14]

Zinek je v porovnání s mědí o mnoho reaktivnějším kovem schopným produkovat vodík nejenom v kyselém prostředí, ale také v prostředí zásaditém. Z halogenidů je vysoce rozpustný ZnCl_2 . Tvoří také bílý ZnO , který je stejně jako zinek amfoterní. V kyselém prostředí vytváří $[\text{Zn}(\text{OH}_2)_6]^{2+}$. V zásaditém prostředí z ZnO a také $\text{Zn}(\text{OH})_2$ vzniká v závislosti na rostoucí hodnotě pH $[\text{Zn}(\text{OH})_3]^-$ $[\text{Zn}(\text{OH})_4]^{2-}$. Síran zinečnatý je dobře rozpustný ve vodě. Ve vodě nerozpustný je ZnCO_3 , který se velice často vyskytuje také ve formě zásadité soli $2\text{ZnCO}_3 \cdot 3\text{Zn}(\text{OH})_2$. Dusičnan zinečnatý se vyskytuje ve formě hexahydrátu, ve kterém je Zn^{2+} vázaný jako $[\text{Zn}(\text{OH}_2)_6]^{2+}$. Zinek také ochotně tvoří několik komplexů s NH_3 . Komplexní soli s amoniakem lze dokonce izolovat. Krom toho je možné také narazit na komplexy s halogenidovými anionty ať již v roztoku nebo izolované ve formě solí. [13, 16].

Na obrázku 4 lze vidět Pourbaixův diagram pro zinek při 25 °C. Nešrafovaná oblast znamená imunitu (existenci čistého kovu), šrafování zleva nahoru znamená pasivaci a šrafování zprava dolů znamená rozpouštění. Můžeme si všimnout, že oblasti inaktivity zinku se v obou případech překrývají s oblastmi inaktivity železa. K pasivaci zinku dochází vznikem nerozpustného $\text{Zn}(\text{OH})_2$ na povrchu. Bylo také zjištěno, že v případě posunu pH mimo oblast inaktivity se směrem k nižším nebo vyšším hodnotám navyšuje rychlost rozpouštění téměř exponenciálně [14].



Obrázek 4: Pourbaixův diagram pro zinek při 25 °C [14]

Je vhodné také připomenout, že zinek dokáže reagovat přímo s alkoholy za vzniku alkoxidů. Pozornosti by neměla uniknout ani informace o korozním chování zinku v některých vodných roztocích alkoholů. Do určité koncentrace totiž přítomnost alkoholů v roztoku dokáže korozi zinku urychlovat, ale po určité koncentraci dochází k tomu, že chemisorpce alkoholů na povrch zinku naopak jeho korozi zpomaluje. Proces je závislý na teplotě. Například u ethanolu dochází při vyšších teplotách při koncentracích, které korozi za normálních podmínek zpomalují, ke zrychlení koroze [16, 18].

V případě mosazi nelze vynechat popis jevu, který se nazývá odzinkování mosazi. Nejprve je však nutné seznámit se s mosazí samotnou. Jako mosazi jsou nazývány slitiny mědi a zinku s obsahem zinku nejčastěji mezi 3 – 39 %. Jedná se o tuhé roztoky, ale lze v nich nalézt také intermetalické sloučeniny. Ve většině přirozených prostředí je jim přikládána dobrá korozní odolnost. Mosazi s obsahem zinku do 39 % jsou označovány jako α -mosazi [19].

Typickým jevem pro mosazi s obsahem zinku vyšším než 15 % je pak tzv. odzinkování mosazi. Jedná se o jev, kdy dochází k selektivnímu rozpouštění zinku z mosazi. Tento jev za sebou posléze zanechává měď s houbovitou strukturou a nízkou mechanickou odolností. K odzinkování může docházet rovnoměrně i nerovnoměrně. Mechanismus odzinkování je však složitější než pouhé rozpouštění zinku, a v praxi nevyhnutelně dochází i k rozpouštění mědi. Zinek tak může volně difundovat z mosazi směrem ven, zatímco dochází k redepozici mědi na povrchu mosazi. Po odzinkování tedy zbývá jen měděná kostra mosazi [19].

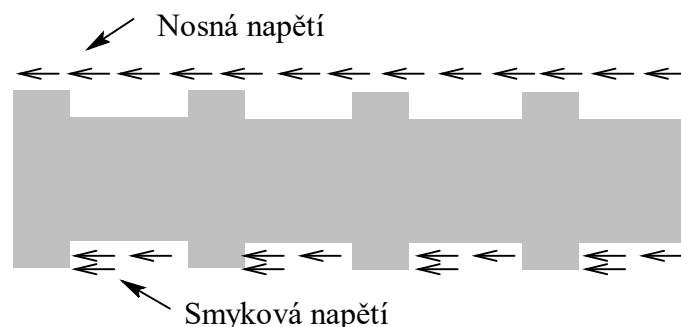
2.1.4 Koroze ocelové výztuže v betonu

Ocelovou výztuž pro beton lze fakticky rozdělit na dva hlavní typy. Prvním typem je hladká výztuž. Druhým typem je výztuž, která má na povrchu výčnělky, mezi které patří například žebírkování. Jedná se většinou o prvky z nízkouhlíkové nelegované oceli bez úpravy povrchu. Na trhu se lze setkat s různými druhy těchto výztuží lišícími se zejména typem nebo tepelnou úpravou oceli. Tato výztuž rovnoměrně koroduje vlivem atmosféry. Složení korozních produktů se velmi liší dle vnějších podmínek od oxidů až k hydroxidům. Nejedná se však o korozi, která by měla výrazný negativní vliv na vlastnosti betonu. Pasivaci ocelové výztuže naopak přispívá. Z výrobního procesu na povrchu výztuží pochází okuje tvořené FeO , Fe_3O_4 a α i $\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3$. Jejich zastoupení v okujích se však může lišit. Jedná se o křehkou vrstvu, která během práce s výztuží snadno praská. Okuje mohou být na povrchu zastoupeny jak rovnoměrně, tak i nerovnoměrně. Jedná se většinou o vrstvu tloušťky do 50 μm . Popraskání povrchu okujů odhaluje povrch oceli pod nimi. To pak vede k možné korozi výztuže v těchto místech. Vlivem skladování se nelze vyhnout ulpívání nečistot na povrchu výztuže [20, 21].

Při samotné pasivaci oceli v betonu dochází ke vzniku málo rozpustné tenké vrstvy oxidů mezi ocelí a samotným betonem. Tato vrstva vzniká kvůli vysokému pH betonu. Její tloušťka se pohybuje mezi 1 – 20 nm. Chemická skladba této vrstvy je ovlivněna vzdáleností od povrchu výztuže. Blízko povrchu výztuže se jedná zejména o Fe_3O_4 . Dále od povrchu výztuže směrem k betonu lze pozorovat α i $\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3$ a také FeO(OH) . Rychlost koroze ocelové výztuže lze považovat za zanedbatelnou. Nelze ji však zanedbat v případě staveb s předpokládanou dlouhou životností. Tvorba korozních produktů o vůči oceli odlišném objemu na povrchu výztuže vede s postupem času ke vzniku radiálních trhlin směrem od výztuže, které mohou po čase způsobovat i odlupování kusů betonu. K depasivaci oceli v betonu vede karbonatace a přítomnost Cl^- . V případě endogenních i exogenních chloridů lze jejich určitou hladinu tolerovat. Vlivem Cl^- dochází k lokální korozi ocelové výztuže. Je samozřejmé, že o míře proniknutí exogenních iniciátorů koroze rozhoduje zejména struktura samotného betonu [20, 21, 22, 23].

Míru ovlivnění mechanických vlastností ocelové výztuže je nutné chápat v kontextu zmenšení jejího průměru. Mez kluzu se s korozi ocelové výztuže nemění, protože se nejedná o veličinu na průměru závislou. Koroze ocelové výztuže však výrazně mění kujnost oceli až do takové míry, že nedochází v tahovém testu ke vzniku krčku. Dochází ke křehkému lomu [20].

Koroze ocelové výztuže v betonu vede ke změně soudržnosti mezi betonem a samotnou výztuží. Roli zde hraje adheze, tření a mechanické zakotvení mezi výztuží a betonem. Adheze a tření je obzvláště důležitá u výztuže bez žebírkování. V případě žebírkované výztuže jsou daleko důležitějšími faktory nosné napětí mezi žebírky a smykové napětí mezi betonem a povrchem výztuže mezi žebírky. Tato napětí jsou ilustrována na obrázku 5. Koroze působí negativně změnou morfologie povrchu výztuže a geometrie žebírkování. Dalším negativním důsledkem koroze ocelové výztuže je snížení adheze a tření mezi výztuží a betonem, přičemž soudržnost ocelové výztuže s betonem je také negativně ovlivněna výše zmíněným vznikem radiálních prasklin [21, 22, 23].



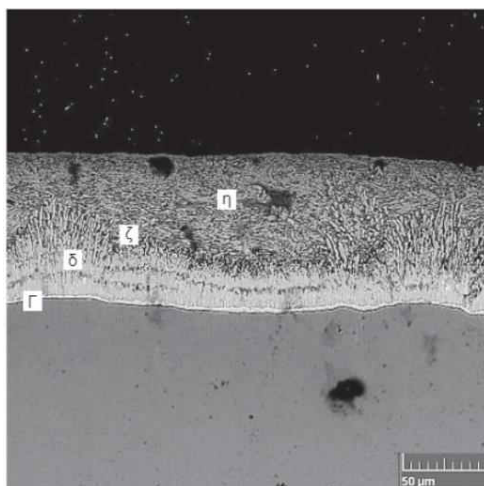
Obrázek 5: Nosná a smyková napětí v betonu u výztuže [23]

Podstatnou roli pro pochopení vlivu koroze ocelové výztuže na vlastnosti betonu však hraje vztah mezi soudržností betonu a jeho pevností v tahu ohybem. V případě zkorodování do 1 hm. % dochází k navýšení soudržnosti betonu s výztuží přibližně o 50 %. Při větším stupni koroze však dochází k jejímu prudkému snížení. V případě pevnosti v tahu za ohybu nedochází při korozi do 5 hm. % k výraznému snížení této pevnosti. Od 5 hm. % je však snížení soudržnosti mezi betonem a výztuží již tak podstatné, že dochází i k výraznému poklesu pevnosti v tahu ohybem. Lze se tedy domnívat, že soudržnost výztuže s betonem ovlivňuje jeho mechanické vlastnosti, které jsou řízeny výztuží. Bylo také zjištěno, že u vysokohodnotných betonů je soudržnost výztuže s betonem tím vyšší, čím vyšší je pevnost v tlaku daného betonu. Tato skutečnost je však do pevnosti 95 MPa v tlaku zanedbatelná. Soudržnost betonu s výztuží je také příznivě ovlivněna typickými přísadami vysokohodnotných betonů, mezi které patří například superplastifikátory nebo mikrosilika [22, 23].

2.1.5 Koroze pozinkované výztuže v betonu

Z několika možných metod ochrany ocelové výztuže před korozí byl vybrán přístup využívající povrchovou úpravu oceli žárovým pozinkováním. Chování žárově pozinkované výztuže v betonu však dosud není úplně prozkoumaným a do detailu porozuměným fenoménem. Jednou z výhod žárového pozinkování je, že v případě odhalení oceli pod vrstvou zinku v nějakém místě, zinek funguje jako obětovaná katoda. Odolnost žárově pozinkované výztuže vůči korozi Cl^- je 4 – 5 × vyšší než u nepozinkované výztuže. Dále byly vyzkoušeny povrchové úpravy ocelové výztuže za pomoci mědi, niklu a nerezové oceli [5, 23].

Samotný proces žárového zinkování sestává v noření ocelové výztuže s vyčištěným povrchem v zinkové lázni o teplotě 450 °C, tak aby došlo k reakci obou kovů. Na povrchu pak vzniká slitina zinku se železem o několika vrstvách. Vrstva označovaná jako η na povrchu se skládá z prakticky čistého zinku. Směrem dovnitř klesá obsah zinku, a roste obsah železa. Jednotlivé vrstvy lišící se strukturou lze vidět na snímku ze SEM snímku na obrázku 6. Fáze ζ se skládá z FeZn_{13} krystalizující na povrch kolmými a dlouhými krystaly. Delta fáze tvoří FeZn_7 krystalizující v hexagonální krystalové struktuře. Fáze Γ je pak tvořena $\text{Fe}_3\text{Zn}_{21}$ krystalizující v krychlové struktuře. Typickou tloušťkou žárového zinkování je 35 až 120 μm , přičemž doba žárového zinkování ovlivňuje pouze tloušťku svrchní vrstvy η [5, 23]. Jednotlivé vrstvy s jejich strukturou lze vidět na SEM snímku na obrázku 6.



Obrázek 6: SEM snímek jednotlivých vrstev žárového zinkování na oceli [5]

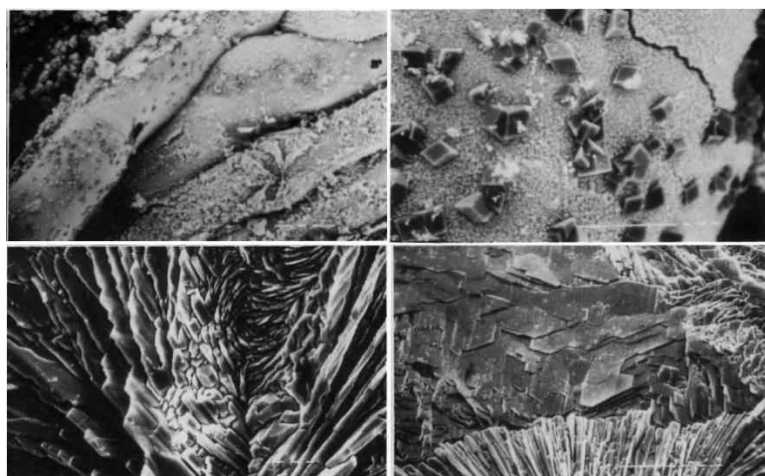
Právě reakce mezi zinkem a železem je základní výhodou žárového pozinkování oproti jiným úpravám povrchu výztuže jako třeba galvanické pokovování. Poskytuje totiž vrstvu, která dobře přilne k výztuži, takže je odolná i vůči poměrně drsnému zacházení při převážení výztuže. Tento faktor je jednou z hlavních nevýhod epoxidových povlaků na ocelových výztužích [5, 23].

Pokorný udává, že někteří odborníci upozorňují na možnost ztráty soudržnosti žárově pozinkované výztuže s betonem. Dále se zmiňuje o tom, že mezi diskutabilní fenomény spojené se žárově pozinkovanou výztuží patří schopnost pozinkovaného povrchu se účinně pasivovat soudržnou vrstvou korozních produktů v rozmezí pH 12,6 – 13,3. Krom toho je také diskutabilní schopnost korozních produktů difundovat od výztuže dále do betonu. Autor také udává, že v případě vytahovacích testů je pro správné posouzení soudržnosti žárově pozinkované výztuže s betonem nutno zajistit pouze smykový mechanismus namáhání. Nachází však shodu u zastánců žárově pozinkované výztuže v tom, že sice uznávají, že zpočátku je soudržnost této výztuže s betonem nižší oproti výztuži ocelové, ale po časových úsecích delších, než je 20 dní, tuto soudržnost dokonce převyšuje. Diskutabilní také zůstává role, kterou sehraávají produkty koroze zinku v betonu, co se soudržnosti týče. V jiném článku Pokorný a kol. dále uvádí, že v literatuře často chybí důležité údaje, mezi které patří například vodní součinitel, mechanické vlastnosti použitého betonu, fázové složení použitého cementu nebo charakteristiky žárově nanesené vrstvy zinku nebo složení oceli [5, 24].

Autoři Macías a Andrade ve článku z roku 1987 zkoumali korozní chování žárově pozinkované výztuže s žebírky. Zkoumali kusy žárově pozinkované výztuže o tloušťce pozinkování 80 μm v polyethylenových kyvetách se zásaditým roztokem. Zásaditý roztok byl zalitý parafinovým olejem, aby se předešlo reakci hydroxidu s CO₂ a lokalizované korozi v úrovni hladiny. Testy probíhaly po 33 dní při teplotě 25 ± 1 °C. Tyče byly ponořeny do roztoků NaOH a KOH o různých pH v rozmezí 11 – 14. Mezi pH 11,0 a 12,0 docházelo k lokální korozi, která s časem pomalu pokračovala. K pasivaci docházelo v rozmezí pH 12,0 až 13,4, protože došlo k vyvinutí korozní vrstvičky na povrchu, která byla schopna účinně izolovat zinek od okolního roztoku. Korozní rychlost byla minimální v rozmezí pH mezi 12,0 a 12,8. Po dosažení hodnoty pH 12,8 docházelo k vývinu vodíku. Do pH 13,4 také docházelo

k pomalé korozi. V oblasti nad hodnotou pH vyšší než 13,4 došlo k úplnému rozpuštění zinku na povrchu tyče indikované odpovídajícím hmotnostním úbytkem během prvních 10 až 15 dní [25].

V jiném článku se Macías a Andrade zabývají korozními vlastnostmi povrchu žárově zinkované výztuže ve zředěných roztocích $\text{Ca}(\text{OH})_2$ při různých pH. Podmínky experimentů byly prakticky totožné s předešlými. Mezi jednotlivými roztoky byly zásadní změny v morfologii povrchu. Snímky ze SEM morfologie povrchu žárově zinkovaných tyčí po ukončení experimentu lze vidět na obrázku 7. Nahoře si lze všimnout dvou snímků povrchu, který byl po celou dobu experimentu v kontaktu s roztokem $\text{Ca}(\text{OH})_2$ o koncentraci 0,1 g/l odpovídající pH 11,10. Vlevo nahoře je pak vidět vláknitý produkt na povrchu při přiblížení 60 ×. Vpravo nahoře pak vidíme prismatické krystaly na stejném povrchu jako vlevo, ovšem při přiblížení 400 ×. Dle XRD a IR analýzy se jednalo zejména o ZnO se stopami $\text{Zn}(\text{OH})_2$. Vlevo dole lze následně vidět SEM snímky povrchu žárově zinkované výztuže, avšak z roztoku o koncentraci 0,8 g/l $\text{Ca}(\text{OH})_2$ o pH 12,9. Na snímku zvětšeném 360 × lze vidět plně rozvinuté radiální krystaly $\text{Ca}[\text{Zn}(\text{OH})_3]_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ s romboedrickou strukturou. Ty se na povrchu objevují již třináctý den, a dále se prakticky nemění. Vpravo dole pak lze vidět SEM snímek žárově zinkovaného povrchu z předešlého roztoku zvětšený 220 ×, na kterém lze vidět krystaly $\text{Ca}(\text{OH})_2$ [26].



Obrázek 7: SEM snímky morfologie povrchu žárově zinkovaných tyčí po ukončení experimentu, Vlevo nahoře – SEM snímek povrchu výztuže z roztoku $\text{Ca}(\text{OH})_2$ s koncentrací 0,1 g/l při přiblížení 60 ×, Vpravo nahoře – SEM snímek povrchu výztuže z roztoku $\text{Ca}(\text{OH})_2$ s koncentrací 0,1 g/l při přiblížení 400 ×, Vlevo dole – SEM snímek povrchu výztuže z roztoku $\text{Ca}(\text{OH})_2$ s koncentrací 0,8 g/l při přiblížení 360 ×, Vpravo dole – SEM snímek povrchu výztuže z roztoku $\text{Ca}(\text{OH})_2$ s koncentrací 0,1 g/l při přiblížení 220 × [26]

Blanco a kol. studovali za pomoci SEM vznik $\text{Ca}[\text{Zn}(\text{OH})_3]_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ v roztocích nasycených $\text{Ca}(\text{OH})_2$, do kterých bylo přidáno KOH, aby bylo dosaženo vyšších pH, než by bylo možné pouze s nasyceným roztokem $\text{Ca}(\text{OH})_2$. Hodnoty pH těchto roztoků se pohybovaly mezi 12,6 – 13,6. Následně byla také zkoumána stabilita $\text{Ca}[\text{Zn}(\text{OH})_3]_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ při pH 13,3. Provedení z hlediska aparátu bylo prakticky stejné jako v předešlých článcích. Experiment trval 28 dní. V nasyceném roztoku $\text{Ca}(\text{OH})_2$ o pH 13,59 se jevil žárově

pozinkovaný povrch po 2 dnech jako pasivní, ačkoliv ze začátku docházelo k lokálnímu koroznímu napadení povrchu. V roztoku Ca(OH)_2 o pH 12,97 se jevil žárově pozinkovaný povrch jako pasivní po 4 dnech. V případě roztoku Ca(OH)_2 o pH 13,24 se jevil žárově pozinkovaný povrch jako pasivní po 10 dnech. U roztoku Ca(OH)_2 o pH 13,59 se žárově zinkovaný povrch nikdy nezapasivoval. Vývoj vodíku ustal po 15 dnech [27].

U vzorků, které dospěly do pasivního stavu vždy docházelo k vytvoření vrstvy $\text{Ca[Zn(OH)}_3\text{]}_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ po dosažení pasivního stavu. U roztoku nasyceného Ca(OH)_2 však došlo k vytvoření rovnoměrné vrstvy vzájemně se překrývajících krystalů $\text{Ca[Zn(OH)}_3\text{]}_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$. U ostatních dvou tomu tak nebylo. U roztoku o pH 12,97 došlo k jejich úplnému překrytí až po 28 dnech. U roztoku s pH 13,24 k překrytí nedošlo ani po 28 dnech, a v místech, kde nebylo dosaženo vzájemné překrytí krystalů $\text{Ca[Zn(OH)}_3\text{]}_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ byl indikován amorfní produkt, jehož identitu se nepodařilo zjistit kvůli jeho nízké koncentraci na povrchu. U roztoku o pH 13,59 byla na povrchu po 15 dnech patrná nekompaktní vrstva ZnO houbovitě struktury. Na několika místech byl indikován také $\epsilon\text{-Zn(OH)}_2$. Po ukončení experimentu byly v některých částech povrchu patrné žluté skvrny, u kterých byla potvrzena přítomnost Fe. V případě nasyceného roztoku, ve kterém bylo pH po 28 dnech upraveno na hodnotu 13,59, docházelo k lehkému rozpouštění krystalů $\text{Ca[Zn(OH)}_3\text{]}_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ na povrchu, ale nedocházelo k jejich výraznému úbytku [27].

Z předešlých výsledků je tedy patrné, že výskyt $\text{Ca[Zn(OH)}_3\text{]}_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ a pokrytí povrchu těmito krystaly na povrchu žárově zinkované výztuže je řízen koncentrací Ca^{2+} . Ostatními korozními produkty jsou pak ZnO a Zn(OH)_2 různé struktury [25, 26, 27].

K odlišnému názoru však došli Ghosh a Singh. Ti zkoumali korozní vlastnosti žárově zinkované vrstvy na výztuži v roztoku o koncentracích 8,33 g/l NaOH, 2 g/l CaO a 3,36 g/l KOH. Ten pak nechali 24 h míchat, a následně ho přefiltrovali, aby se zbavili nerozpuštěného CaO. Autoři se klonili k názoru, že při pasivaci dochází ke tvorbě zásaditého uhličitanu zinečnatého se vzorcem $\text{Zn}_5(\text{CO}_2)_2(\text{OH})_6$ reakcí zinečnatanového aniontu s CO_2 po 120 h. V pórech tohoto uhličitanu se pak nacházely ZnO a Zn(OH)_2 ve formě jemných částíček. Vysledovali také, že ze začátku docházelo v roztoku ke tvorbě plynného vodíku. Je však nutné poznamenat, že autoři v článku neudávají, zda bylo nějak zamezeno pronikání atmosférického CO_2 do roztoku, a autoři také neposkytují žádné kritické zhodnocení vzniku pasivační vrstvy tohoto charakteru v prostředí betonu. Články, na které se autoři odkazují, se nepodařilo dohledat [28].

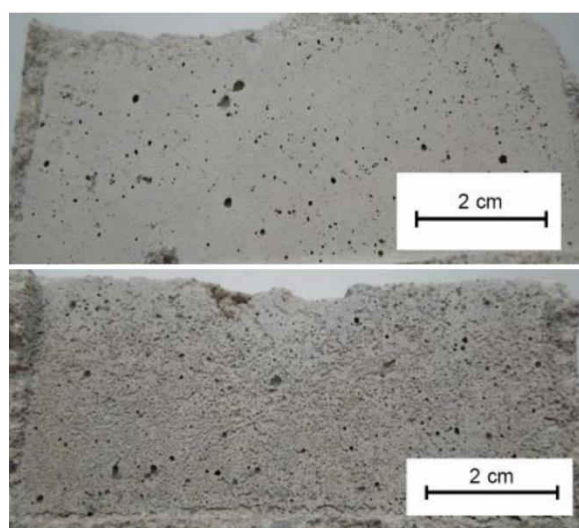
Yeomans se ve svém článku zabýval studiem koroze žárově zinkované výztuže v prostředí chloridy kontaminovaného betonu (z roztoku NaCl). Konkrétně se korozi zabýval na vyztužovacích ocelových a žárově pozinkovaných tyčích zasazených v betonových válcích. Ty byly posléze podrobeny metalografickému rozboru v průřezu délkou tyče [29].

Autor potvrzuje, že při korozi dochází k rozpouštění svrchní vrstvy žárového pozinkování, tedy η vrstvy, cca 10 μm do hloubky, což vede ke ztrátě 5 – 10 % hmotnosti. Bylo také pozorováno úplné rozpouštění vrstvy η , a takřka úplné rozpouštění vrstvy ζ pod ní po 158 dnech v betonu, který měl vodní součinitel 0,6, a byl ponořen do 5% roztoku NaCl. Hmotnostní úbytek vrstvy tak činil přibližně 50 %. Byl pozorován výskyt zinku v mezivrstvě mezi výztuží a betonem o velikosti cca 10 μm . Autor také udává schopnost korozních produktů migrovat

matricí a vyplňovat tak póry v betonu, aniž by docházelo k nežádanému rozpínání matrice okolo vláken vlivem těchto produktů. Jako korozní produkt je udáván ZnO [29].

Belaid a kol. zkoumali vliv žárové pozinkovaného povrchu na porozitu betonu v okolí výztuže za pomoci rtuťové porozimetrie. Testy nebyly prováděny s vyztužovacími tyčemi, ale s destičkami z oceli a z oceli se žárově zinkovaným povrchem. Byla zkoumána porozita po 19 h a 28 dnech. Autoři článku došli k závěru, že je porozita mezivrstvy po 19 h se žárově zinkovaným povrchem vyšší, ale po 28 dnech dochází k zaplňování těchto pórů korozními produkty zinku [30].

Pokorný a kol. se zabývali stejnou problematikou jako Belaid a kol. Využili přitom podobné metody z hlediska použití destiček. Autoři však udávají, že použili pouze cementovou pastu CEM I 42,5 R. Po ztuhnutí byla jedna sada vzorků skladována pod vodou, a druhá byla skladována při relativní vlhkosti 95 %. Autoři udávají, že ihned po vyndání vzorků z expozičních boxů a následné separaci byla patrná vyšší porozita. To lze vidět na obrázku 8, na kterém lze vidět snímky cementové pasty po 4 měsících zrání při relativní vlhkosti 95 %. Nahoře lze vidět snímek cementové pasty, která byla v kontaktu s destičkou z oceli. Dole pak lze vidět snímek cementové pasty, která byla v kontaktu s destičkou se žárově zinkovaným povrchem. Autoři také udávají, že porozita u vzorků skladovaných pod vodou je vždy mírně vyšší než u těch skladovaných při 95% relativní vlhkosti. Jak vzorky uložené pod vodou, tak i vzorky uložené při 95% vlhkosti, vykazovaly zvýšenou pórovitost zejména v oblasti 10 μm a pak v oblasti mikropórů mezi 0,1-0,01 μm . Autoři se dále zmiňují o tom, že jsou póry navzájem propojené, což odpovídá předpokladům o tom, že vrstva $\text{Ca}[\text{Zn}(\text{OH})_3]_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ na povrchu žárově zinkované výztuže není schopna účinně zapasivovat povrch, takže stále dochází k vývoji vodíku. To následně vede k rozrušení cementového tmelu a propojení pórů. Autoři se tak přiklání k názoru, že koroze zinkované výztuže je řízena zejména transportem vody k jejímu povrchu. Autoři také přicházejí s tím, že $\text{Ca}[\text{Zn}(\text{OH})_3]_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ sice částečně může vyplňovat póry, protože ty jsou u vzorků uložených ve vodě mělké, ale že k jejich podstatnému zaplnění ani zdaleka nedochází [24].



Obrázek 8: Snímky porozity cementové pasty po 4 měsících zrání v relativní vlhkosti 95 %, Nahoře – snímek cementové pasty, která byla v kontaktu s ocelovou destičkou, Dole – snímek cementové pasty, která byla v kontaktu s žárově pozinkovanou destičkou [24]

Tashiro a kol. zkoumali soudržnost drátků z oceli, mědi a žárově pozinkované oceli se syntetickým C_3S . Ve svém výzkumu došli k závěru, že po 28 dnech v C_3S jevil nejvyšší soudržnost právě ocelový drátek. Nejnižší soudržnost po 28 dnech v C_3S naopak jevil drátek ze žárově pozinkované oceli. Drátek z mědi dosahoval po 28 dnech v C_3S vyšší soudržnost než drátek ze žárově pozinkované oceli. Drátek z mědi během 28 dní přitom nejevil zásadní změnu soudržnosti ani v případě 3 a 7 dní. Drátek z žárově pozinkované oceli potom jevil čistě lineární průběh soudržnosti v rámci 3, 7 a 28 dní. Ocelový drátek jevil strmý nárůst soudržnosti mezi třetím a sedmým dnem. Nárůst soudržnosti mezi sedmým a dvacátým osmým dnem již nebyl tak velký. Následně byl autory také vysledován vznik $Ca[Zn(OH)_3]_2 \cdot 2H_2O$ na rozhraní se žárově zinkovaným drátkem. U ostatních drátků byly na rozhraní pouze produkty hydratace cementu. Autoři však potvrdili to, že zinek i měď v C_3S difundují směrem od výztuže [31].

2.1.6 Soudržnost a koroze ocelových vláken v UHPC

V rámci UHPC rozlišujeme vzhledem k chování vláken dva stavy. První stav je stav, kdy dochází ke smykovému přenosu napětí mezi matricí a vláknem. Jedná se tedy o stav před prasknutím matrice. V případě, kdy dochází k prasknutí matrice, tak v místě praskliny dochází k „přemostění“ (z anglického fiber bridging) této praskliny vláknem. V místě praskliny tedy vlákno nese veškeré napětí, které je posléze přenášeno z vlákna do matrice [32].

Přenos napětí mezi matricí a vláknem je zde zprostředkován buď elastickými nebo frikčními silami. Pokud síla působící na vlákno není dostatečně velká, aby překročila sílu nutnou k jeho vytržení nebo prokluzu v matrici, tak se na přenosu sil plně podílí právě síly elastické. Jakmile dochází k překonání této síly, tak dochází k deformaci matrice a vlákna v podélné ose vlákna i v ose kolmé na osu vlákna. Jakmile pak dojde k selhání elastických sil, tak o vytažení vlákna rozhodují frikční síly mezi matricí a vláknem. V případě, kdy frikční síly nutné pro vytažení vlákna, překonají elastickou pevnost rozhraní vlákna a matrice, tak dochází k postupnému oddělování vlákna od matrice. V případě, kdy je však elastická pevnost rozhraní vyšší než frikční síly, které je nutné překonat, tak dojde k okamžitému oddělení vlákna od matrice. O velikosti nutné frikční síly rozhoduje mimo jiné frikční koeficient mezi rozhraním vlákna a matrice. V rámci mechanického poškození může také samozřejmě docházet k přetržení vláken nebo odlupování matrice okolo nich [32].

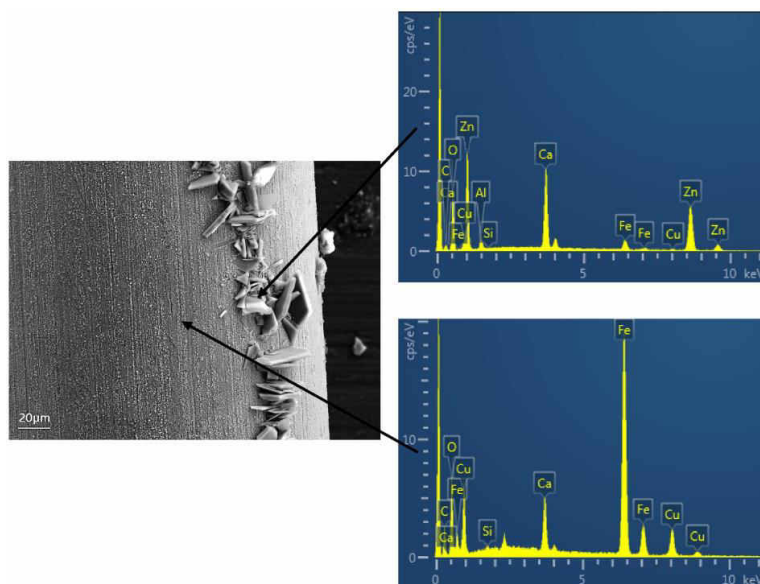
K tomuto chování však dochází v případě přílišné pevnosti vazby mezi matricí a vláknem. Z hlediska chování materiálu by se tomuto chování však mělo předcházet, protože by mohlo docházet i k přetržení vláken ještě před porušením matrice. K tomuto chování dochází také v případě komerčních vláken, která jsou kupříkladu na koncích zahnutá [32].

Výsledné mechanické vlastnosti kompozitu jsou pak ovlivňovány mikrostrukturou matrice okolo vláken. V případě hladkých vláken pak platí, že jsou ovlivněny zejména kompaktností mezivrstvy a CSH gelu fyzikálněchemickou adhezí a třením. Je tedy nutné zabránit vzniku porozity a mikroprasklin v bezprostředním okolí vlákna. Toto lze pozitivně ovlivnit povrchovou úpravou vláken [32].

U ocelových vláken v UHPC dochází také k jevu, který se nazývá jako kluzové zpevnění. Při kluzu vláken v matrici dochází k postupnému zvýšení frikce mezi matricí a vláknem díky

částicím, které jsou schopny vlákno poškrábat. Může také docházet k tomu, že matrice ulpívá na vlákně, takže také dochází ke zvýšení frikce mezi matricí a vláknem [32].

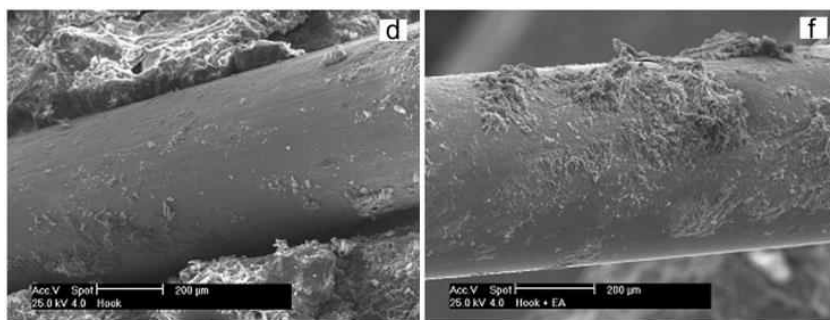
Pi a kol. zkoumali vliv pomosazení ocelových vláken o průměru 220 μm a délce 13 mm na jejich soudržnost, korozi v UHPC. Autoři uvádějí, že pomosazená ocelová vlákna mají hladký povrch. Také uvádějí, že po vytahovacím testu došlo k odstranění pomosazení, což vedlo k odhalení mnohem drsnějšího povrchu pod pomosazením. Došlo zároveň ke změně barvy ze zlaté na tmavě stříbrnou. To vedlo autory ke studiu koroze v simulovaném pórovém roztoku. Výsledky lze vidět ve formě SEM snímku a výsledků EDS analýzy na obrázku 9. Na SEM snímku na obrázku 9 lze vidět krystaly, které byly identifikovány jako $\text{Ca}[\text{Zn}(\text{OH})_3]_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$. Sloučeniny v jednotlivých útvarech na povrchu vlákna byly posléze identifikovány jako $\text{Ca}(\text{OH})_2$ a Cu. To vedlo autory k úvaze, že u mosazi dochází v prostředí betonu k odzinkování mosazi s následným vznikem $\text{Ca}[\text{Zn}(\text{OH})_3]_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$. Autoři uvádějí, že v blízkosti pomosazených vláken nedošlo k navýšení porozity oproti vláknům bez pomosazení. Autoři došli k závěru, že pomosazení ocelových vláken snižuje jejich soudržnost s UHPC [33].



Obrázek 9: SEM snímek a výsledky EDS analýzy povrchu pomosazených ocelových vláken ze simulovaného pórového roztoku [33]

Corinaldesi a kol. zkoumali vliv zahnutých ocelových vláken s pozinkováním a s pomosazením na mechanické vlastnosti UHPC s přidavkem expanzivního činidla na bázi CaO. Pomosazená vlákna měla délku 30 mm a průměr 500 μm . Ostatní vlákna měla délku 35 mm a průměr 550 μm . Zrání vzorků probíhalo při 100% relativní vlhkosti. Autoři uvádějí, že v případě všech typů vláken jsou pevnosti v tahu za ohybu po 28 dnech přibližně stejné. Po přidavku expanzivního činidla na bázi CaO v množství 40 kg/m^3 však dochází k tomu, že jak v případě pozinkovaného, tak pomosazeného vlákna je pevnost v tahu za ohybu po 28 dnech výrazně vyšší než u vlákna bez povrchové úpravy. Nejvyšší pevnost v tahu ohybem je přitom u pomosazených vláken. Autoři přitom toto zvýšení připisují tvorbě $\text{Ca}[\text{Zn}(\text{OH})_3]_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ na povrchu díky zvýšené koncentraci $\text{Ca}(\text{OH})_2$ v betonu. Rovněž mluví o odzinkování. Autoři se dále zmiňují o tom, že měď může zůstat buď na povrchu vlákna v nezreagovaném formě,

nebo by mohla teoreticky vytvářet sloučeninu podobnou $\text{Ca}[\text{Zn}(\text{OH})_3]_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$. V souvislosti s tímto článkem je však nutné uvést skutečnost, že markantního zvýšení pevnosti v tahu ohybem se povedlo dosáhnout i Novotnému a kol. přidavkem CaO v případě UHPC bez vláken za podobného uložení vzorků. Corinaldesi a kol. uvádějí také, že na SEM snímcích vláken ze vzorků s přidavkem expanzivního činidla na bázi CaO bylo možné vidět ulpělou matici. To dokumentuje obrázek 10. Vlevo na něm lze vidět SEM snímek pomosazeného ocelového vlákna vytaženého z UHPC bez expanzivního činidla na bázi CaO. Vpravo lze vidět SEM snímek pomosazeného ocelového vlákna z UHPC s expanzivním činidlem na bázi CaO [6, 34].

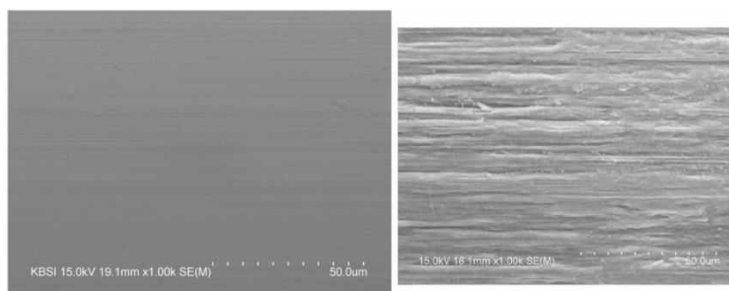


Obrázek 10: SEM snímky pomosazeného ocelového vlákna z betonu, Vlevo - bez přidavku expanzivního činidla na bázi CaO, Vpravo - s přidavkem expanzivního činidla na bázi CaO [6]

Čítek a kol. zkoumali vliv pomosazení hladké ocelové výztuže na soudržnost v běžném betonu a v UHPC oproti hladké ocelové výztuži. V případě běžného betonu došlo ke snížení soudržnosti. Autoři to připisují zejména korozi mosazi na povrchu vedoucí k vývoji vodíku a tvorbě krystalického produktu na povrchu mosazi. V případě pomosazené ocelové výztuže v UHPC došlo naopak ke zvýšení soudržnosti mezi výztuží a betonem. Autoři to přisuzují tomu, že díky nižšímu pH nedochází ke korozi výztuže a tvorbě korozních produktů na povrchu mosazi. Je nutné však uvést, že autoři neuvádí složení jednotlivých betonů [35].

2.1.7 Povrchové úpravy pomosazených ocelových vláken

Kim a kol. se zabývali vlivem nanesení částic CaCO_3 a koroze ocelových vláken v přítomnosti EDTA na soudržnost pomosazených ocelových vláken s UHPC. Částice CaCO_3 byly na povrch vláken nanášeny z roztoku Na_2CO_3 a CaCl_2 při pH 10, v jednom případě v přítomnosti EDTA. V případě koroze v přítomnosti EDTA dochází k tomu, že EDTA neumožňuje oxidaci Fe^{2+} na Fe^{3+} . Nedochází tedy k vytvoření rzi na povrchu vlákna. V případě koroze v přítomnosti EDTA autoři uvádějí zmenšení poloměru vlákna z 300 na 287,5 μm . Také uvádějí, že z povrchu byla odstraněna prakticky veškerá mosaz, a povrch byl mnohem drsnější oproti vlákně pomosazené. Na obrázku 11 vlevo lze vidět SEM snímek pomosazeného ocelového vlákna. Vpravo pak lze vidět snímek tohoto vlákna po vystavení korozi v EDTA po dobu 24 h. Lze si všimnout brázd vytvořených v podélné ose vlákna. Obe dvě úpravy zvýšily soudržnost pomosazeného ocelového vlákna s UHPC. Daleko efektivnější však v tomto směru byla koroze v přítomnosti EDTA [36].



Obrázek 11: SEM snímek vlákna korodovaného v přítomnosti EDTA,
 Vlevo – SEM snímek pomosazeného ocelového vlákna,
 Vpravo – SEM snímek pomosazeného ocelového vlákna vystaveného korozi v EDTA po dobu 24 h [36]

Yoo a kol. se úpravě povrchu u pomosazených ocelových vláken za pomoci roztoku EDTA věnovali také. Korozi prováděli ve směsi 0,05M roztoku CaCl_2 a 0,05M roztoku Na_2CO_3 s přídatkem EDTA tvořícího 1 % tohoto roztoku. Vlákná byla v roztoku ponořena 3, 6 nebo 9 h. Vlákná byla následně omyta v destilované vodě a skladována v bezvodém ethanolu. Autoři došli z hlediska koroze v EDTA k velmi podobným výsledkům jako v předešlém citovaném článku. Vlivem koroze postupně dochází k odstraňování svrchní vrstvy mosazi. To vede k vytvoření povrchu mnohem drsnějšího, než je povrch pomosazených vláken. Drsnost povrchu přitom stoupá s délkou koroze. Uvádějí dokonce, že došlo až k desetinásobnému zvětšení povrchu vlákna v případě vystavení vláken korozi po dobu 9 h. Autoři uvádějí, že v případě vystavení korozi o délce 6 h v roztoku EDTA došlo k největšímu zvýšení pevnosti v tahu [37].

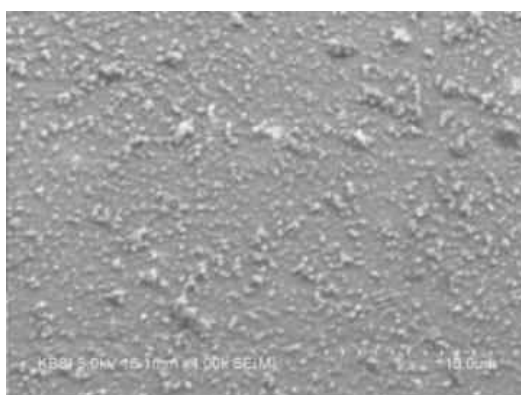
Chun a kol. se zabývali vlivem několika povrchových úprav na soudržnost pomosazených ocelových vláken s UHPC. První povrchovou úpravou bylo namočení vláken v acetonu, po dobu 5 – 10 min za občasného míchání, a jejich následné vysušení na vzduchu. Dle autorů dochází k mírnému navýšení drsnosti povrchu vláken, a zároveň by mělo dojít k odstranění jakéhokoli zbylého organického materiálu na povrchu vláken. Odvolávají se přitom na Fu a Chunga, kteří k těmto závěrům došli na základě zkoumání soudržnosti mezi výztuží a betonem jak za pomoci vytahovacích testů tak měřením elektrického odporu. Jednalo se však o tradiční výztuž z oceli. Autoři Fu a Chung bohužel neodkazují na další zdroje a neposkytují přímé důkazy. Nevysvětlují ani primární motivaci pro použití acetonu. Chun a kol. přitom udávají, že k navýšení drsnosti povrchu sice dochází, ale při jeho zobrazení za pomoci AFM. V případě zobrazení povrchu pomocí SEM už rozdíl vidět není. I přesto však autoři Chun a kol. uvádějí, že odstranění povrchových nečistot acetonem zvyšuje soudržnost o 32,5 %. Tento účinek acetonu si vysvětlují tak, že očištěním vláken od nečistot došlo k navýšení kompaktnosti matrice v okolí vláken [7, 38].

Chun a kol. se dále pokusili povrch pomosazených ocelových vláken modifikovat v HCl. Vlákná v HCl byla za občasného míchání ponechána 5 – 10 min. Potom byla vyndána z kyseliny, omyta destilovanou vodou a usušena v sušárně. Autoři uvádějí, že při modifikování vláken v HCl docházelo k vývoji malého množství vodíku a tvorbě chloridů železa. Samozřejmý je také vznik chloridu zinečnatého. Autoři uvádějí, že se jim za pomoci

HCl povedlo zdrsňit povrch. Touto modifikací povrchu došlo také ke zvýšení soudržnosti. Autoři však uvádějí možnost vodíkového křehnutí ocelových vláken [7].

Dále Chun a kol. podrobili vlákna fosfátování za pomoci fosfátovací směsi obsahující tetrahydrát fosforečnanu zinečnatého při 90 °C po dobu 10 min. Posléze byla vlákna umyta destilovanou vodou. Autoři udávají, že došlo k navýšení drsnosti povrchu vlákna. Tato povrchová úprava však nevedla k podstatnému navýšení soudržnosti vláken s UHPC [7].

Jako další slibnou povrchovou úpravu Chun a kol. zkusili silikátování povrchu ocelových vláken. Jednalo se o složitější postup podobný silanizaci skelných vláken, v jehož ústředí byl TEOS jako hlavní činidlo. SEM snímek silikátovaného povrchu ocelových vláken lze vidět na obrázku 12. Lze si na něm všimnout pevně přilnutých částic, které autoři v článku identifikují jako částice nanosiliky. Silikátování samozřejmě kromě jiného také přispívá ke zdrsňení povrchu [7].



Obrázek 12: SEM snímek silikátovaného povrchu ocelového vlákna [7]

Chun a kol. provedli také modifikaci povrchu ocelového vlákna za pomoci EDTA. Autoři se shodují s ostatní literaturou v tom, že dochází vlivem oxidace s EDTA k odstranění mosazi a zdrsňení povrchu vlákna. Varují ale před delším vystavením vláken roztoku, což vede až k odštěpování kusu vlákna v jeho podélné ose. Také uvádějí, že může v takových případech docházet ke změkčení povrchu vlákna vlivem chelatačního činidla [7].

Yoo a kol. zkoumali ve dvou publikacích vliv koroze pomosazených ocelových vláken na soudržnost s UHPC a pevnost v tahu UHPC. Ocelová vlákna byla korodována v 3,5% roztoku NaCl. Vlákna potom byla od rzi mechanicky očištěna nebo na nich byly korozní produkty ponechány. Mikroskopický snímek zkorodovaných vláken lze vidět na obrázku 13. Vlevo lze vidět ocelová pomosazená vlákna od výrobce. Uprostřed lze potom vidět zkorodovaná ocelová pomosazená vlákna, která byla mechanicky zbavena rzi, o ztrátě hmotnosti 6 %. Vpravo lze pak vidět zkorodovaná ocelová pomosazená vlákna, která nebyla zbavena korozních produktů, o ztrátě hmotnosti 6 %. Na obrázku lze vidět, že koroze vedla k částečnému odhalení povrchu pod pomosazením. V prvním případě autoři uvádějí, že daleko vyšší soudržnost s UHPC měla zkorodovaná vlákna, ze kterých byly korozní produkty mechanicky odstraněny. Uvádějí však, že soudržnost s korozí roste do určitého procenta, a následně dochází v UHPC k praskání vláken. To samé platí v případě pevnosti v tahu. Povrch zkorodovaných vláken je oproti pomosazeným vláknům, mnohem drsnější [39, 40].



Obrázek 13: Snímek zkorodovaných ocelových pomosazených vláken,

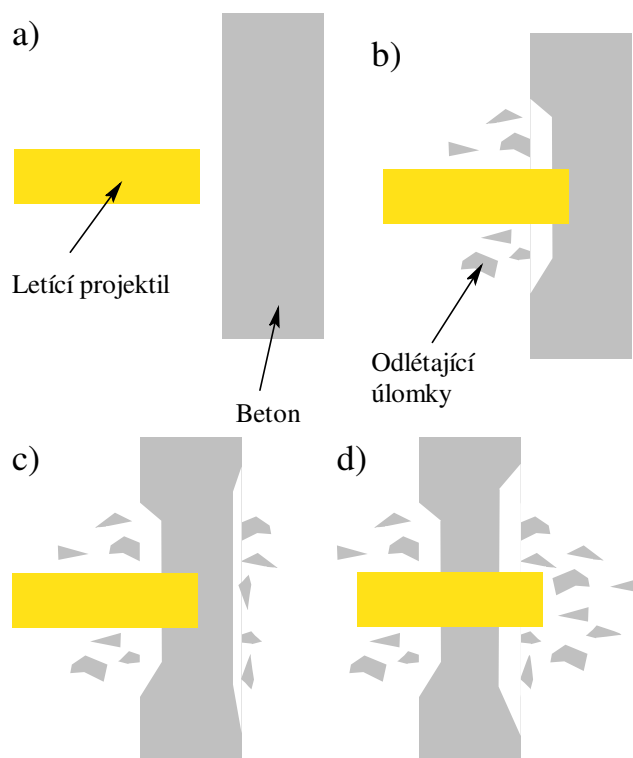
Vlevo – mikroskopický snímek pomosazených ocelových vláken,

Uprostřed – mikroskopický snímek ocelových vláken mechanicky zbavených rzi s úbytkem hmotnosti 6 %, Vpravo - mikroskopický snímek zkorodovaných ocelových vláken s úbytkem hmotnosti 6 % [40]

Chun a kol. studovali soudržnost ocelových pomosazených vláken po mechanickém zdrsňení povrchu smirkovým papírem. Konkrétně použili smirkový papír o zrnitostech 120, 220, 320, 400 a 800. Vlákná přitom byla takto mechanicky upravena jak v podélné ose vlákná, tak kolmo na ni. Mechanická úprava probíhala ručně po jednom vlákně. Autoři udávají, že v případě všech zrnitostí došlo ke zvýšení drsnosti povrchu. Nárůst drsnosti povrch byl nepřímě úměrný zrnitosti papíru. V případě mechanické úpravy vláken jak v ose vlákná, tak v ose kolmé došlo k navýšení soudržnosti s UHPC. Je samozřejmě otázkou do jaké míry lze tuto úpravu smirkovým papírem provést ve větším množství vláken [41].

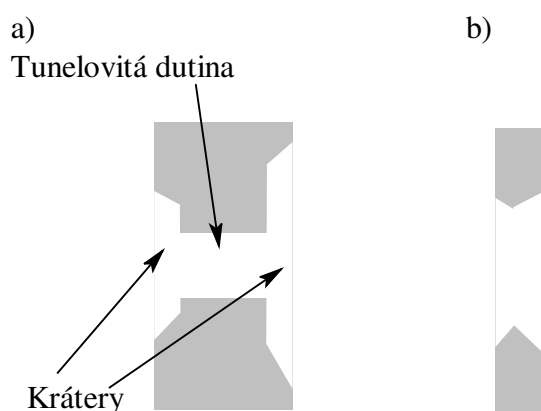
2.2 Balistické chování betonů

U betonů lze pozorovat tři hlavní stádia jevů, které nastávají při jejich průstřelu projektilem. Nejprve dochází k prvotní perforaci betonu. Projektil projde určitou vrstvou betonu, a dochází k tzv. spallingu, což lze do češtiny přeložit jako odprýskávání, kdy dochází k tvorbě úlomků betonu za projektil. Při spallingu ještě nedochází k tvorbě prasklin ve směru vystřeleného projektilu. Spalling lze vidět ilustrovaný na obrázku 14b). V důsledku penetrace pak dochází k tzv. scabbingu. To by se dalo do češtiny opět volně přeložit jako odprýskávání, ale nyní ve směru pohybu projektilu. Při scabbingu totiž dochází po určité hloubce penetrace projektilu k podobné tvorbě úlomků jako při spallingu ale na druhé straně. Scabbing lze vidět na obrázku 14c). Následně dochází k úplné perforaci, kdy dochází k průstřelu betonu. S průstřelem je pak spojen vznik dalších úlomků letících ve směru projektilu. Tento jev je znám jako tzv. rear shear plugging. Průstřel lze vidět na obrázku 14d). Z povahy daného jevu vyplývá, že po průstřelu projektil samozřejmě ztratí část své rychlosti [42].



Obrázek 14: Fáze penetrace betonu a) projektil míří k betonu b) spalling c) scabbing d) průstřel [42]

Mechanismus průstřelu se lehce liší dle tloušťky zasaženého kusu betonu, protože zatímco u tlusté vrstvy betonu dochází k tvorbě jak dvou kráterů kvůli spallingu a scabbingu tak při nárazu projektilu dochází i k tzv. tunnelingu, jehož výsledkem je právě vznik dutiny po projektilu, která připomíná tunel. V případě semi-analytického modelu Forrestala a kol. je u vrstev betonu polonekonečné tloušťky zpomalování projektilu přímo úměrné délce dutiny po tunnelingu, ale tento vztah neplatí v případě betonu s konečnou tloušťkou. U tenkých vrstv betonu k tomuto tunnelingu nedochází [42]. Typ průstřelu betonu dle jeho tloušťky lze vidět na ilustrativním obrázku 15.



Obrázek 15: Průstřel betonu dle jeho tloušťky a) tlustá vrstva betonu b) tenká vrstva betonu [42]

Hlavním parametrem betonů z hlediska terminální balistiky je hloubka penetrace (z anglického depth of penetration). Jedná se o hloubku, do které v betonu projektil pronikne. Mezi další parametry patří například limitní tloušťka betonu, při které nedojde po zásahu betonu projektillem ke scabbingu. Podobně lze taky mluvit o limitní tloušťce betonu vedoucí k jeho průstřelu. Mezi zajímavé parametry patří také limitní rychlost projektilu, která vede k průstřelu betonu nebo reziduální rychlost projektilu po průstřelu. Určuje se také hloubka penetrace projektilu do objektu [42].

2.2.1 Balistická odolnost UHPC

Balistická odolnost betonů je řízená hlavně vysokou pevností v tlaku a velikostí použitého kameniva. U UHPC z RPC jdou však tyto dvě skutečnosti proti sobě, protože ke zvýšení pevnosti v tlaku využíváme co nejmenší kamenivo, aby došlo ke vzniku co největší kompaktnosti. Setkáváme se také se skutečností, že se vlastnosti betonů z hlediska hloubky penetrace projektilu přestanou zlepšovat po určité hodnotě pevnosti v tlaku. Díky tomuto je možné dovolit si do UHPC přimíchávat hrubší kamenivo, aby došlo ke zlepšení balistických vlastností, i když dochází ke snížení pevnosti v tlaku [42].

Sovják a kol. do UHPC využili příměs ocelových vláken o délce 13 mm a průměru 150 μ m a aspektním poměru 87. Porovnávali pak jeho balistickou odolnost s vysokohodnotným betonem a klasickým betonem. Rozměry panelů pro testování balistické odolnosti byly 30 x 40 cm s tloušťkou 4,5 nebo 5 cm. Autoři se zmiňují, že v kompozitu došlo k nahromadění ocelových vláken k jedné straně vlivem vibrací. Zbraň použitá k testování byla CZ 858 (civilní verze vz. 58). Použity byly náboje rozměru 7,62 x 39 mm s celoplášťovou střelou. Byly přitom použity dva typy nábojů o hmotnosti 8,04 g lišící se délkou střely. Délka střely pro náboj s olověným jádrem byla 23,2 mm. Délka střely pro náboj s ocelovým jádrem a olověnou špičkou byla 26,6 mm. Obě střely měly kónický tvar. Jejich úst'ová rychlost byla mezi 691 – 720 m/s, a panely byly umístěny 20 m od ústí hlavně [43].

V případě panelu, na který se střílelo střelami s olověným, jádrem, tlustého 5 cm došlo v případě klasického i vysokohodnotného betonu k průstřelu. K průstřelu došlo i v případě UHPC nevyztuženého ocelovými vlákny. V případě UHPC vyztuženého ocelovými vlákny (1, 2 a 3 %) byla hloubka penetrace v každém případě téměř stejná. V průměru se jednalo o přibližně 2 cm. Průměr předního kráteru se téměř u všech vzorků pohyboval mezi 72 – 85 mm. Jedinou výjimkou byl UHPC bez vláken, kde průměr předního kráteru činil 148 mm. V případě panelu, na který se střílelo střelou s ocelovým jádrem, o tloušťce 4,5 cm za ním byly pláty oceli ve vzdálenosti 0,5 m každý o tloušťce 1 mm. Všechny panely byly prostřeleny. Průraz 1,5 plátu přitom znamená pro člověka smrtelné zranění. Průraz méně než 1,5 plátu splňovaly pouze panely UHPC s obsahem vláken 2 % a vyšším. Další výhodou UHPC vyztuženého ocelovými vlákny přitom byla také skutečnost, že v porovnání s jinými betony došlo při průstřelu k minimálnímu vymrštění materiálu ze zadní části [43].

Máca a kol. zkoumali vliv přídavku vláken na balistické vlastnosti UHPC. Vláknata byla totožných rozměru jako v předešlé publikaci. Z balistického hlediska se jednalo o prakticky totožné střely. Byly také využity panely totožných rozměrů o tloušťce 5 cm ve stejné vzdálenosti od ústí hlavně. Autoři udávají akorát rozdílnou průměrnou úst'ovou rychlost 710 m/s. V případě klasického betonu a vysokohodnotného betonu použitých ve článku došlo

vždy k průstřelu. V případě UHPC k průstřelu naopak nedošlo nikdy. V případě střel s olověným jádrem byla hloubka penetrace v případě UHPC nevyztuženého ocelovými vlákny 5 cm. V případě vyztužení UHPC ocelovými vlákny byla hloubka penetrace opět v průměru lehce pod 2 cm. V případě rozměru kráteru ve přední části panelu se jednalo o 14,8 cm v případě UHPC bez ocelových vláken. V případě UHPC s ocelovými vlákny se v průměru jednalo o 7,7 cm. Obsah vláken u vzorků byl opět 1, 2 a 3 %. V případě střely s ocelovým jádrem a UHPC vyztuženého 2 % ocelových vláken ve třech případech ze šesti nedošlo k průrazu panelu [44].

2.3 Cementové kompozity z reaktivních práškových surovin

V oblasti UHPC jsou tzv. cementové kompozity z reaktivních práškových surovin (z anglického reactive powder concrete) zatím jejich nejmladším zástupcem. Reaktivními se nazývají, protože žádná ze složek není v rámci práškové směsi chemicky nereaktivní. Je tedy vhodné uvést, že se v práškové podobě jedná o směs cementu, písku, drceného křemene a mikrosiliky. Pevnost v tlaku u výsledných UHPC dosahuje hodnot přibližně 200 až 800 MPa. Vysokých hodnot pevnosti v tlaku se u RPC dosahuje navyšováním homogenity. Navyšování homogenity je spojené s eliminací hrubého kameniva a optimalizací granulometrie práškové směsi. Střední velikost částic práškové směsi je často menší než 1 mm. Granulometrie je přitom pro RPC klíčová, tak aby došlo k zaplnění míst mezi hrubšími frakcemi kameniva frakcemi jemnějšími [1, 2, 3].

Jedním ze základních znaků RPC z hlediska složení práškové směsi je také navyšování poměru cementu vůči kamenivu. Děje se tak zejména kvůli tomu, že jemné frakce kameniva v RPC potřebují oproti obecně hrubším frakcím v běžném betonu to, aby došlo ke vzniku více CSH gelu kvůli jejich většímu povrchu. Tím se zajistí dostatečné obalení povrchu jemnější frakce kameniva CSH gelem, což ve výsledku také umožňuje zaplnění prostoru mezi hrubšími částicemi těmi jemnějšími. K navyšování pevnosti v tlaku může případně sloužit i využití vysokých tlaků v během počáteční hydratace cementu nebo případné tepelné zpracování po zatuhnutí [2, 3].

V rámci betonů UHPC vzniknuvší z RPC vynikají také svou lomovou houževnatostí dosahující až 40 kJ/m^2 . K navyšování lomové houževnatosti ale samy o sobě principy popsané výše nevedou. Houževnatost materiálu je totiž nutné navyšovat přidávkou vláken. Bez vláken je lomová houževnatost RPC nižší než 30 kJ/m^2 . Ke zvýšení houževnatosti RPC vede také přidávek materiálů s pucolánovou aktivitou. Vlákna kromě jiného navyšují i pevnost v tahu ohybem RPC. Ve výsledku vedou všechny výše popsané principy k vytvoření žádané mikrostruktury. V zásadě lze pak říci, že pro navyšování mechanických vlastností RPC je zásadní pórovitost cementové pasty, kvalita a skladba kameniva a v neposlední řadě taky nemůžeme zapomenout na interakce mezi cementovou maticí, kamenivem a vlákny [1, 2, 3].

2.3.1 Složení RPC

Jedním z nejdůležitějších parametrů složení RPC je výběr správného typu cementu. Také z toho důvodu, že při výběru superplastifikátoru nelze na typ cementu zapomenout. Zároveň je ale nutné říci, že na RPC lze využít jakýkoliv typ cementu. Jeho střední velikost částic bývá

mezi 11 až 15 μm . Cementy s vysokým měrným povrchem ale nejsou ideální, protože zvyšují potřebu záměsové vody. Nepříliš vhodné jsou cementy s vyšším obsahem C_3A . Vhodné jsou naopak cementy s vysokým silikátovým modulem. Takové cementy mají ale nevýhodu delších časů tuhnutí. Proto je optimální využití konvenčních rychletuhnoucích cementů, i přes zvýšenou potřebu záměsové vody [2, 3].

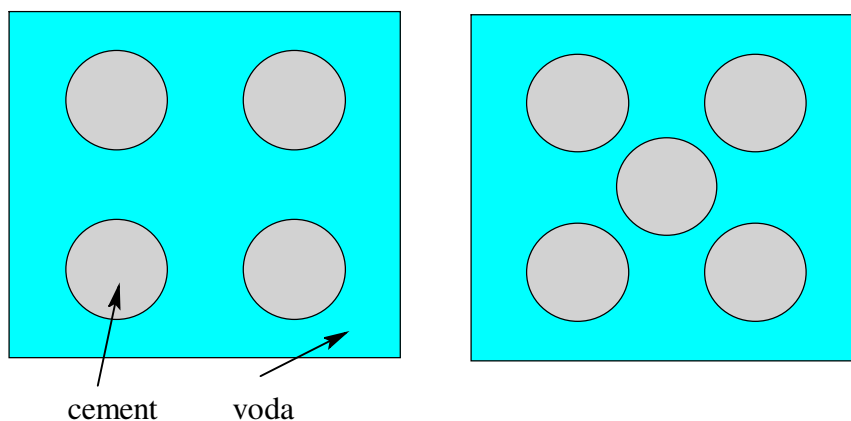
Superplastifikátory bývají v RPC v hmotnostním obsahu do 1 %. Chemickou strukturou se jedná buď o polykarboxyláty, naftalensulfonáty, melaminsulfonáty, polyfosfonáty a polyakryláty [3].

Jednou z dalších složek RPC důležitých pro jeho vlastnosti je mikrosilika. Jednak vyplňuje mezery mezi zrny cementu a ostatními složkami cementu, dále zlepšuje celkovou reologii a zpracovatelnost směsi díky jejím kulovitým částicím. Další funkci mikrosiliky v RPC je vytvoření sekundárních hydrátů vzniknuvších pucolánovou reakcí s $\text{Ca}(\text{OH})_2$. Mikrosilika pro RPC by neměla vytvářet aglomeráty, a měla by být čistá bez obsahu zásad a uhlíku. Poměr mikrosiliky k cementu v RPC bývá 0,25. Jedná se právě o poměr vhodný ke zreagování mikrosiliky s $\text{Ca}(\text{OH})_2$ beze zbytku, ale skutečnost je taková, že v RPC většinou není dostatek vody k úplné hydrataci, takže nedojde ke zreagování celé mikrosiliky [2].

Pro tepelně upravované RPC bývá do směsi přidáván také drcený křemen, jehož střední velikost částic bývá okolo 10 μm . Další zásadní příměsí do RPC je samozřejmě křemičitý písek. U něj jsou posuzovány zejména granulometrické charakteristiky, tvar částic a minerální složení. Střední velikost částic v případě křemičitého písku bývá přibližně 250 μm [2].

Základním parametrem pro skladbu RPC příměsí je její spotřeba vody a s tím spojený vodní součinitel. Vodní součinitel totiž odpovídá vzdálenostem jednotlivých částic mezi sebou po jejím smísení s práškovou směsí. Tento princip je ilustrován na obrázku 16. Ovlivňuje tedy jak hydrataci, tak i konečnou strukturu betonu. Napravo na obrázku lze vidět, že stačí hydratačním produktům mezi jednotlivými zrny překonat menší vzdálenosti. Bližší uspořádání vede také k nižší porozitě vytvrzeného produktu. Zároveň se v konečném produktu mohou vyskytovat nehydratovaná zrna cementu. Je však nutné mít na paměti, že se snižujícím se vodním součinitelem od určité hodnoty také roste porozita výsledného betonu. V praxi se tedy setkáváme s tím, že je sice určitá minimální hodnota vodního součinitele, ale do směsi se přidává vody více, aby se předcházelo zvýšené porozitě. Příliš vody vede ale také ke zvýšení porozity. Typický vodní součinitel pro RPC se hodnotou pohybuje mezi 0,18 až 0,30 [2, 3, 45].

Do RPC se přidávají ocelová vlákna z důvodů výše popsaných. Přídavek vláken působí především proti tzv. spallingu. Nejčastěji se setkáváme s obsahem ocelových vláken od 2 do 4 %. [1, 3].



Obrázek 16: Model cementové pasty s různým vodním součinitelem Vlevo-vyšší vodní součinitel, vpravo-nižší vodní součinitel [45]

2.3.2 Mechanické vlastnosti UHPC

Abdelrahim a kol. zkoumali vliv přidavku ocelových vláken o průměr 500 μm a délky 50 mm do UHPC. Pevnosti v tlaku byly testovány na krychlových vzorcích o délce hrany 100 mm. Pevnost v tahu ohybem byla testována na vzorcích o rozměrech 100 $\times$ 100 $\times$ 500 mm. Při přidavku 1,5 % ocelových vláken došlo ke zvýšení pevnosti v tlaku o 22,2 % po 28 dnech. Při stejném přidavku ocelových vláken došlo také ke zvýšení pevnosti v tahu ohybem 44,9 % po 28 dnech [46].

Mizani a kol. zkoumali vliv přidavku různých druhů vláken a směsi ocelových vláken o různých rozměrech na mechanické vlastnosti UHPC. V případě delších ocelových vláken se jednalo o vlákna délky 30 mm a průměru 800 μm . V případě kratších ocelových vláken se jednalo o vlákna délky 13 mm a průměru 200 μm . Pevnosti v tlaku byly měřeny na krychlích o délce hrany 100 mm. Pevnosti v tahu ohybem byly měřeny na vzorcích o rozměrech 100 $\times$ 100 $\times$ 450 mm. Vytvrzování probíhalo po dobu 12 h za postupného zvyšování teploty až do 90 °C. Po 72 h byly následně vzorky vyndány a byly za normálních podmínek vytvrzovány po dobu 28 dní. Autoři se zmiňují o tom, že v případě přidavku 0,5 obj. % vláken došlo v případě vláken z PVA, skla a delších ocelových vláken k mírnému snížení pevnosti v tlaku. V případě stejného přidavku uhlíkových a basaltových vláken naopak došlo ke zvýšení. Autoři si snížení pevnosti v tlaku u těchto vzorků vysvětlují špatnou dispergací vláken v UHPC. V případě přidavku 1,5 obj. % došlo ke zvýšení pevnosti v tlaku pouze u vzorků s ocelovými vlákny. V UHPC bylo také přítomno více superplastifikátoru. Nejvyšší nárůst pevnosti v tlaku pak byl způsoben přidavkem směsi delších (0,75 obj. %) a kratších (0,75 obj. %) ocelových vláken. Nárůst pevnosti v tlaku v případě delších ocelových vláken pak byl 39,2 %. V případě pevnosti v tahu ohybem udávají autoři takřka stejnou situaci v případě přidavku 0,5 obj. % do UHPC. V případě přidavku 1,5 obj. % vláken došlo v případě delších ocelových vláken ke zvýšení pevnost v tahu ohybem o 50,6 % a v případě směsi ocelových vláken o 87,6 %. Autoři se zmiňují tom, že velikou předností ocelových vláken je snížení křehkosti UHPC [47].

Raza a kol. zkoumali vliv přidavku ocelových, skelných a uhlíkových vláken a směsí dvou typů vláken na mechanické vlastnosti UHPC. Ocelová vlákna byla délky 15 mm a průměru 600 μm . Skelná vlákna měla délku 6 – 18 mm a průměr 12 μm . Uhlíková vlákna měla délku

20 – 30 mm a průměr 18 μm . Samostatná vlákna byla dávkována po 2 obj. %. Ve směsi dvou typů byla vždy vlákna dávkována po 1 obj. % pro každý typ vláken. Vytvrzování vzorků probíhalo po ztuhnutí po dobu 96 h při 90 °C, a následně byly skladovány po dobu 48 dní za normálních podmínek. Pevnosti v tlaku byly testovány na válcových vzorcích o výšce 200 mm a průměru 100 mm. Pevnosti v tahu ohybem byly testovány na hranolech o velikosti 100 × 100 × 500 mm. Největší zvýšení pevnosti v tlaku o 11,0 % a 13,6 % bylo způsobeno přidavkem uhlíkových vláken a směsí ocelových a skelných vláken. Autoři udávají, že pro zvýšení pevnosti v tlaku u vláken je nutné především jejich působení proti rozpínání vzorku do stran. Autoři se také zmiňují o tom, že jeden z efektů při hybridizaci vláken by mohl spočívat také v tom, že kratší vlákna působí spíše proti menším prasklinám, zatímco větší vlákna působí účinně vůči větším prasklinám. Největší zvýšení pevnosti v tahu ohybem o 35,8 % 38 % bylo způsobeno směsí uhlíkových a ocelových vláken [48].

Yazici a kol. zkoumali vliv přidavku strusky a elektrárenského popílku o různém procentuálním obsahu na úkor cementu na mechanické vlastnosti UHPC s ocelovými vlákny o délce 6 mm a průměru 150 μm . V případě testování pevnosti v tahu ohybem měly vzorky rozměry 40 × 40 × 160 mm. Pevnost v tlaku byly zjištěny měřením na obou rozlomených kusech z testu pevnost v tahu ohybem, přičemž zatížený objem odpovídal krychli a o hraně délky 40 mm. Autoři uvádějí, že v případě tuhnutí a tvrdnutí za normálních podmínek došlo ke snížení pevnost v tlaku, ale pevnost v tlaku byla stále vyšší než 200 MPa. Zhodnocení těchto výsledků tedy ukončují s tím, že i přes snížení pevnost v tlaku, je hodnota pevnosti v tlaku stále uspokojivá, přičemž došlo ke snížení ceny samotného UHPC. Na druhou stranu přidavkem strusky a teplárenského popílku došlo ke zvýšení pevnosti v tahu ohybem [49].

Yu a kol. zkoumali UHPC s přidavkem mletého vápence a vliv různých poměrů delších ocelových vláken o délce 13 mm a průměru 200 μm a kratších ocelových vláken o délce 6 mm a průměru 160 μm na jeho mechanické vlastnosti. K měření mechanických vlastností bylo využito hranolů o rozměrech 40 × 40 × 160 mm podobně jako v předešlém článku. Hranoly byly vytvrzovány 28 dní pod vodou. Autoři udávají, že v případě směsi ocelových vláken o obsahu 1,5 obj. % delších ocelových vláken a 0,5 obj. % kratších ocelových vláken je po 28 dnech pevnost v tahu ohybem nejvyšší, a to konkrétně 30,9 MPa. Autoři si tuto skutečnost vysvětlují schopností kratších vláken lépe působit proti mikroprasklinám, zatímco delší ocelová vlákna lépe působí proti makroprasklinám. Autoři také udávají myšlenku, že v případě směsi delších a kratších vláken dochází k orientaci. Výše zmiňované vzorky jevíly také nejvyšší hodnoty pevnosti v tlaku, a to konkrétně 141,5 MPa po 28 dnech [50].

3 EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST

3.1 Úprava ocelových vláken

3.1.1 Prvotní pokusy úpravy ocelových vláken

Prvotní pokusy úpravy ocelových vláken probíhaly vzhledem k vysokému množství případných způsobů, jak z povrchu ocelových vláken odstranit mosaz, značně empiricky. Některé způsoby, které se neosvědčily, nebudou tedy dále zmiňovány (dohromady jich bylo cca 40). Až na mechanickou úpravu vláken bylo vždy naváženo přibližně $(15 \pm 0,5)$ g ocelových vláken do kádinky o objemu 1000 ml. Do kádinky byla posléze přilita chemikálie nebo směs chemikálií pro jejich úpravu, tak aby všechna vlákna byla ponořena. Byla sledována změna barvy vláken i roztoku v čase společně s vývinem plynů.

Doba, kdy se barva roztoku ani vláken v čase již neměnila, nedocházelo k vývinu plynu, nebo byl roztok již neprůhledný, byla zaznamenána, a s touto dobou se následně počítalo při případné úpravě vláken ve větším měřítku. Následně byla vlákna přefiltrována na větší Büchnerově nálevce, a byla promyta demineralizovanou H_2O . V několika případech byl k promytí využít také ethanol, nebo byla vlákna přemístěna nejprve do jiné lázně, a přefiltrována byla až posléze. Promytá vlákna byla pinzetou přemístěna na Petriho misku, a následně byla sušena v sušárně při teplotě $120\text{ }^{\circ}\text{C}$ po dobu 1 h. Pokud není uvedeno jinak, tak se vždy jednalo o koncentrované chemikálie kvality p.a. Výtěžky prvotních pokusů úpravy ocelových vláken nejsou uváděny, což bude dále vysvětleno. Míchání vždy probíhalo mechanicky za pomoci skleněné tyčinky. V rámci dlouhých nebo velmi krátkých úprav však míchání neprobíhalo žádným způsobem. Postupy jednotlivých vyzkoušených úprav lze vidět v tabulce 1.

Tabulka 1: Postupy jednotlivých vyzkoušených úprav

Způsob úpravy	Trvání úpravy
NH_3/H_2O_2 3 : 1 (obj.)	Okamžitá
konc. HNO_3 + KOH pH>10	30 min v HNO_3
	15 min v KOH
HCl	15 min
Umělý korund mesh 40	28 h
$(NH_4)_2CO_3$ 30 g/l + NH_3	5 h
NH_4Cl 100 g/l + NH_3	5 h
konc. H_2SO_4	30 min v H_2SO_4
konc. H_2SO_4 + promytí v EtOH	15 min v H_2SO_4

V případě mechanické úpravy vláken bylo 100 g vláken a 200 g umělého korundu o zrnitosti mesh 40 naváženo do PET nádob o přibližném objemu 1,5 l. Úprava následně probíhala na třepačce hlava-pata při takové rychlosti, aby docházelo k působení korundem na vlákna, jak posunem, tak i nárazem. Jednalo se o překlopnou třepačku GFL 3040. Rychlost otáček byla 12 za minutu.

3.1.2 Zkumavkové pokusy

V případě zkumavkových pokusů byla vždy hrst vláken dána do zkumavky. Do zkumavky ve stojánku byla následně přilita chemikálie používaná pro úpravu vláken, a v průběhu času byl sledován vývin plynů. Dle rychlosti vývinu plynů byla následně do zkumavky vložena zapálená špejle ihned nebo po chvíli vývinu plynů. Bylo sledováno, zda dojde k uhašení ohně, nebo zda se oheň rozhoří či zhasne.

3.1.3 Úprava vláken pro výrobu zkušebních těles

Úprava vláken pro zkušební tělesa ke zkouškám mechanických vlastností probíhala vždy v případě chemických úprav v 5l kádince z PP. Do 5l kádinky bylo naváženo přibližně 1000 až 1200 g vláken s přesností na 1 g. Veškeré směsi chemikálií byly připravovány vždy těsně před jejich použitím. Do 5l kádinky byly následně nality chemikálie tak, aby všechna vlákna byla ponořená. Po času nutném k úpravě ocelových vláken byla tato vlákna od chemikálie nebo směsi chemikálií dekantována. Následně mohla být k vláknům nalita další chemikálie nebo směs chemikálií, pokud to postup vyžadoval. Nakonec však vždy byla upravená vlákna v 5l kádince dekantována demineralizovanou vodou, a to tak aby všechna vlákna byla ve vodě ponořena. Dekantace probíhala vždy po deseti rychlých promícháních vody s kádinkou oběma rukama přibližně 10 ×. Vlákna byla posléze pinzetou dána na velkou Petriho misku, a byla usušena v sušárně při 160 °C po dobu 1 h. Mechanická úprava vláken za pomoci umělého korundu probíhala stejně jako v předešlém postupu. Postup se akorát lišil počtem PET lahví na třepačce. Vlákna byla posléze skladována v PP kyblících o objemu přibližně 5 l se silikagelem v sáčku. Časový postup všech vybraných úprav lze vidět v tabulce 2.

Úprava vláken pro zkušební tělesa na testy balistických vlastností byla upravována ve směsi $\text{NH}_3/\text{H}_2\text{O}_2$ v objemovém poměru 3:1. Z praktických důvodů byla však vlákna upravována v 20l PP vědru. Na zkušební tělesa pro testy balistických vlastností bylo totiž upravováno 6 kg vláken. Vlákna byla následně opět z praktických důvodů dekantována v 5l PP kádince kohoutkovou vodou. Byla posléze z praktických důvodů sušena na vzduchu při zapnuté digestoři po dobu 5 h.

Tabulka 2: Časový postup všech vybraných úprav

Způsob úpravy	Trvání úpravy
$\text{NH}_3/\text{H}_2\text{O}_2$ 3 : 1 (obj.)	Okamžitá
konc. HNO_3 + KOH pH>10	30 min v HNO_3
	15 min v KOH
HCl	15 min
Umělý korund mesh 40	28 h

3.2 Analýza pomocí SEM, XRF a optické mikroskopie

Prvková EDS analýza byla provedena na SEM EVO LS10 od výrobce Zeiss v módu sekundárních elektronů. K analýze byla na nosiče vzorků vždy nanесena 3 vlákna za pomoci pinzety, aby byla eliminována chyba způsobená případným poškrábáním povrchu. Vlákna nebyla povlakována ani zlatem ani uhlíkem, a na nosičích byla přilepena za pomoci vodivé samolepící pásky.

K analýze na SEM byly vyhotoveny také výbrusy referenčního kompozitu, kompozitu s vlákny upravený v konc. HNO_3 a kompozitu s vlákny upravenými ve směsi NH_3 a H_2O_2 . Analýzu těchto výbrusů byla provedena na SEM JEOL JSM-7600F v módu zpětně odražených elektronů při napětí 5,0 kV. Kvůli poruše detektoru zpětně odražených elektronů musel být kompozit s vlákny upravenými v konc. HNO_3 musel být tento výbrus analyzován v módu sekundárních elektronů za napětí 15,0 kV. Výbrusy kompozitů byly podrobeny také EDS analýze.

Analýza prvků byla provedena na přístroji Olympus Vanta VCR. Analýza za pomoci XRF byla zvolena zejména z časové nemožnosti analýzy velkého množství vzorků za pomoci EDS, ačkoliv XRF pro tento typ vzorků není nejvhodnější metodou.

K získání mikroskopických snímků komerčně dostupných a upravených vláken byl využit optický Zeiss Stemi 2000-C.

3.3 Příprava zkušebních těles

3.3.1 Příprava zkušebních těles pro testy mechanických vlastností

Do nádob byly naváženy všechny suroviny. Mikromleté písky, vlákna a chemikálie byly naváženy do samostatných nádob. Bílý cement, bílá mikrosilika a jemný písek dle normy ČSN EN 196-1 byly také naváženy do nádoby k míchačce. Navážky všech surovin lze vidět v tabulce 3. První dávka vody byla odměřena do 250ml odměrného válce. Jednalo se o prvních 248 ml vody. K této dávce vody byl přidán superplastifikátor a chemikálie. Roztok byl následně ručně míchán převrácením válce do rozpuštění chemikálií.

Tabulka 3: Navážky jednotlivých přísad pro UHPC

Název	Hmotnost [g]
Normovaný písek jemný dle ČSN EN 196-1	1980
Mikromletý písek ST 2	135
Mikro-dorsilit 110	405
Bílý cement Aalborg CEM I 52,5 N	864
Mikrosilika RW Füller-Q	216
Ocelová mikrovlákná KrampeHarex 12,5 × 0,2 mm	300
Síran draselný	3,0
Mravenčan draselný	34,4
Objem [ml]	
Superplastifikátor MasterGlenium ACE 446	45
Demineralizovaná voda	278

Bílý cement, bílá mikrosilika a jemný písek dle normy ČSN EN 196-1 byl následně míchán na planetární míchačce 1 min na nejnižší rychlost, aby došlo k dostatečné homogenizaci práškové směsi. Následně byl pozvolně do suché směsi nalit všechn roztok z odměrného válce. Jakmile začalo docházet k plastifikaci, tak byla rychlost mixéru zvýšena na druhý nejvyšší stupeň. Zbytky práškové směsi na stěnách a míchadle byly průběžně v rychlosti odstraňovány. Po úplné plastifikaci byly nadávkovány do směsi v nádobě mixéru mikromleté písky. Po 5 min bylo přidáno do nádoby mixérů posledních 30 ml vody z odměrného válce. Voda byla tentokrát do odměrného válce odměřena 25ml injekční stříkačkou. Následně byla směs míchána na druhý nejvyšší stupeň. Po 8 min byla do směsi dávkována ocelová vlákna. Směs byla opět míchána na druhý nejvyšší stupeň. Po deseti minutách bylo přerušeno míchání. Směs byla nadávkována do kónusu z nerezové oceli. Na setřásacím stolku byl po odstranění kruhu po 30 s pásmovým měřidlem změřen rozliv.

Celá směs byla následně dávkována do vakuovací nádoby, Na její okraj bylo posléze přiděláno těsnění, a byl k ní manuálně připevněn poklop s manuální míchačkou a hadicí s ventilem na odvod plynů. K hadici s uzavřeným ventilem byla následně připojena olejová vývěva, která byla následně zapnuta. Ventil byl opatrně otevřen. Směs byla nabobtnána unikajícími plyny, a po jejím spadnutí byla směs manuálně míchána do momentu, kdy došlo k varu vody. Ventil byl následně uzavřen, a vývěva byla odpojena od nádoby. Vývěva byla následně vypnuta. Posléze byl odstraněn poklop s míchačkou tak, aby pokud možno nedošlo ke vzniku bublin překládáním směsi. Směs byla následně s důrazem, aby nedošlo ke vzniku bublin, dávkována do forem z uhlíkové oceli. Každá forma byla pro 3 zkušební tělesa tvaru trámce o rozměrech 40 × 40 × 160 mm. Naplněné formy byly následně vibrovány na vibračním stolku po dobu 30 s. Posléze byly formy skladovány na zemi, a na povrch byla přilepena transparentní strečová fólie. Po 24 h byly trámce odformovány, a kromě vzorků pro měření jednodenních pevností byly všechny trámce skladovány pod vodou. Všechna zkušební tělesa byla po odformování zvážena.

3.3.2 Příprava zkušebních těles pro testy balistických vlastností

Navážky pro přípravu zkušebních těles na balistické testy byly vypočteny dle receptury pro zkušební tělesa na testy mechanických vlastností tak, aby bylo připraveno 75 kg kompozitu. Poměry surovin se tedy nemění. Pro výrobu zkušebních těles pro testy balistických vlastností byla využita vlákna z chemické lázně $\text{NH}_3/\text{H}_2\text{O}_2$ v objemovém poměru 3 : 1.

Míchání směsi na výrobu zkušebních těles pro testy balistických vlastností probíhalo v laboratorní míchačce pro přípravu betonů. Do míchačky byla nalita voda se superplastifikátorem. Ihned potom byl do míchačky nasypán jemný písek dle normy ČSN EN 196-1, a bylo započato míchání. Následně byl do míchačky nasypán cement, mikromleté písky. Směs následně byla zplastifikována. Po plastifikaci byla míchačka otevřena, a byl smeten všechn přebývající prášek ze stěn a z míchadla. Po rozmíchání zbytků ve směsi byla následně do směsi přisypána ocelová vlákna. Míchání trvalo 10 min.

Po smíchání směsi byla směs lopatou přemístěna do druhé míchačky k odplynění. Směs byla stejně jako v předešlém případě odplyněna až do počátku varu vody. Ke konci bylo ve formách připraveno několik zkušebních těles. Byl připraven 1 panel o rozměrech

50 × 50 × 8 cm jako zkušební těleso multihit zkoušku. Na zkoušku hloubky penetrace bylo vyrobeno 5 válcových zkušebních těles o tloušťce 4 cm a průměru 15 cm. Bylo také vyrobeno 5 zkušebních těles pro zkoušky mechanických vlastností.

3.4 Test pevnosti v tahu ohybem

Test pevnosti v tahu ohybem probíhal na univerzálním testovacím přístroji Instron 5985 se siloměrnou hlavou 250 kN. Jako zkušební tělesa byly použity trámce o rozměrech 40 × 40 × 160 mm. Vzdálenost podpěr byla 100 mm. Rychlost zatěžování byla do zatížení 5 kN velikosti 3 mm/min. Následně byla rychlost zatěžování 0,08 kN/s. Zkušební tělesa se na zkoušky pevnosti v tahu ohybem využívala po 1, 7, 28 a 95 dnech. Zkušební tělesa pro měření pevnost v tlaku byla po 24 h uchovávána pod vodou pro měření pevností po 7, 28 a 95 dnech o průměrné teplotě cca 18 °C. Pro měření pevnosti v tahu ohybem po 28 dnech byla využito 5 zkušebních těles. Jinak byla pevnost v tahu ohybem měřena na 3 tělesech. Měřením pevností po 90 dnech bylo kvůli nepřítomnosti odloženo na měření pevností po 95 dnech. Je nutné neopomenout, že po 95 dnech musely být pevnost v tahu ohybem zkoušeny na jiném ohybovém přípravku. Všechna zkušební tělesa byla po vyjmutí z uložení pod vodou před měřením zvážena.

3.5 Test pevnosti v tlaku

Test pevnosti v tlaku probíhal na testovacím přístroji BetonSystem. Jako zkušební tělesa byly použity prasklé trámce po trojbodové zkoušce pevnosti v tahu ohybem rozměrech 40 × 40 × 160 mm. Na těchto zkušebních tělese byla pevnost v tlaku vždy měřena 2 × přibližně v polovině neprasklé části trámce. Testy tedy zhruba odpovídaly testem pevnosti v tlaku na krychlích o délce hrany 40 mm. Zatěžovaná plocha byla 1600 cm² a rychlost zatěžování byla 2,4 kN/s. Zkušební tělesa se na zkoušky pevnosti v tlaku využívala po 1, 7, 28 a 95 dnech. Zkušební tělesa pro měření pevnost v tlaku byla po 24 h uchovávána pod vodou pro měření pevností po 7, 28 a 95 dnech o průměrné teplotě cca 18 °C. Pro měření pevnosti v tlaku po 28 dnech byla využito 5 zkušebních těles. Jinak byla pevnost v tlaku měřena na 3 tělesech. Měřením pevností po 90 dnech bylo kvůli nepřítomnosti odloženo na měření pevností po 95 dnech. Všechna zkušební tělesa byla po vyjmutí z uložení pod vodou před měřením zvážena.

3.6 Testy balistických vlastností

Testy balistických vlastností byla použita puška rychlostně rozptyloměrná hlaveň ráže 7,62 mm s laserovým zaměřovačem. Ke střelbě na panel o rozměrech $50 \times 50 \times 8$ cm se vzadu nalepeným skelným laminátem o tloušťce 8 mm a plošné hmotnosti $16,2 \text{ kg/m}^2$. Tento skelný laminát byl na zadní část panelu přilepen jednokomponentním polyuretanovým lepidlem Sikaflex 252. Ke střelbě na tento panel byly využity náboje $7,62 \times 54R$ API B32, s celoplášťovou střelou s ocelovým jádrem, o ústové rychlosti $850 \pm 20 \text{ m/s}$ a náboje $7,62 \times 51$ AP8, s celoplášťovou střelou s wolframkarbidovým jádrem, o ústové rychlosti $930 \pm 20 \text{ m/s}$. Panely byly využity k takzvanému multihit testu. Při něm bylo stříleno na betonový panel vždy do tvaru rovnostranného trojúhelníka. Po dosažení rovnostranného trojúhelníka o straně délky 2 cm bylo stříleno do stejného místa jako při předešlém zásahu. Jako svědečný systém pro zaznamenání průstřelu byl využit hliníkový plech o tloušťce 0,5 mm. Ke přesnému popisu místa dopadu projektilu byl využit souřadnicový systém x-y s počátkem souřadnic v levém dolním rohu panelu. Zadaný stupeň balistické odolnosti, pro který byly panely testovány, měl odpovídat odolnostní třídě A3 STANAG 2280, Edition 2 / ATP-3.12.1.8, Edition A.

Ke střelbě na válcová tělesa tloušťce 4 cm a průměru 15 cm byly využity náboje $7,62 \times 54R$ API B32. Válcová zkušební tělesa o průměru 158 mm a tloušťce 40 mm byla využita k testu hloubky penetrace. V jejich zadní části bylo tedy umístěno polonekonečné válcové těleso hliníkové slitiny o tloušťce 80 mm a průměru 90 mm k určení residuální penetrace. Toto hliníkové těleso bylo posléze zrentgenováno, aby byla určena hloubka penetrace a následně vypočten diferenciální faktor penetrace. Jednalo se o slitinu EN AW-2030-T4 (AlCu4PbMg) o hustotě $2,8085 \text{ g/cm}^3$. Měření dopadových rychlostí projektilu v obou případech proběhlo za pomoci optických hradel. Do zkušebních těles bylo stříleno nejdříve po 28 dnech zrání pod vodou. V našem případě se jednalo o 35 dní, protože zkušební tunel nebyl z časových důvodů dostupný. Byla zároveň provedena zkouška mechanických vlastností zkušebních těles vyrobených ze směsi pro výrobu těles na balistické testy. Výsledky zkoušek balistických vlastností pro referenční kompozity byly převzaty ze starších protokolů vzniklých ze zkoušek UHPC vyvinutých na FCH. Diferenciální faktor účinnosti DEF byl vypočten dle rovnice

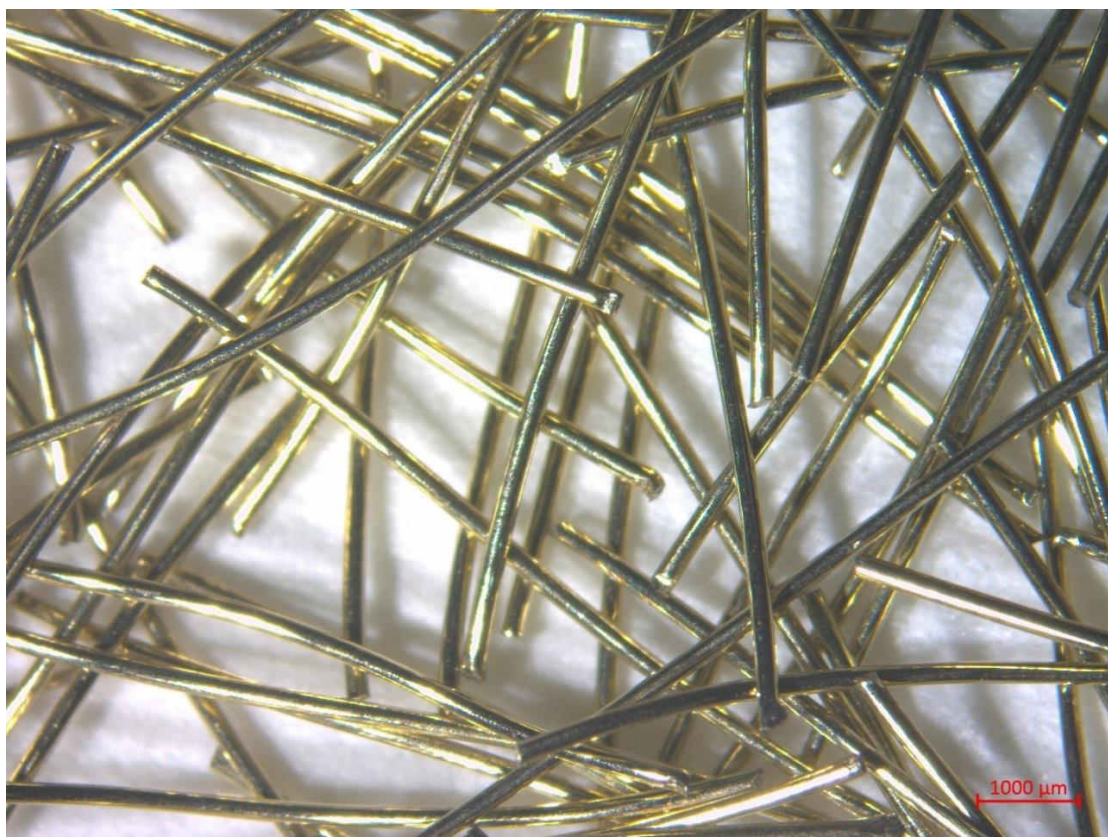
$$DEF = \frac{\rho_r(P_r - P_{res})}{\rho_s H_s},$$

kde ρ_r je objemová hmotnost materiálu svědečného systému, ρ_s je objemová hmotnost zkoušeného materiálu, P_r je penetrace projektilu do svědečného systému bez přítomnosti zkušebního tělesa, P_{res} residuální penetrace projektilu ve svědečném systému po průstřelu zkušebního tělesa a H_s je tloušťka zkušebního tělesa.

4 VÝSLEDKY A DISKUZE

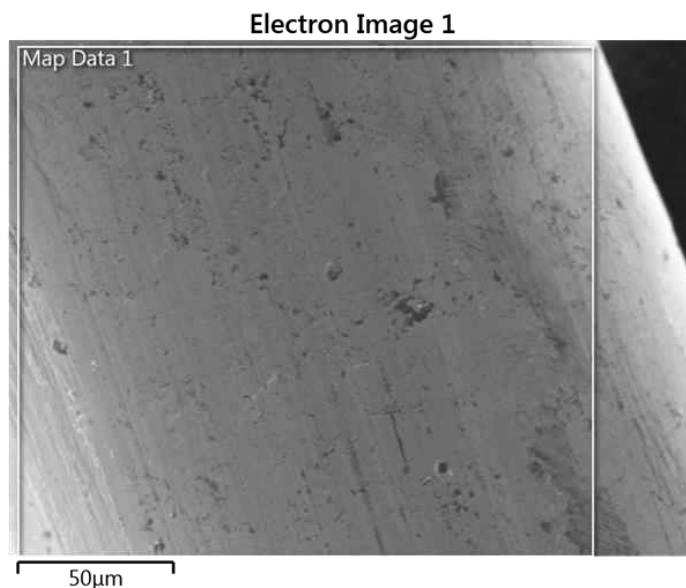
4.1 Analýza povrchu pomosazených ocelových mikrovláken

Na obrázku 17 lze vidět snímek komerčně dostupných pomosazených ocelových mikrovláken z optického mikroskopu. Lze si na něm všimnout především toho, že pomosazená vlákna mají lesklý povrch zlaté barvy. V některých místech je barva vlákna nazelenalá či namodralá, což by mohlo být způsobeno částečným zreagováním mědi v mosazi. Nejspíše se však jedná o jev způsobený odrazem světla, jelikož jsou na vláknech viditelné i škrábance. Vesměs je však většina povrchu vláken hladká.



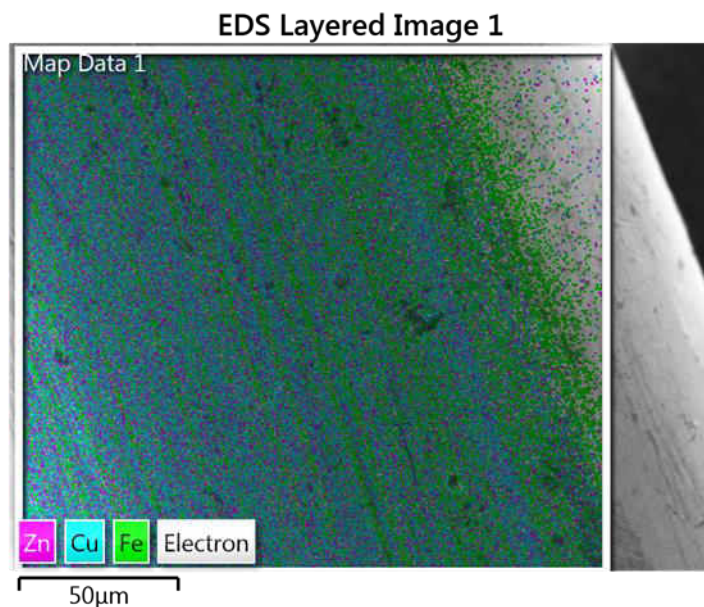
Obrázek 17: Mikroskopický snímek pomosazených ocelových vláken

Na obrázku 18 lze vidět SEM snímek povrchu pomosazeného ocelového mikrovlákn. Lze si na něm všimnout různých povrchových škrábanců a vad. Na povrchu se však nenacházejí žádné pravidelné útvary, v takovém počtu, aby se významně podílely na adhezi vlákna v UHPC jeho mechanickým zaklesnutím do matrice. Vady nacházející se na povrchu jsou nejspíše důsledkem skladování mikrovláken a manipulací s nimi během výroby a skladování. O povrchu pomosazeného ocelového mikrovlákn lze tedy prohlásit, že je vesměs hladký. Na povrchu si lze také všimnout nanesení mosazi podélně s osou vlákna ve formě proužků.



Obrázek 18: SEM snímek povrchu pomosazeného ocelového mikrovlákná

Na obrázku 19 lze vidět SEM snímek EDS mapy prvků přítomných na povrchu pomosazeného ocelového mikrovlákná. Lze na něm vidět nerovnoměrné zastoupení prvků na povrchu vlákna, přičemž znatelná část železa prosvítá i na povrch vlákna. Můžeme tedy prohlásit, že kvalita pomosazení komerčně dostupného ocelového mikrovlákná není vysoká. Je v první řadě poměrně nerovnoměrná a relativně tenká.



Obrázek 19: SEM snímek EDS mapy prvků přítomných na povrchu pomosazeného ocelového mikrovlákná

Podrobnější prvkové složení povrchové úpravy pomosazeného ocelového mikrovlákná pak ukazuje tabulka 4 s hodnotami vycházejícími z EDS analýzy. Z této tabulky lze vyčíst, že na povrchu je nejvíce zastoupena Cu. Ta je následovaná Fe a Zn. Po přepočtu hmotnostních procent lze zjistit, že se mosaz na povrchu skládá ze 68,7 % Cu a 31,3 % Zn. Při tomto složení se jedná tedy o α -mosaz [12]. Výše zmíněné charakteristiky v této práci používaných pomosazených ocelových mikrovláken je tedy v souladu s v teoretické části zmiňovanou literaturou [7, 33, 35, 36, 37, 39, 40]

Tabulka 4: Prvkové složení povrchové složení pomosazeného ocelového mikrovlákná

Prvek	Hm. Procento [%]
Cu	43,3
Fe	37,0
Zn	19,7

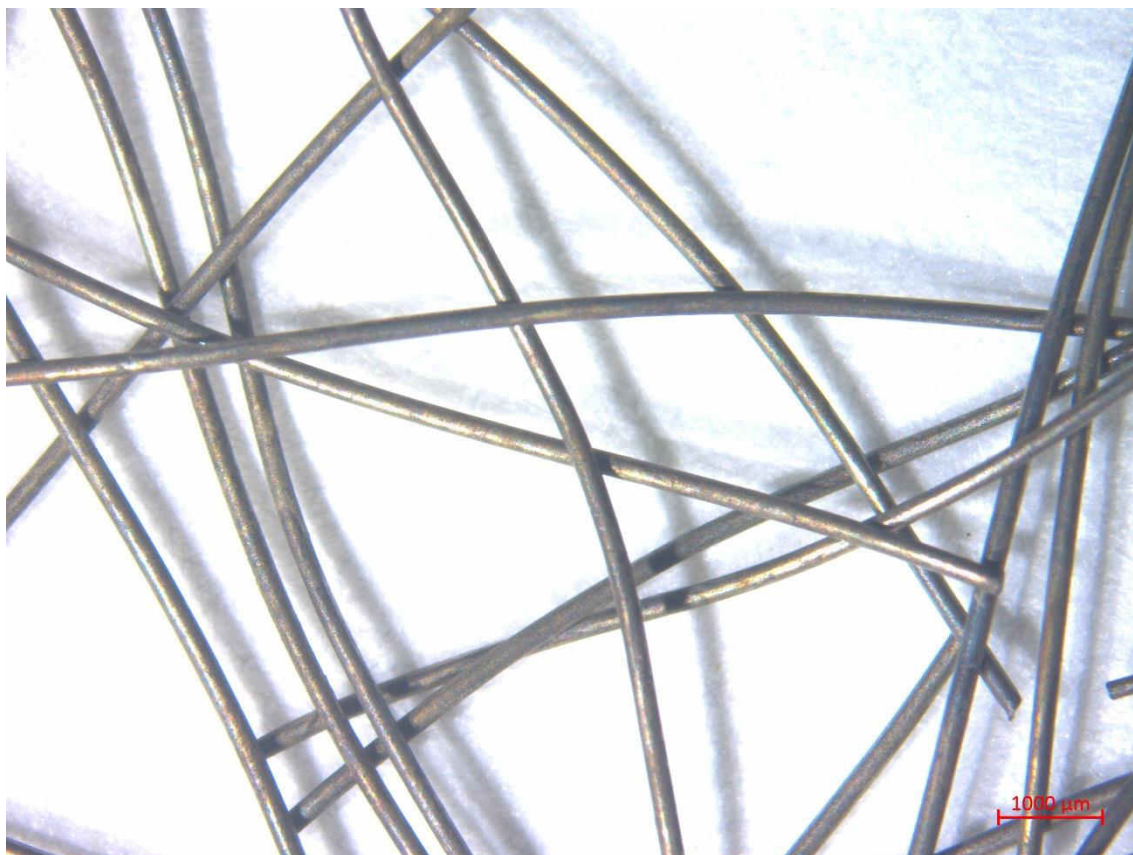
4.2 Výsledky prvotních pokusů úpravy ocelových vláken

Na obrázku 20 lze vidět mikroskopický snímek vláken upravených v konc. H_2SO_4 po dobu 30 min. Na první pohled si na něm lze všimnout velkého množství rzi na vláknech. Na mnoha místech ale kromě nánosu rzi lze vidět také ocel, která byla odhalena odstraněním mosazi. Na několika málo místech si lze všimnout proužku zlaté barvy prosvítající skrze korozní produkty. Jedná se nejspíše o mosaz, která na těchto místech nebyla odstraněna, ale zůstala na povrchu mikrovlákná ve formě zlatého proužku, což je nejspíše výše zmíněným nanesením mosazi ve formě podélných proužků v ose vlákna. Rozměry vláken nejsou znatelně rozdílné oproti pomosazeným ocelovým mikrovláknům. Koroze se na všech vláknech objeví vždy po jejich sušení v sušárně.



Obrázek 20: Mikroskopický snímek vláken upravených v konc. H_2SO_4 po dobu 30 min

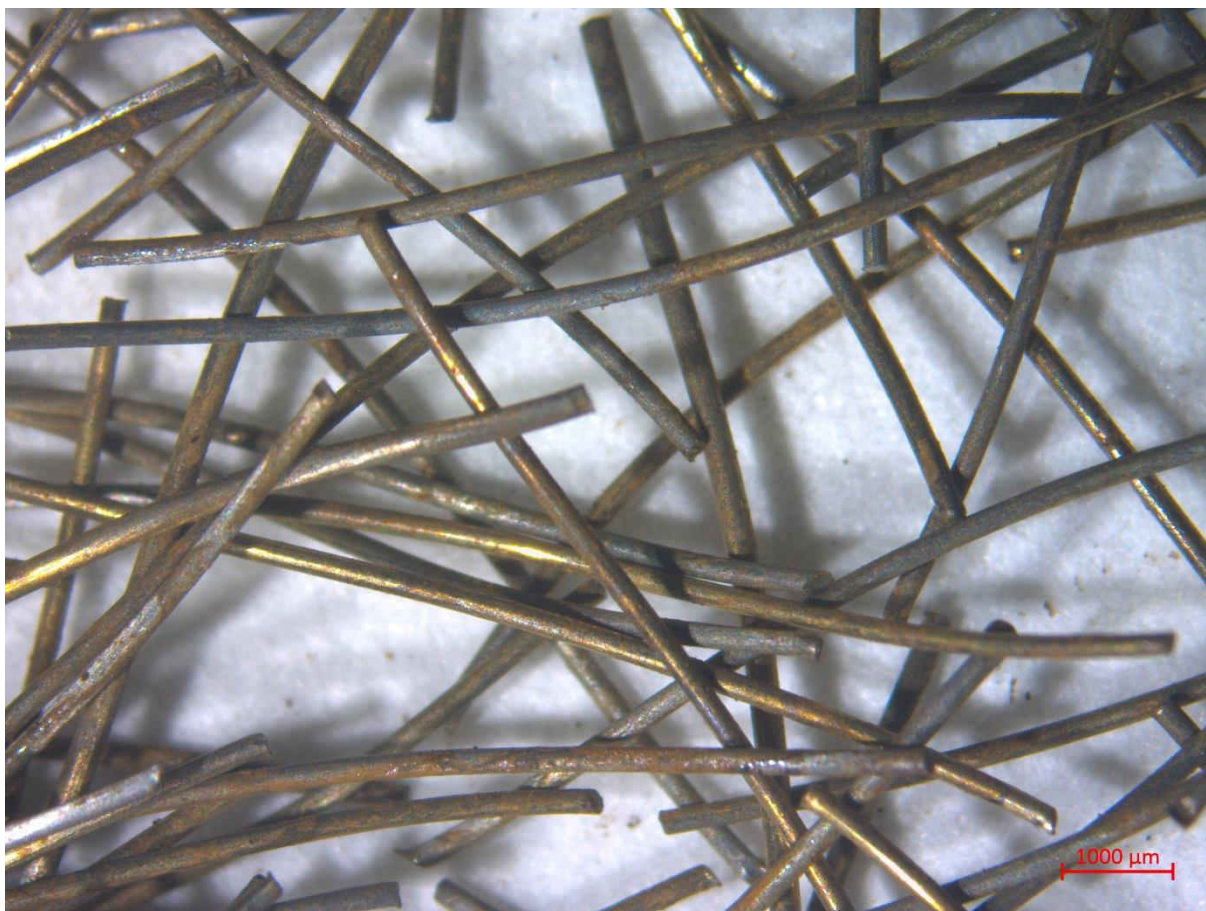
Na obrázku 21 lze vidět Mikroskopický snímek vláken upravených v konc. H_2SO_4 po dobu 15 min následně promytých EtOH. Oproti předešlému obrázku 20 si lze všimnout především absence většiny rzi na povrchu vláken. Na jejich povrchu je však stále určité množství rzi přítomno. Na některých vlákních si lze také povšimnout zlatých bodů, což nejspíše budou zbytky mosazi. Na většině plochy vláken však lze nyní vidět odhalenou ocel. Absence rzi zde byla způsobena promytím vláken v EtOH. Při sušení jsou tedy vlákna v kontaktu s minimálním množstvím vody, a všechna kapalina přítomná na vlákních se odpaří dříve. Upravování ocelových mikrovláken v konc. H_2SO_4 vede po 8 min ke vzniku mléčně zakaleného roztoku, jehož barva se cca po 15 min změní na měděnou až rezavou barvu. Po 12 min dochází k prudkému vývinu plynů. Jedná se nejspíše o H_2 , což bylo potvrzeno zkumavkovou reakcí.



Obrázek 21: Mikroskopický snímek vláken upravených v konc. H_2SO_4 po dobu 15 min následně promytých EtOH

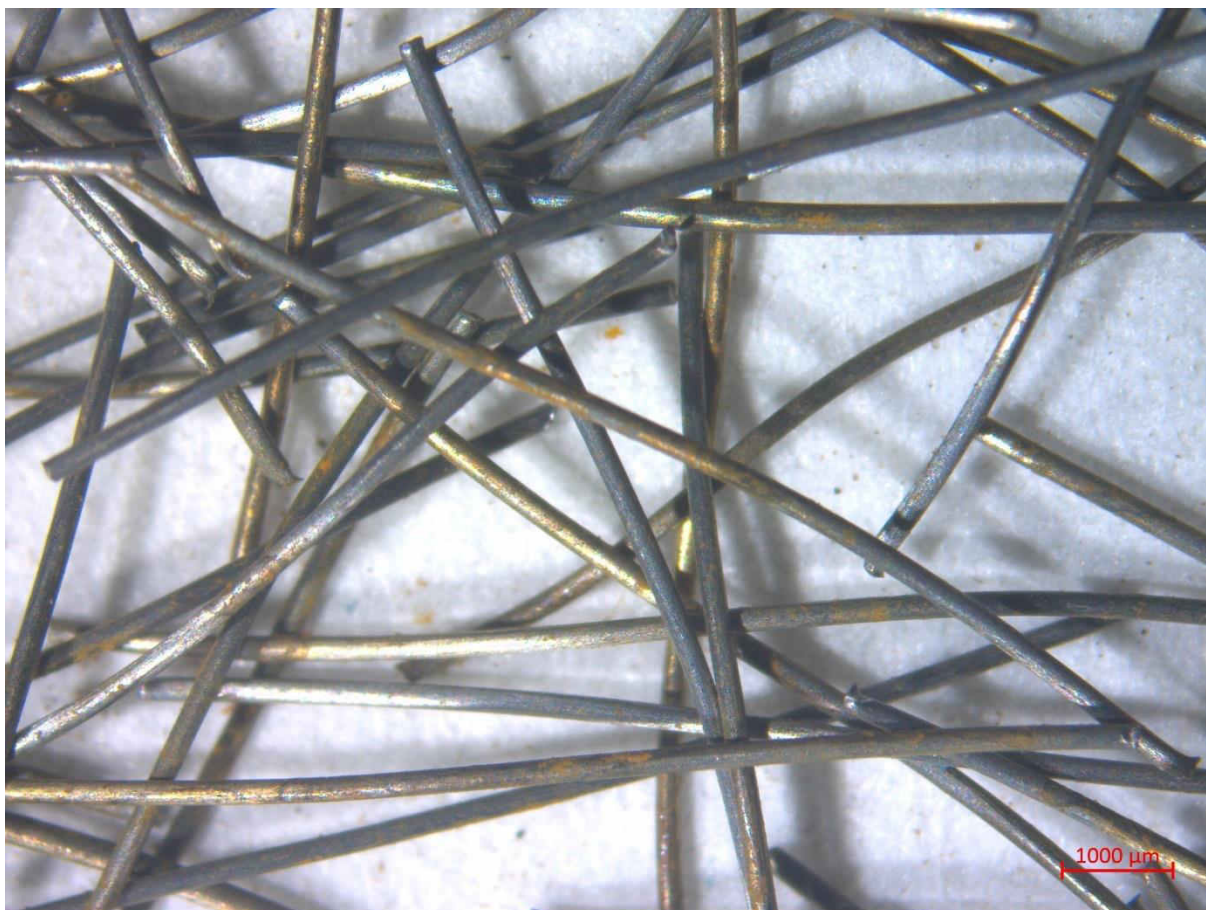
Na obrázku 22 lze vidět mikroskopický snímek vláken upravených ve směsi NH_4Cl , jehož roztok měl koncentraci 100 g/l, a konc. NH_3 po dobu 5 h. Na tomto snímku si lze povšimnout jak rzi na povrchu tak i odhalené oceli. Pozornost upoutají především zlatě zbarvené body na povrchu vláken, kterých je více než v předešlých případech. Tyto body jsou zároveň větší než v předešlých případech. To svědčí o méně dokonalém odstranění rzi než v předešlých případech úprav vláken. Roztok po této úpravě nabyl červenou až měděnou barvu, přičemž ale byla zachována jeho průhlednost. Za pozornost stojí červená sraženina, která vznikala na povrchu roztoku. Mohlo by se jednat o $\text{Fe}(\text{OH})_3$ vznikající v zásaditém prostředí z FeCl_3 .

V průběhu úpravy navíc také dochází k vývinu bublin, což může být způsobeno H_2 unikajícím reakcí zásady se Zn. Toto se však bohužel nepodařilo zkumavkovou reakcí prokázat z hlediska velmi malého množství vznikajícího plynu.



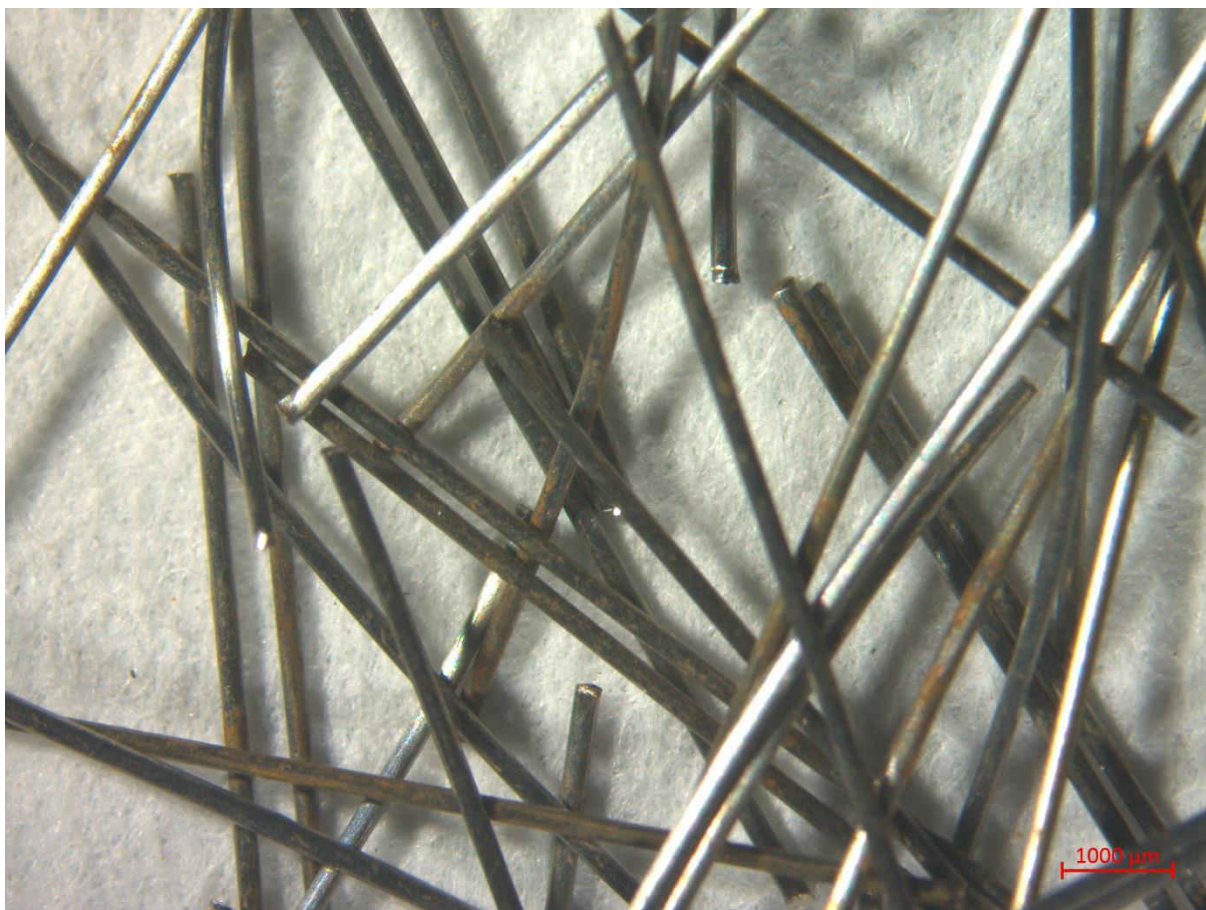
Obrázek 22: Mikroskopický snímek vláken upravených ve směsi NH_4Cl , jehož roztok měl koncentraci 100 g/l, a konc. NH_3 po dobu 5 h

Na obrázku 23 lze vidět mikroskopický snímek vláken upravených ve směsi $(NH_4)_2CO_3$, jehož roztok měl koncentraci 30 g/l, a konc. NH_3 po dobu 5 h. Na první pohled si lze v porovnání se snímek na obrázku 22 všimnout mnohem menšího množství rzi. Na povrchu vláken lze tedy v tomto případě vidět ve většině případů odhalenou ocel nebo ostrůvky zlaté barvy značící nedostatečné odstranění mosazi na některých místech vláken. Rozměry vláken se jeví bez výrazné změny. V průběhu úpravy měnil roztok průběžně barvu od žluté až zlaté barvy s mléčným zákalem. To mohlo být způsobeno uhličitánem železitým. Za pozornost přitom stojí, že nebyl sledován vývin plynů. Nevýhodou je nízká a poměrně nepředvídatelná rozpustnost $(NH_4)_2CO_3$ v konc. NH_3 .



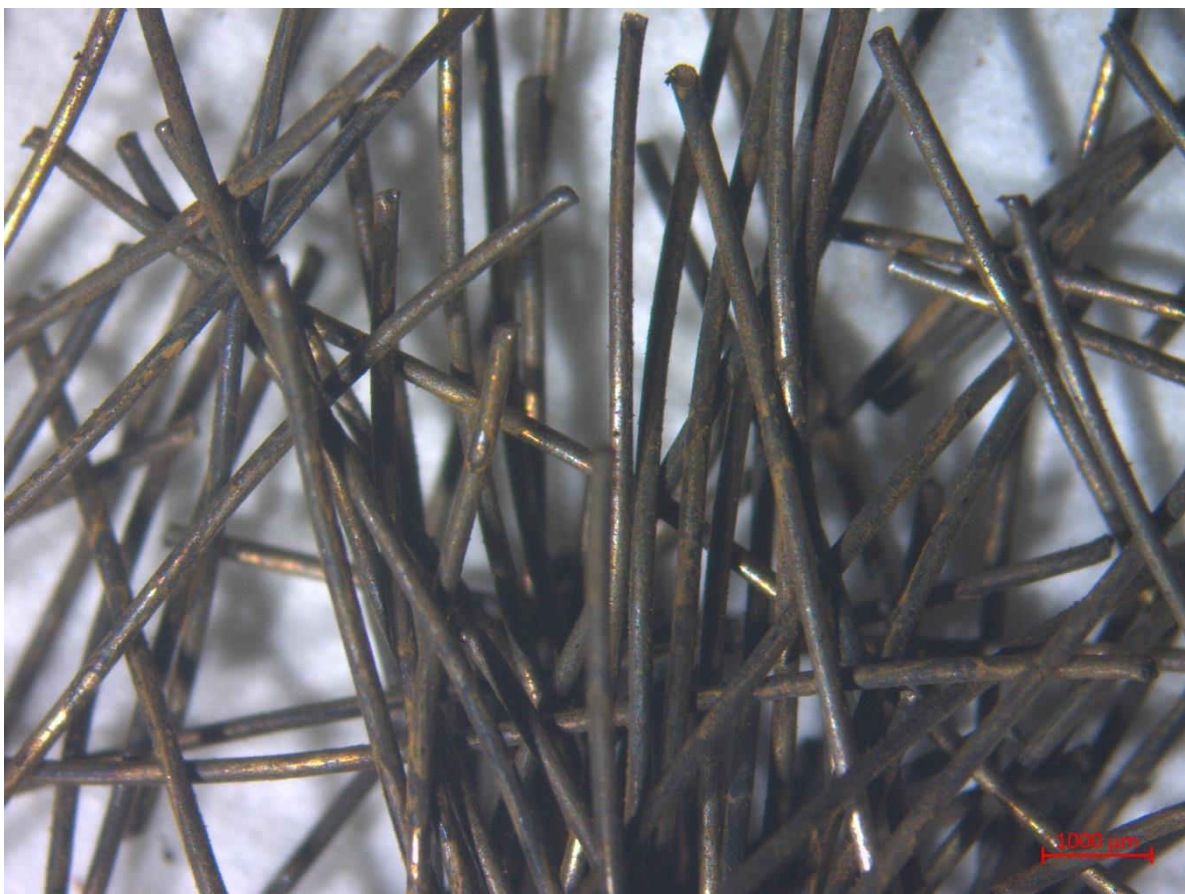
Obrázek 23: Mikroskopický snímek vláken upravených ve směsi $(\text{NH}_4)_2\text{CO}_3$, jehož roztok měl koncentraci 30 g/l, a konc. NH_3 po dobu 5 h

Na obrázku 24 lze vidět mikroskopický snímek vláken mechanicky upravených mletím s umělým korundem o zrnitosti mesh 40 po dobu 28 h. Na snímku lze vidět na většině zbytky mosazi, ačkoliv se zdá, že na některých místech došlo k odstranění mosazi vzhledem ke stříbrolesklé barvě vláken. To však není v souladu s níže uvedenými výsledky. Po vyjmutí z PET lahve měla vlákna spíše šedou barvu, a nejevila na pohled okem žádné známky pozůstatků mosazi. Na povrchu vláken byl však patrný jemný kovový prach, který zbarvoval do šeda téměř vše, s čím vlákna přišla do styku, což svědčí o úspěšném otírání materiálů vláken o korund. Je následně nutno říci, že i přes magnetickou separaci korundu a vláken docházelo k uvíznutí zrn korundu mezi zakleslými vlákny. Jednalo se však o nepatrný počet částic korundu, a většina z nich zůstala na dně kyblíku a nádob, se kterými přišla vlákna do styku.



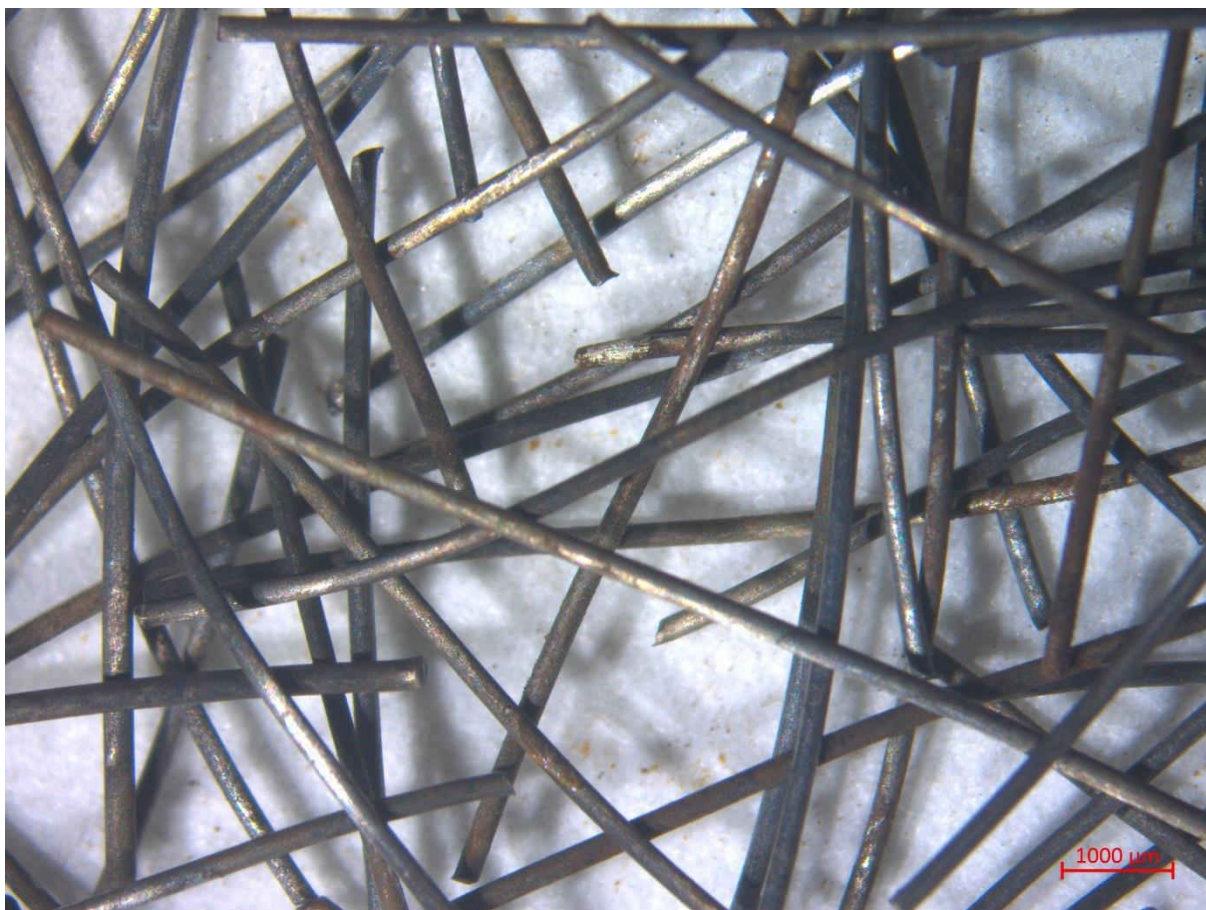
Obrázek 24: Mikroskopický snímek vláken mechanicky upravených mletím s umělým korundem o zrnitosti mesh 40 po dobu 28 h

Na obrázku 25 lze vidět mikroskopický snímek vláken upravených v HCl po dobu 15 min. Povrch vláken je podobný jako snímek vláken upravovaných ve směsi NH_4Cl na obrázku 22. Na vlákních je patrná koroze. Místy však lze vidět i odhalenou ocel. Na povrchu vláken se také vyskytují zlatá místa, což značí neúplné odstranění mosazi z povrchu ocelových mikrovláken. Rozměry vláken se jeví bez výrazné změny. Za povšimnutí stojí zelené zbarvení roztoku HCl po proběhnutí úpravy. Jedná se nejspíše o barvu vznikajících hydrátů FeCl_2 . To potvrzuje buď nekompletní překrytí oceli mosazí nebo alespoň výrazné nakoncentrování velkého množství Zn v určitých oblastech mosazi na povrchu. Při úpravě se z roztoku pomalu uvolňují plyny, což značí vývin H_2 . To se potvrdilo i zkumavkovou reakcí.



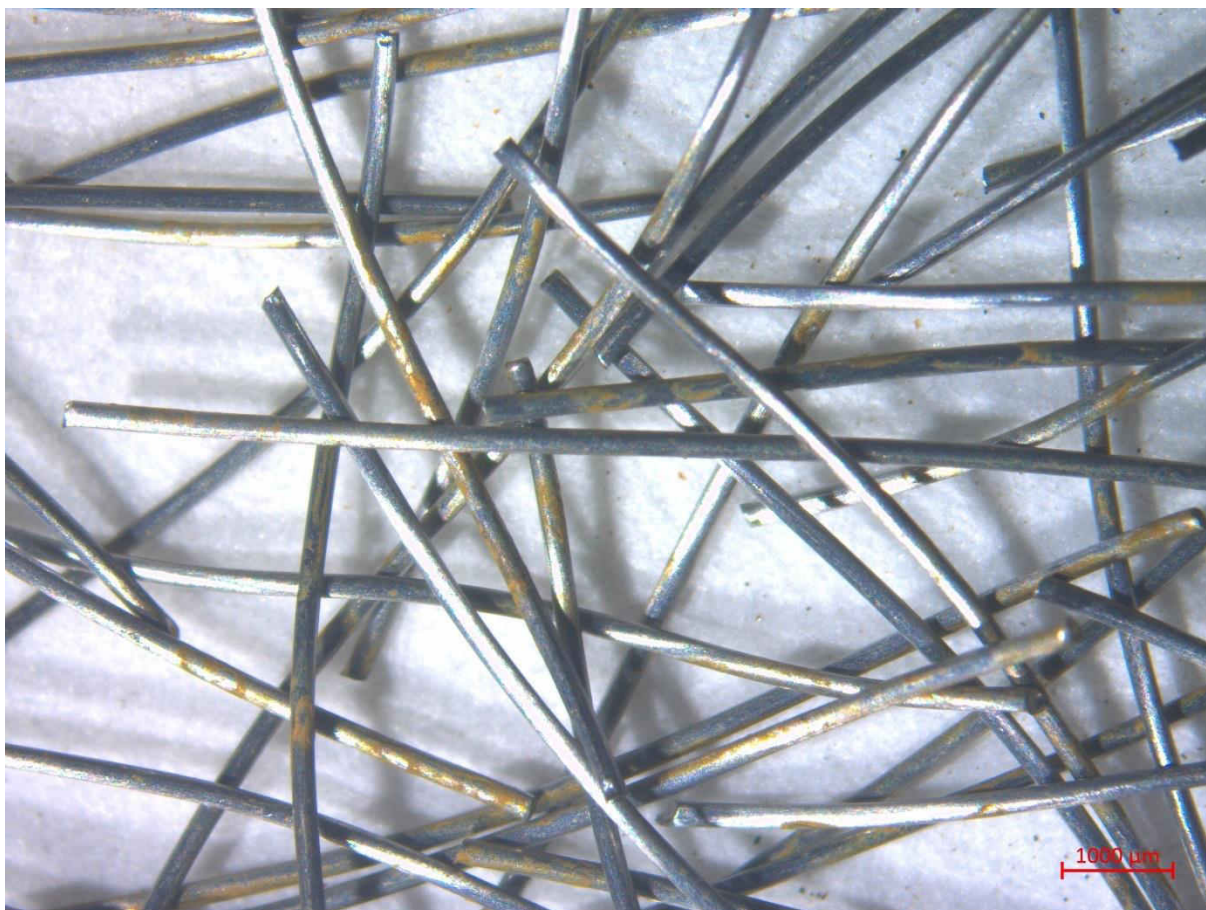
Obrázek 25: Mikroskopický snímek vláken upravených v HCl po dobu 15 min

Na obrázku 26 lze vidět mikroskopický snímek vláken upravených v konc. HNO_3 po dobu 30 min, a následném ponoření vláken do roztoku KOH o $\text{pH} > 10$ po dobu 15 min. Na snímku si lze tentokrát opět všimnout velkého množství rzi přítomné na vláknech. Místy lze vidět i odhalenou ocel pod mosazí. Zajímavým faktem je však to, že na snímku nelze vidět kousky mosazi, které by nebyly odstraněny. Některé zkorodované části jsou navíc pokryty černými korozními produkty, které mohly vzniknout jako následek oxidace železa za pomoci konc. HNO_3 . Jedná se především o Fe_3O_4 . Rozměry vláken nejsou výrazně změněny. Při úpravě docházelo nejdříve k prudkému vývinu plynů dusíku oranžově hnědého zbarvení trvajícím řádově v desítkách vteřin až jednotkách minut. Roztok následně nabyl zelené barvy. Ke konci byl roztok sytě pastelové oranžově hnědé barvy. Ta byla nejspíše způsobena vznikem dusičnanu železitého. Po ponoření vláken do roztoku KOH o $\text{pH} > 10$ došlo ke zčernání tohoto roztoku. To si lze vysvětlit odpadnutím části Fe_3O_4 po HNO_3 do roztoku způsobené prvotním rozpouštěním pasivační vrstvy vlivem počátečního zředění kyseliny na povrchu vláken.



Obrázek 26: Mikroskopický snímek vláken upravených v konc. HNO_3 po dobu 30 min, a následném ponoření vláken do roztoku KOH o $\text{pH} > 10$ po dobu 15 min

Na obrázku 27 lze vidět mikroskopický snímek vláken upravených ve směsi NH_3 a H_2O_2 v objemovém poměru 3 : 1. Na snímku si lze na první pohled všimnout především odhalené oceli bez jakýchkoliv viditelných známek zbytků mosazi. Na několika místech se vyskytuje malé množství korozních produktů. Rozměry vláken nejsou významně ovlivněny. Ihned po nalití směsi k vláknům dochází k varu směsi a jejímu zbarvení do modré až fialové barvy, což je nejspíše způsobeno komplexem mědi na amoniaku. Reakce je výrazně exotermní. Dochází také nejspíše k odpařování NH_3 , H_2O_2 , O_2 a H_2O ze směsi. Přítomnost O_2 a H_2O_2 se však nepodařilo prokázat zkumavkovou reakcí. Autoři se proto domnívají, že ze směsi uniká i H_2O ve formě páry, což potvrzují i orosené stěny reakčních nádob, a také fakt, že směsi ke konci úpravy výrazně ubyde, takže je nutné ji připravovat cca s 20% přebytkem, aby došlo k úplnému pokrytí vláken.



Obrázek 27: Mikroskopický snímek vláken upravených ve směsi NH_3 a H_2O_2 v objemovém poměru 3:1

Výsledky analýzy vláken za pomoci XRF lze vidět v tabulce 5. Z výsledků v tabulce 5 lze vidět, že směs NH_3 a H_2O_2 je v odstraňování mosazi z povrchu ocelových vláken zdaleka nejlepší. Druhou nejlepší je úprava vláken v HNO_3 s následným ponořením vláken do NaOH s $\text{pH} > 10$. Úprava v HNO_3 však na povrchu vláken nechala část zinku z mosazi. Třetí nejlepší lázní v případě odstranění mosazi z ocelových mikrovláken je lázeň s uhličitanem amonným v konc. roztoku amoniaku. Tato úprava má z hlediska praktičnosti jistý potenciál, protože při ní nedochází k vývinu plynů, a není nikterak komplikovaná. Také by mohlo docházet k promíchávání směsi v třepačce hlava-pata. Je však nutné roztok uhličitanu v amoniaku dostatečně poupravit, aby rozpustnost uhličitanu v amoniaku byla optimální, a zároveň bylo pH roztoku vyšší než 10. Případně by bylo možné urychlit úpravu v tomto roztoku přidávkem malého množství oxidačního činidla jako třeba KMnO_4 atp... O trochu hůře než roztok s uhličitanem amonným dopadl roztok s NH_4Cl . Chlorid amonný sice nemá s rozpustností v konc. roztoku NH_3 problém, ale vede zřejmě ke korozi oceli pod mosazí (vznik $\text{Fe}(\text{OH})_3$ na hladině roztoku).

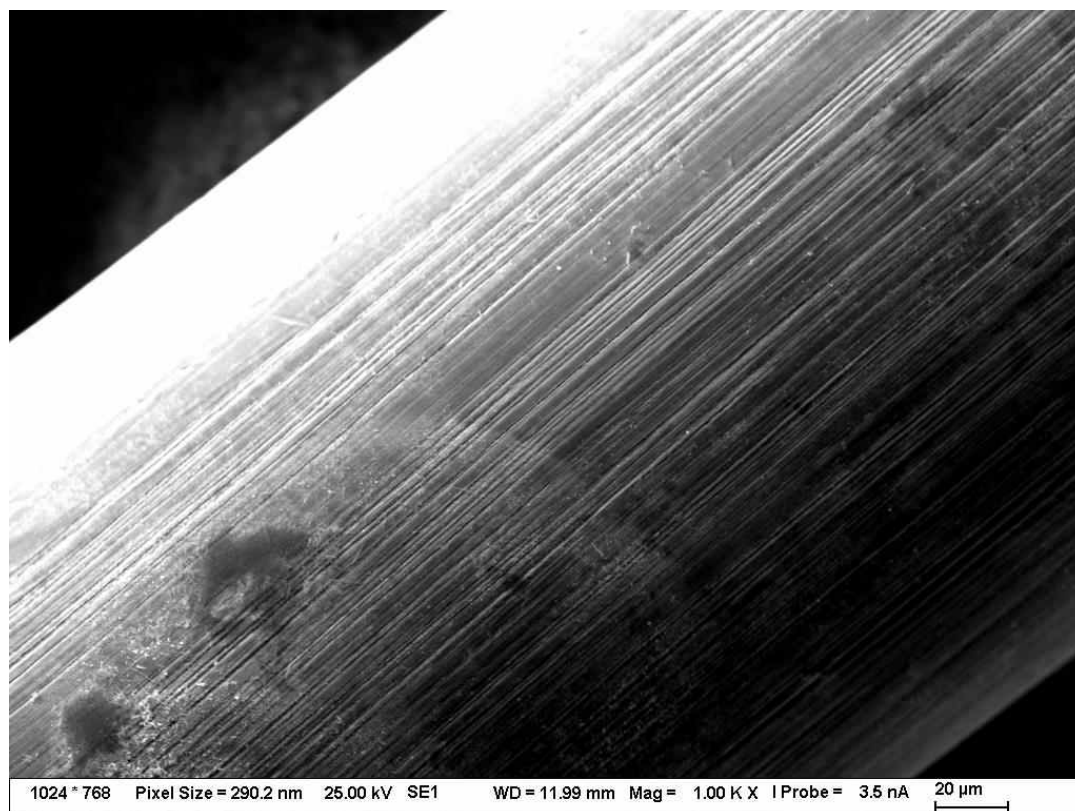
Na pátém místě úprav z hlediska odstranění mosazi z povrchu ocelových mikrovláken je HCl . U ní došlo zejména k odstranění zinku z mosazi. Překvapivě však došlo i k odstranění části mosazi, což mohlo být způsobeno především vlivem odzinkování mosazi. Je však nutné poznamenat její očividné reagování s železem za vzniku FeCl_2 a zeleného zbarvení roztoku. Její využití k úpravě je zajímavé zejména z hlediska porovnání s literaturou [7]. V případě

upravování vlákna za pomoci konc. H_2SO_4 jsou oba výsledky téměř stejné. Rozdíl mohl být způsoben nepravidelností míchání. Zajímavým zjištěním je přítomnost síry, nejspíše ve formě síranů, na vláknech. Ačkoliv se přítomnost jiných látek na vláknech po jiných úpravách neprokázala, je nutné mít vždy na paměti, že na povrchu mohou vždy látky z roztoku k úpravě v různých formách zůstat, což by mohlo negativně či pozitivně ovlivnit následné vlastnosti UHPC. Také by tyto pozůstatky látek mohly urychlovat korozi oceli, ze které vlákna jsou. Ideální je tedy předcházet těmto jevům účinným odstraněním těchto látek a to kupříkladu několikanásobnou dekantací. Z úpravy vláken s konc. H_2SO_4 a jejich následným promytím EtOH lze také vidět, že promytím vláken v nevodném rozpouštědle lze pozitivně ovlivnit jejich korozi z hlediska odstranění vody. Je však nutné nejprve použít vodu, aby došlo k odstranění látek rozpustných ve vodě. Nejhorší úpravou z hlediska odstranění mosazi z povrchu vláken bylo pak mletí vláken s umělým korundem o zrnitosti mesh 40 na třepačce hlava-pata. Ačkoliv došlo sice ke změně barvy vláken, tak zřejmě došlo jenom k vyleštění mosazi do stříbrolesklé barvy.

Tabulka 5: Výsledky XRF analýzy ocelových mikrovláken

Typ úpravy	Hm. Složení [%]		
	Cu	Zn	S
Mosaz	4,92	2,28	-
$\text{NH}_3/\text{H}_2\text{O}_2$ 3 : 1 (obj.)	0,05	0,00	-
$(\text{NH}_4)_2\text{CO}_3$ 30 g/l + NH_3	0,71	0,32	-
konc. H_2SO_4 + promytí v EtOH	4,47	1,60	3,01
konc. H_2SO_4	4,04	1,30	2,60
konc. HNO_3 + KOH pH>10	0,04	0,05	-
HCl	2,69	0,84	-
Umělý korund Mesh 40	3,39	1,36	-
NH_4Cl 100 g/l + NH_3	1,21	0,51	-

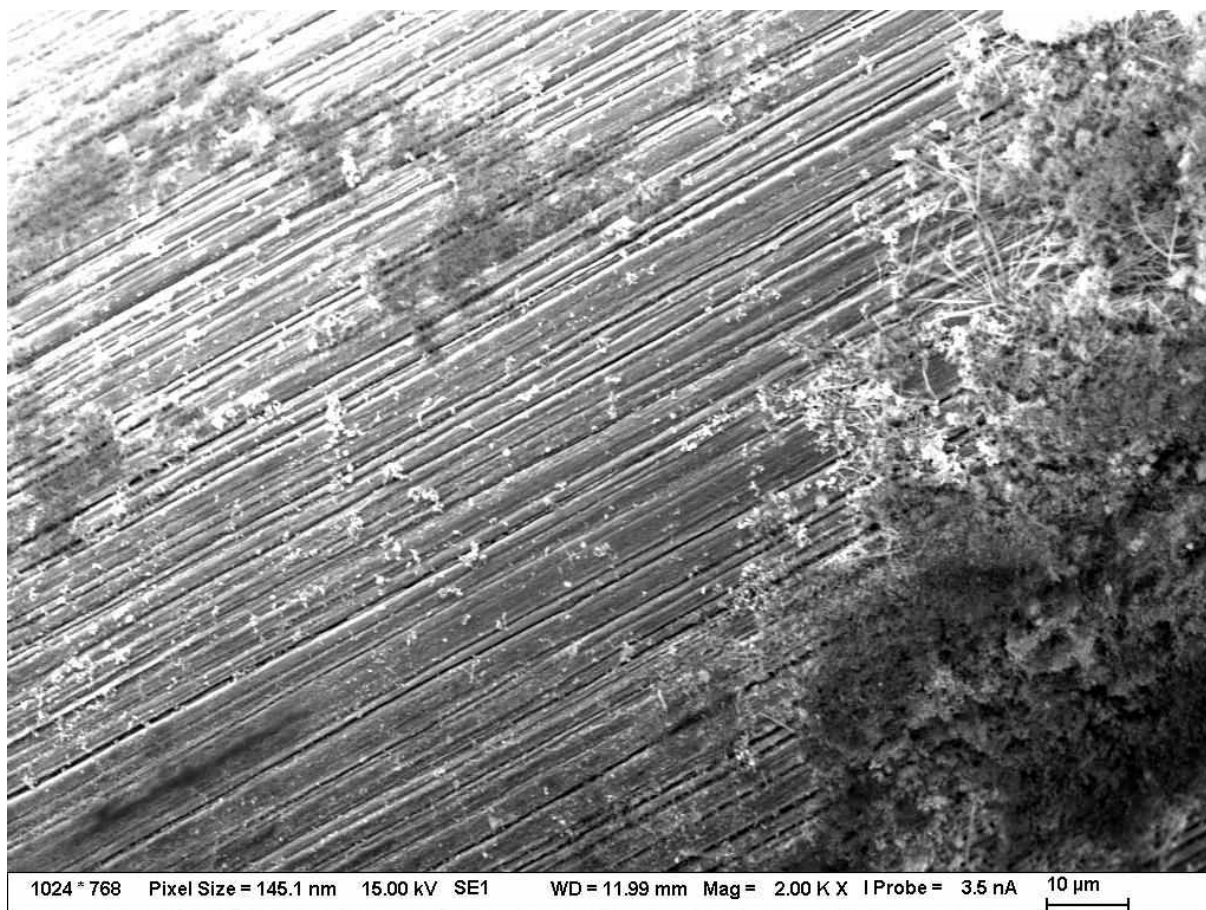
Dále budou zmíněny a rozebrány SEM snímky vybraných úprav vláken vybraných pro využití v testech mechanických vlastností. Na obrázku 28 lze vidět SEM snímek vlákna upraveného ve směsi NH_3 a H_2O_2 v poměru 3 : 1. Na první pohled zaujme velký počet rýh o šířce až přibližně okolo 1 μm v podélné ose vlákna. Vláknko tedy již není tak hladké jako pomosazené ocelové mikrovláknko, a na povrchu má dost útvarů, které se mohou mechanicky zaklesnout do matrice. Vzniklé rýhy jsou nejspíše na povrchu oceli vlákna již od výroby, protože jsou k nalezení na SEM snímcích vláken upravených jinými metodami. Zůstává tedy otázkou, zda se nemůže jednat o útvary vzniklé nebo alespoň částečně prohloubené oxidací železa podobnou těm v případě některých článků [36, 37].



Obrázek 28: SEM snímek vlákna upraveného ve směsi NH_3 a H_2O_2

Na obrázku 29 lze vidět podrobný SEM snímek některých útvarů na vlákně upraveného ve směsi NH_3 a H_2O_2 v poměru 3 : 1. Několik míst na tomto snímku bylo podrobeno EDS analýze. V případě tmavších skvrn na vlákně, kterých si lze všimnout vlevo nahoře se jedná o místa, kde nebyla úplně odstraněna měď. Dle struktury těchto útvarů na snímku lze však usuzovat, že morfologii povrchu vlákna nikterak podstatně neovlivňuje. V případě menších útvarů rozestých po vlákně nebo velkého útvaru vpravo a jehlicovitých krystalků vpravo nahoře se dle EDS jedná především o produkty oxidace na povrchu vlákna. Mezi těmi lze najít také zbytkovou měď. V souladu se snímky z optického mikroskopu se nejspíše jedná o oxidaci ve formě Fe_2O_3 nebo $\text{Fe}(\text{OH})_3$. Je tedy nutné poznamenat, že korozi uhlíkové oceli, která se nachází pod povlakem nelze nejspíše úplně zamezit. Lze ji však výrazně omezit při použití zásaditého prostředí s $\text{pH} > 10$ při úpravě vláken a bedlivým následováním přísných požadavků v rámci skladování takto upravených vláken. Je také dobré si povšimnout, že termín „pasivace“ uhlíkové oceli nebo oceli v oxidujících kyselinách platí bohužel jenom pro prostředí kyseliny. Daleko lepší by bylo tedy říct, že uhlíková ocel nebo železo je pasivní v těch a těch kyselinách za těch a těch podmínek.

Nelze dále opomenout, že nedošlo k úplnému odstranění mědi z povrchu ocelového mikroválka, ačkoliv lze mluvit o odstranění mosazi, protože na povrchu vlákna nebyl ani v rámci EDS detekován žádný zinek, jehož odstraněním se lze vyhnout většině negativních efektů zinku v UHPC. Je otázkou, zda by bylo možné zbytky mědi z vlákna dále odstranit, a zda by byl efekt takového odstranění mědi z vlákna kladný, protože by pravděpodobně mohl vést i k poškození oceli, ze které je mikroválko vyrobené.

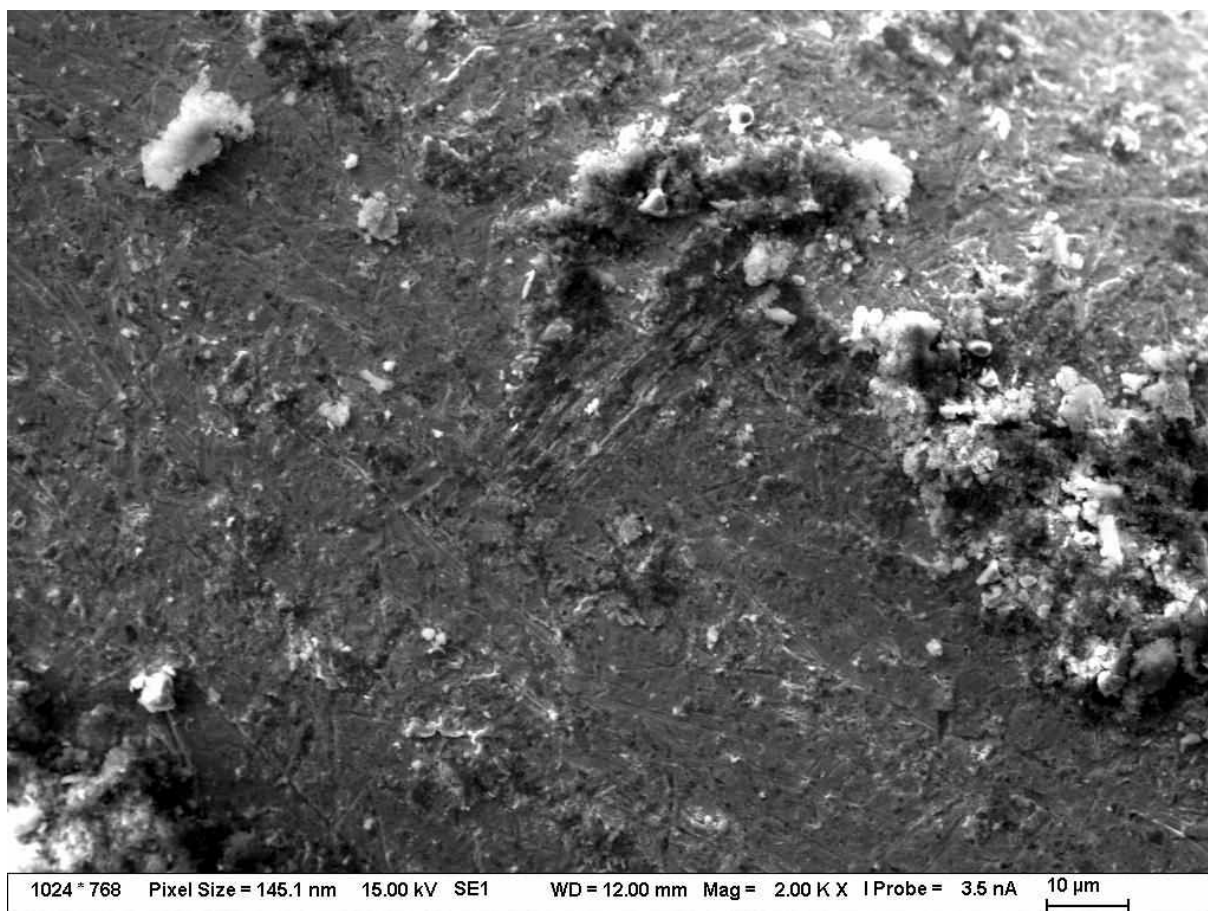


Obrázek 29: SEM snímek některých útvarů na vláknech upravených ve směsi NH_3 a H_2O_2 v poměru 3 : 1

Na obrázku 30 lze vidět SEM snímek vlákna upraveného mechanicky za pomoci umělého korundu o zrnitosti mesh 40. Na tomto snímku lze vidět výrazně poškrábaný povrch s několika útvary. Lze tedy o takto upraveném vlákne prohlásit, že jeho povrch je výrazně hrubší než u vlákna pomosazeného. Nejedná se však o pravidelně rozmístěné rýhy v podélné ose vlákna jako v případě vlákna předešlého. V rámci EDS analýzy v případech všech zkoumaných povrchů nedošlo k podstatnému odstranění mosazi, což je v souladu s výsledky s XRF. Oproti XRF byl ve všech případech na vlákne detekován Ti a v některých případech také Al. Kromě toho byl na povrchu detekován i O nebo Ca, což svědčí o kontaminaci povrchu vlákna melivem. O této úpravě lze tedy uvažovat jako o úpravě, která nevede k odstranění mosazi, ale navyšuje hrubost povrchu, a tím pádem z jejího chování v UHPC lze do jisté míry usuzovat na negativní vliv zinku v mosazi nebo negativní vliv hladkého povrchu pomosazeného ocelového mikrovlákn. I vzhledem k výše diskutovanému snímku vláken po mechanické úpravě lze usuzovat na to, že došlo k vyleštění mosazi do stříbrné barvy. Je otázkou, zda by nebylo možné mosaz odstranit delší úpravou, což je vzhledem k tomu, že v rámci XRF analýzy vedla tato úprava k částečnému odstranění mosazi, předpokládatelné. Vzhledem k časovému rozvrhu obdržování výsledků a experimentování nebylo však bohužel možné toto otestovat.

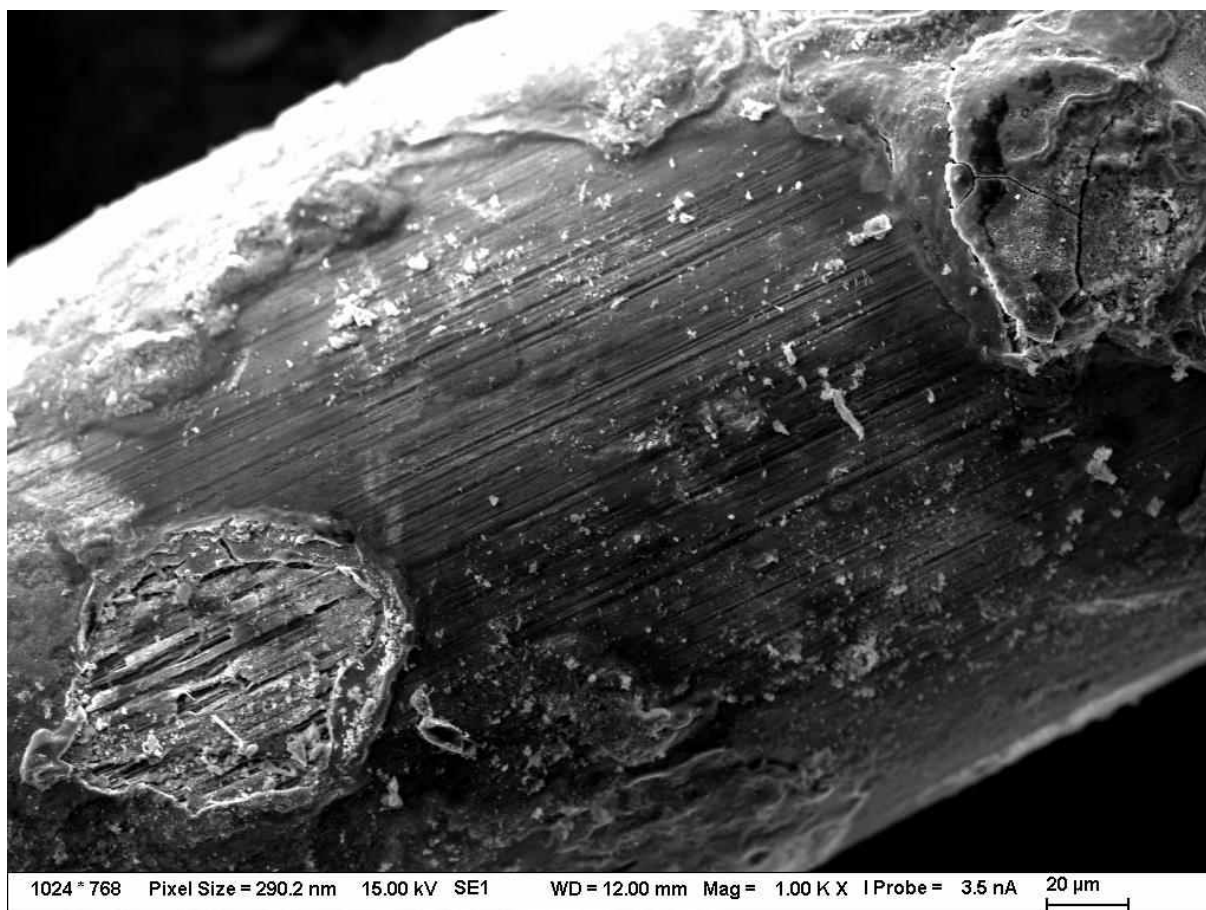
Tato metoda také zlepšuje proveditelnost praktického provedení mechanické úpravy pomosazených ocelových mikrovláken, jelikož si nelze představit, že by se stovky, možná

tisíce vláken upravovala smirkovým papírem jako ve zmíněném článku [41]. Mletí se pro mechanickou úpravu ukazuje být jako proveditelná metoda, ale bylo by ji nutné optimalizovat.



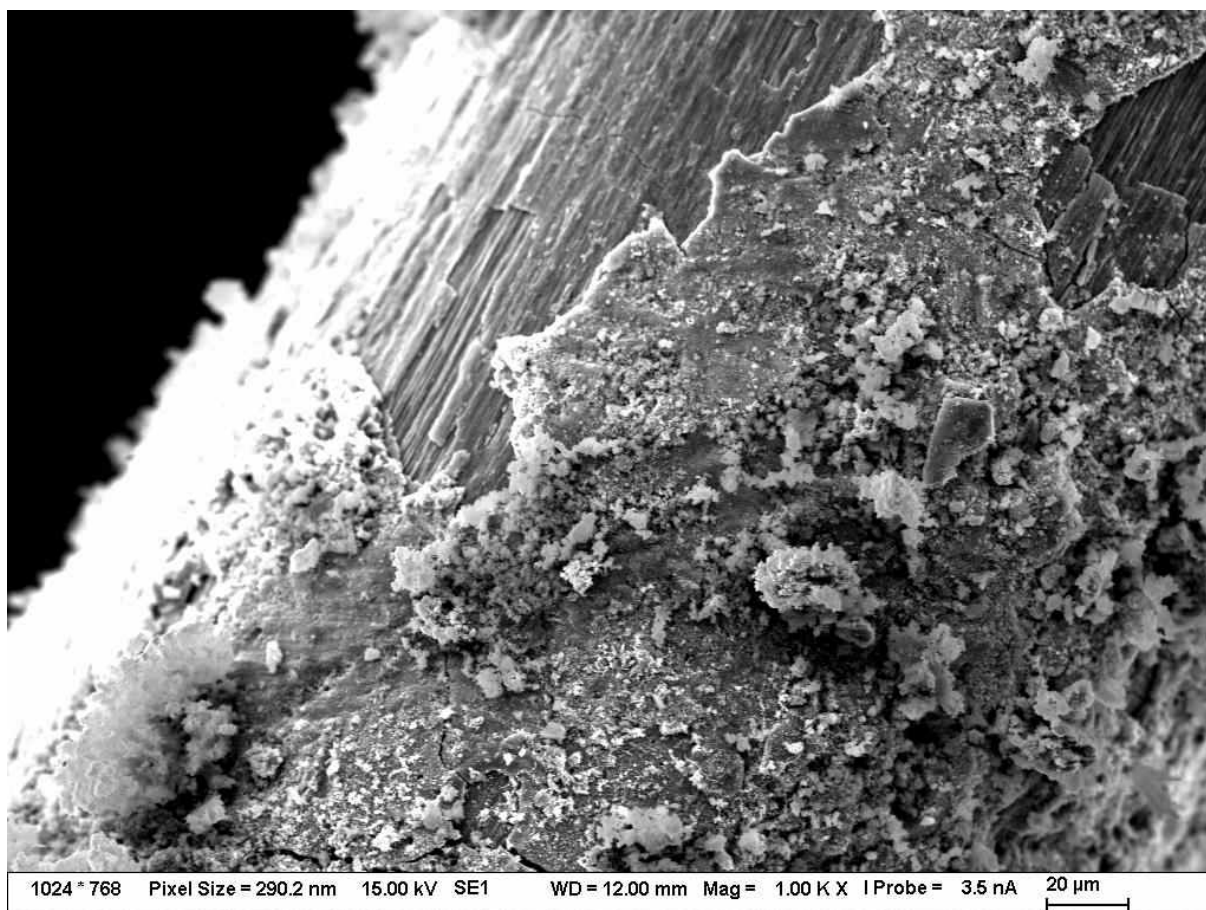
Obrázek 30: SEM snímek vlákna upraveného mechanicky za pomoci umělého korundu o zrnitosti mesh 40

Na obrázku 31 lze vidět SEM snímek vlákna upraveného v HCl po dobu 15 min. Uprostřed snímku lze na vlákně vidět podobné rýhy jako v případě vlákna upraveného ve směsi NH_3 a H_2O_2 . Dle EDS analýzy v této části vlákna však stále zbývá velká část mědi a zinku z mosazi. To by mohlo indikovat to, že tyto rýhy nevznikají při úpravě ale v průběhu výroby, a lze je na povrchu vláken získat, i když se nedospěje k úplnému odstranění mosazi z povrchu. Lze si také všimnout dvou větších útvarů vlevo dole a vpravo nahoře. Útvar vlevo dole by mohl jen potvrzovat hypotézu o tom, že má mosaz tendenci se odlupovat po prouzcích, což potvrzuje i EDS analýza daného útvaru. Je zde totiž přítomen jak zinek tak i měď. Útvar vpravo nahoře má podobné složení jako v případě horního okraje vlákna. V obou dvou případech totiž EDS analýza neidentifikovala zinek ani měď, ale pouze kyslík a železo. I když to tedy v případě horního okraje vlákna vypadá, že by se mohlo jednat o vrstvu mosazi, která zůstala na vlákně. Jedná se však nejspíše o produkty koroze přítomné na vlákně, čemuž přispívají také krystalky viditelné na pravém útvaru. Jedná se nejspíše o Fe_2O_3 či $\text{Fe}(\text{OH})_3$.



Obrázek 31: SEM snímek vlákna upraveného v HCl po dobu 15 min

Na obrázku 32 lze vidět SEM snímek vlákna upraveného v HNO_3 po dobu 30 min a následném ponoření vláken do roztoku KOH o $\text{pH} > 10$. Na daném snímku si lze v zásadě všimnout dvou částí typů povrchu. Nejprve jsou na hoře na snímku vidět dva hodně rýhované povrchy. Za pomoci EDS analýzy byl zkoumán povrch umístěný vlevo. Lze na něm najít měď, kyslík i železo. Nejspíše se tedy jedná o povrch ocelového mikrovlákn, ze kterého byla z velké části odstraněna měď. Povrch ocelového mikrovlákn pak mohl být odkryt, a zároveň výrazně oxidován, což vedlo k vytvoření většího počtu tenkých rýh v podélné ose vlákna než v případě ocelových mikrovláken upravovaných ve směsi NH_3 a H_2O_2 . EDS analýza na ostatních, neodkrytých, částech vlákna identifikovala železo a kyslík, což může znamenat, že jde o korozi na povrchu vlákna vzniklou v rámci úpravy. Jak bylo už zmíněno výše, tak se v případě HNO_3 může jednat o FeO , Fe_3O_4 , Fe_2O_3 nebo $\text{Fe}(\text{OH})_3$. Za povšimnutí stojí také to, že EDS analýza na všech zkoumaných místech identifikovala draslík, což by mohlo znamenat, že šestinásobná dekantace v tomto případě nestačí na očištění povrchu vlákna. Mohlo by se ale také jednat o draslík uvízlý v korozních produktech na povrchu. Na druhou stranu by to znamenalo, že v částech, ve kterých došlo k odloupení korozní vrstvy je také korozní vrstva určité tloušťky, ačkoliv nemusí nutně být viditelná, protože je k povrchu pevně přilnutá, a povrch zároveň těsně kopíruje.



Obrázek 32: SEM snímek vlákna upraveného v HNO_3 po dobu 30 min a následném ponoření vláken do roztoku KOH o $\text{pH} > 10$

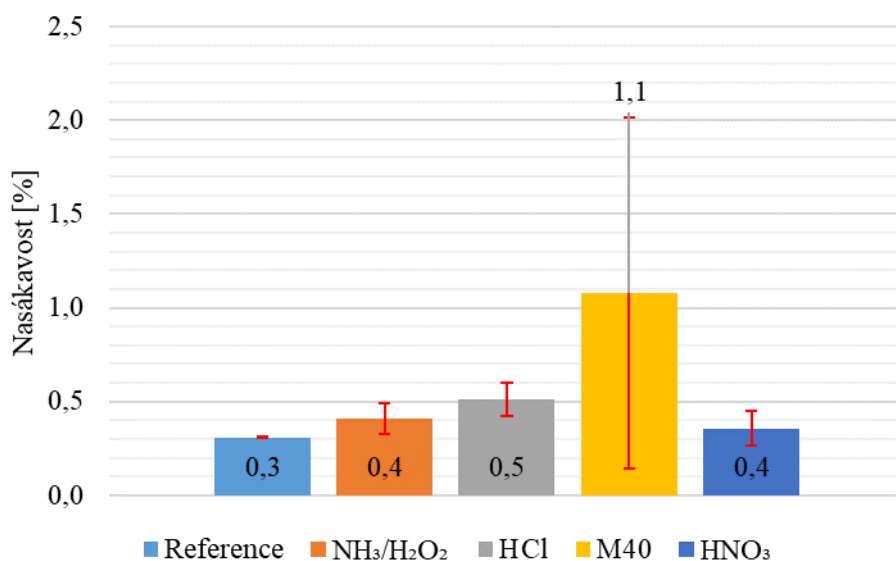
4.3 Mechanické a ostatní zjišťované vlastnosti RPC kompozitů

Vzorky pro zkoušky balistických vlastností jsou označeny následovně. Jako reference jsou označeny vzorky s obsahem pomosazených ocelových mikrovláken. Jako $\text{NH}_3/\text{H}_2\text{O}_2$ jsou označeny vzorky s upravenými vlákny ve směsi NH_3 a H_2O_2 v obj. poměru 3 : 1. Jako HCl jsou označeny vzorky s upravenými vlákny v HCl . Jako M40 jsou označeny vzorky s mechanicky upravenými vlákny za pomoci umělého korundu o zrnitosti mesh 40. Jako HNO_3 jsou označeny vzorky s upravenými vlákny v konc. HNO_3 . V tabulce 6 lze vidět průměrné rozlivy jednotlivých směsí RPC kompozitů. V rámci rozlivů lze snad poznamenat jenom to, že pro referenční kompozit je minimální užitný rozliv 160×160 mm. Každý průměrný rozliv kompozitů s experimentálními vlákny se přitom nachází nad touto hodnotou, což znamená, že se dá s kompozitem bez problému pracovat.

Tabulka 6: Průměrné rozlivy jednotlivých směsí RPC kompozitů

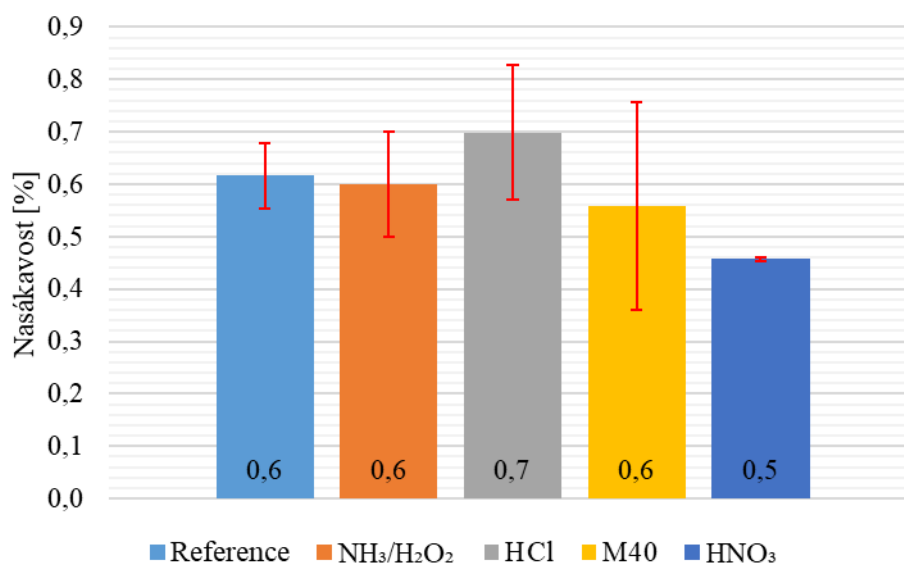
Označení vzorků	Průměrný rozliv [mm]		
$\text{NH}_3/\text{H}_2\text{O}_2$	193	×	182
HCl	183	×	177
M40	168	×	175
HNO_3	177	×	190

Na grafu 1 lze vidět nasákavosti vodou pro trámce, které byly použity pro měření sedmidenních pevností. Hodnota nasákavosti byla vypočtena jako průměr nasákavostí jednotlivých trámců. Chybové úsečky reprezentují směrodatnou výběrovou odchylku. Na grafu 1 lze vidět, že zdaleka nejvyšší nasákavost po sedmi dnech mají kompozity s mechanicky upravenými vlákny, a to konkrétně $(1,1 \pm 0,9) \%$. Lze si však všimnout extrémní hodnoty výběrové směrodatné odchylky. Oba jevy mohou být způsobeny právě tím, že kovový prach z povrchu vláken přechází během míchání do kompozitu, ale v některých místech dochází k jeho nahromadění. To by vysvětlovalo i vysokou hodnotu nasákavosti těchto kompozitů, kdy by mohlo docházet ke vzniku porozity uvolňováním H_2 reakcí zásaditého prostředí se zinkem. Nejnížší nasákavost i hodnotu směrodatné výběrové odchylky měl po sedmi dnech má referenční kompozit, a to konkrétně $(0,3 \pm 0,0) \%$, což by mohlo znamenat, že při využití pomosazených ocelových mikrovláken nedochází k vývinu H_2 v zásaditém prostředí, nebo toto H_2 má vliv jenom na přímé okolí vláken a nikoliv na matici. Druhou nejnížší nasákavost mají posléze kompozity s vlákny upravenými v konc. HNO_3 , a to konkrétně $(0,4 \pm 0,1) \%$. V rámci hodnoty směrodatné výběrové odchylky však nelze tuto hodnotu považovat za velmi odlišnou oproti nasákavosti v případě reference. Vyšší nasákavost, než v případě reference by snad mohla být způsobena korozními produkty, které při míchání přešly do matrice. Třetí a čtvrtou nejnížší nasákavost mají potom kompozity s vlákny upravenými ve směsi NH_3 a H_2O_2 a s vlákny upravenými v HCl , a to konkrétně $(0,4 \pm 0,1) \%$ pro kompozit s vlákny upravenými ve směsi NH_3 a H_2O_2 a $(0,5 \pm 0,1) \%$ pro kompozit s vlákny upravenými v HCl . V případě kompozitů s vlákny upravenými v HCl by mohla být vyšší nasákavost než v případě reference způsobena opět korozními produkty v matrici. Není to však určitě jediný důvod. V rámci zbytků mosazi na vláknech by mohlo docházet k jejich odlupování, a následném navyšování porozity matrice podobně jako je tomu v případě kompozitů s mechanicky upravenými vlákny. V případě kompozitů s vlákny upravenými ve směsi NH_3 a H_2O_2 je v rámci směrodatné výběrové odchylky nasákavost takřka stejná jako u referenčních kompozitů. Vyšší nasákavost těchto kompozitů by však mohla být vysvětlena částečnou korozí, a to především vlivem vzdušné vlhkosti při skladování, která by způsobovala jejich vyšší hydrofilitu. Tento efekt by se poté mohl uplatňovat i u kompozitů s vlákny upravovanými v konc. HNO_3 a HCl .



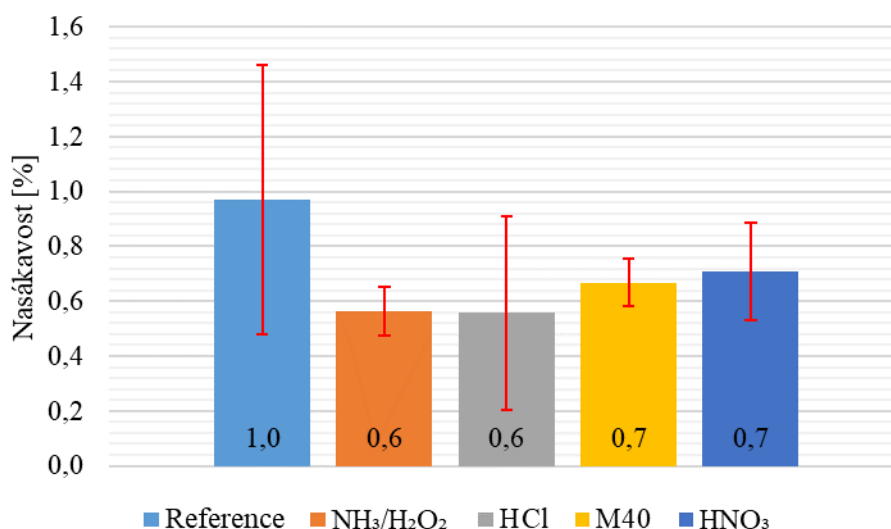
Graf 1: Průměrné nasákavosti vodou pro trávce použitých pro měření sedmidenních pevností

Na grafu 2 lze vidět nasákavosti vodou pro trávce, které byly použity pro měření pevností po 28 dnech. Nejnížší nasákavost mají nyní kompozity s vlákny upravenými v konc. HNO₃, a to konkrétně $(0,5 \pm 0,0) \%$. Tato hodnota nasákavosti má také nejnížší hodnotu výběrové směrodatné odchylky. Toto by mohlo být vysvětleno prorůstáním vad ve formě korozních produktů CSH gelem a jinými produkty hydratace, což by vedlo ke snížení porozity. Nejvyšší hodnotu nasákavosti mají naopak kompozity s vlákny upravenými v HCl, a to konkrétně $(0,7 \pm 0,1) \%$. V rámci hodnoty směrodatné výběrové odchylky se však dostáváme k hodnotám nasákavosti ještě nezmíněných kompozitů, a to referenčních kompozitů, kompozitů s vlákny upravenými ve směsi NH₃ a H₂O₂. Nasákavost referenčních kompozitů má po 28 dnech hodnotu $(0,6 \pm 0,1) \%$. Nasákavost kompozitů s vlákny upravenými ve směsi NH₃ a H₂O₂ má po 28 dnech hodnotu $(0,6 \pm 0,1) \%$. V rámci hodnot směrodatných výběrových odchylek se tedy lze domnívat, že nasákavost mezi těmito třemi kompozity se velmi neliší, což by mohlo vést k myšlence, že v rámci jejich struktury nedochází po 28 dnech ke vzniku znatelných rozdílů. Čtvrtou nejvyšší nasákavost po 28 dnech mají kompozity s mechanicky upravenými vlákny, a to konkrétně $(0,6 \pm 0,2) \%$. Lze si však všimnout vysoké hodnoty směrodatné výběrové odchylky, což by mohlo být vysvětleno právě kovovým prachem, který byl nevyhnutelně nerovnoměrně přimíchán do kompozitů, a nejspíše vedle ke vzniku vyšší porozity v rámci tuhnutí kompozitu s mechanicky upravenými vlákny.



Graf 2: Průměrné nasákavosti vodou pro trávce použitých pro měření pevností po 28 dnech

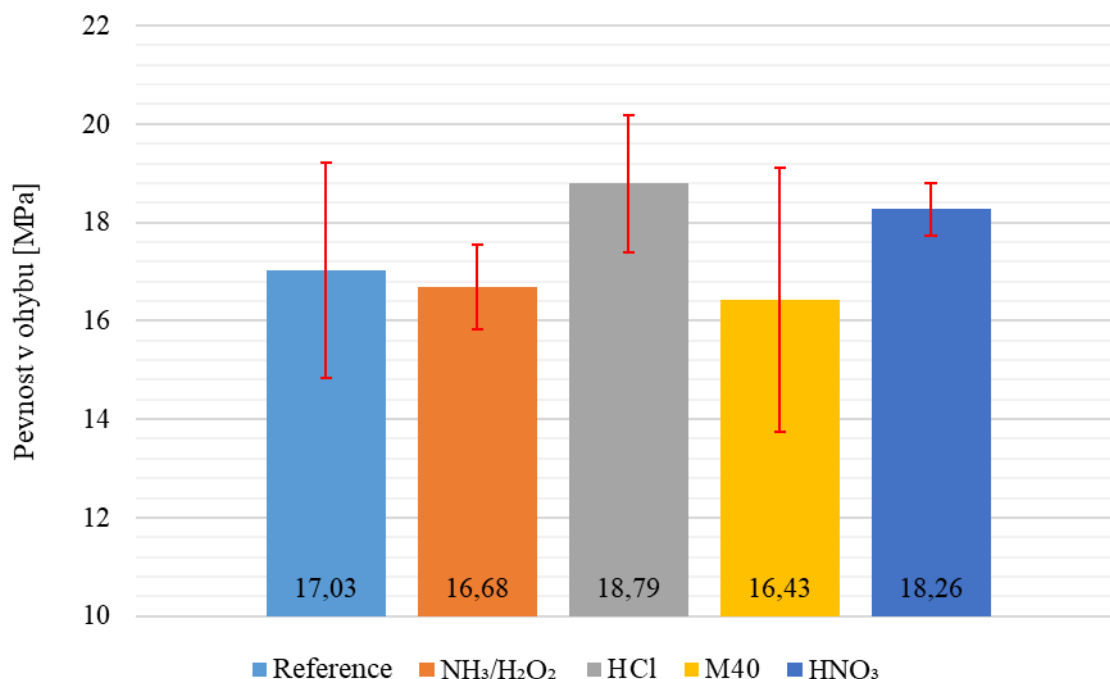
Na grafu 3 lze vidět nasákavosti vodou pro trávce, které byly použity pro měření pevností po 95 dnech. Nejvyšší nasákavost po 95 dnech mají referenční kompozity, a to konkrétně $(1,0 \pm 0,5) \%$. Tato hodnota je však provázána s vysokou hodnotou směrodatné výběrové odchylky, díky které se hodnota nasákavosti dostává přibližně na hodnotu ostatních nasákavostí po 95 dnech. V rámci důvodů pro tuto vysokou hodnotu směrodatné výběrové odchylky lze hledat buď v nedokonalém odplynění kompozitů při výrobě, nebo by tento fakt mohl svědčit o kvantitativní a kvalitativní rozdílnosti mezifáze v rámci referenčních kompozitů. Druhou nejvyšší hodnotu směrodatné výběrové odchylky v rámci nasákavosti po 95 dnech mají kompozity s vlákny upravenými v HCl. Hodnota jejich nasákavosti po 95 dnech je $(0,6 \pm 0,4) \%$. V rámci vysoké hodnoty směrodatné výběrové odchylky v rámci těchto kompozitů by šlo uvažovat o stejných důvodech jako v rámci referenčních kompozitů. Kvalitativně a kvantitativně rozdílná povaha mezifáze by mohla být způsobena například nerovnoměrnou a proměnlivou kvalitou povrchu mikrovláken. Všechny ostatní kompozity mají nasákavost po 95 dnech velmi podobnou, což by mohlo svědčit o tom, že v rámci jejich struktury nedochází k efektům, které by způsobovaly velké rozdíly v nasákavosti po 95 dnech. Hodnota nasákavosti kompozitů s vlákny upravenými ve směsi NH₃ a H₂O₂ po 95 dnech je $(0,6 \pm 0,1) \%$. Nasákavost těchto kompozitů se přitom oproti nasákavosti po 28 dnech prakticky nezměnila. Hodnota nasákavosti kompozitů s vlákny upravenými v konc. HNO₃ po 95 dnech je $(0,7 \pm 0,2) \%$. V případě nasákavosti těchto kompozitů došlo k navýšení hodnoty oproti nasákavostem po 28 dnech. Hodnota nasákavosti kompozitů s mechanicky upravenými vlákny po 95 dnech je $(0,7 \pm 0,1) \%$. V případě nasákavosti těchto kompozitů došlo k mírnému navýšení hodnoty oproti nasákavostem po 28 dnech.



Graf 3: Průměrné nasákavosti vodou pro trávce použitých pro měření pevností po 95 dnech

Na grafu 4 lze vidět pevnosti v tahu ohybem kompozitů po odformování po 24 h. Chybová úsečka byla v tomto grafu a dalších vypočtena jako výběrová směrodatná odchylka. Je nutné poznamenat, že všechny pevnosti betonů po jednom dni jsou velmi ovlivněné teplotou, při které docházelo k jejich tuhnutí. V laboratoři silikátů byla přitom někdy přes noc rozpálená pec pro výpal keramiky, což zapříčinilo, že vzorky tuhly v rozmezí 20 – 30 °C. V rámci jednodenních pevností kompozitů v tahu ohybem lze vidět, že nejvyšší pevnost měly kompozity s vlákny upravenými v HCl, a to konkrétně $(18,79 \pm 1,40)$ MPa. Pevnost v tahu ohybem těchto kompozitů má však velkou hodnotu směrodatné odchylky, což si lze vysvětlit nerovnoměrností úpravy napříč vlákny nebo jejich nerovnoměrným rozdělením v kompozitu. Druhou nejvyšší jednodenní pevnost v tahu ohybem měly kompozity s vlákny upravenými v konc. HNO₃ a to konkrétně $(18,26 \pm 0,53)$ MPa. Směrodatná odchylka je oproti kompozitům s vlákny upravenými v HCl mnohem menší, což si lze vysvětlit buď jejich rovnoměrnou úpravou nebo lepší schopností rozmíchání v kompozitu. Lze také uvažovat o vlivu koroze, která lehce zvyšuje pevnosti v kratších časových intervalech. V případě těchto vláken byly kompozity totiž korozními produkty zbarveny do červenohnědé barvy. Koroze by mohla mít vliv i v případě kompozitů s vlákny upravenými v HCl. Třetí nejvyšší jednodenní pevnost v tahu ohybem měly kompozity z referenční směsi a to konkrétně $(17,03 \pm 2,20)$ MPa. Hodnota směrodatné výběrové odchylky této pevnosti je nejvyšší. Toto může indikovat buď nerovnoměrné rozmístění vláken v kompozitu, případně nerovnoměrnou kvalitu povrchové úpravy na vláknech. Také to může být indikací toho, že by soudržnost pomosazených ocelových mikrovláken mohla být výrazně ovlivněna případnými nehomogenitami v kompozitu, takže by kvalitativní i kvantitativní povaha mezifáze mohla být napříč vlákny odlišná. Čtvrtou nejvyšší jednodenní pevnost mají kompozity s přídavkem vláken ze směsi NH₃ a H₂O₂ a to konkrétně $(16,68 \pm 0,86)$ MPa. Lze si všimnout výrazně nižší hodnoty směrodatné výběrové odchylky než v případě referenčního kompozitu, což by mohlo značit jak dobré rozmístění vláken v kompozitu tak i kvalitativní a kvantitativní podobnost mezifáze vznikající mezi vlákny a matricí. Pátou nejvyšší jednodenní pevnost v tahu ohybem mají kompozity s přídavkem mechanicky upravených vláken a to konkrétně

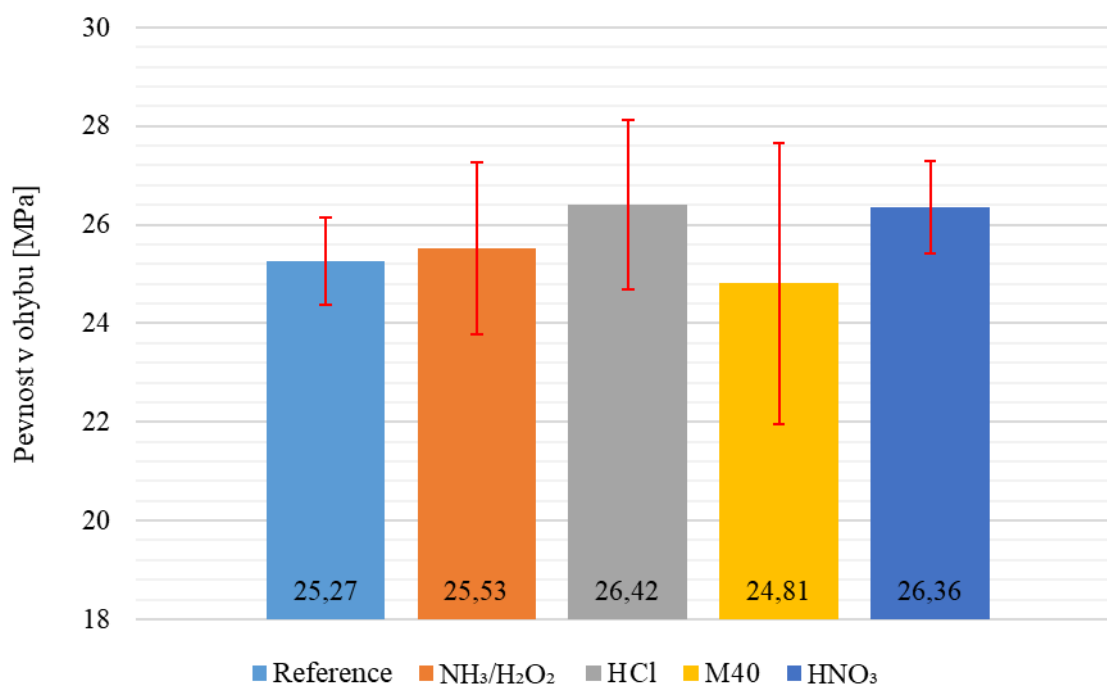
($16,43 \pm 2,68$) MPa. V rámci této pevnosti v tahu ohybem si lze všimnout nejvyšší hodnoty směrodatné výběrové odchylky. Vzhledem k tomu, že nedošlo k odstranění mosazi z těchto vláken, tak by mohla velká hodnota směrodatné výběrové odchylky vysvětlena stejně. Nízká hodnota pevnosti v tahu ohybem by mohla být vysvětlena retardací hydratace kovovým prachem na povrchu vláken s obsahem Zn a Cu v počátečních fázích.



Graf 4: Pevnosti v tahu ohybem experimentálních kompozitů po odformování po 24 h

Na grafu 5 lze vidět pevnosti v tahu ohybem kompozitů po sedmi dnech. Nejvyšší pevnost v tahu ohybem po sedmi dnech mají kompozity s obsahem vláken upravených v HCl a to konkrétně ($26,42 \pm 1,72$) MPa. Lze si však všimnout relativně velké hodnoty směrodatné odchylky. Jenom nepatrně nižší pevnost v tahu ohybem po sedmi dnech mají kompozity s vlákny upravenými v konc. HNO₃ a to konkrétně ($26,30 \pm 0,93$) MPa. V případě těchto kompozitů je však druhá nejnížší hodnota směrodatné výběrové odchylky. Vysokou hodnotu pevnosti v tahu ohybem lze v obou případech vysvětlit korozí přítomnou na vláknech, která způsobuje vyšší pevnosti kompozitů v rámci kratších časových intervalů. Hodnotu směrodatné výběrové odchylky lze vysvětlit v případě kompozitů s vlákny upravenými v HCl nerovnoměrnou úpravou vláken. Třetí nejvyšší hodnotu pevnosti v tahu ohybem po sedmi dnech mají kompozity s vlákny upravenými ve směsi NH₃ a H₂O₂ a to konkrétně ($25,53 \pm 1,74$) MPa. Hodnota směrodatné výběrové odchylky je přitom přibližně stejná jako u kompozitů s vlákny upravenými v HCl. Hodnota pevnosti v tahu ohybem po sedmi dnech je vyšší než hodnota pevnosti v tahu ohybem po sedmi dnech u reference, což lze vysvětlit zakomponováním matrice do rýh na povrchu vlákna (obrustáním vlákna CSH gelem). Naopak nepatrně nižší hodnotu pevnosti v tahu ohybem po sedmi dnech u reference a to konkrétně ($25,27 \pm 0,89$) MPa, lze vysvětlit retardací hydratace cementu v počátečních fázích a nepřítomností rýh na povrchu, ačkoliv je směrodatná výběrová odchylka nižší než u kompozitů s vlákny upravenými ve směsi NH₃ a H₂O₂. To si lze vysvětlit kvalitativní i

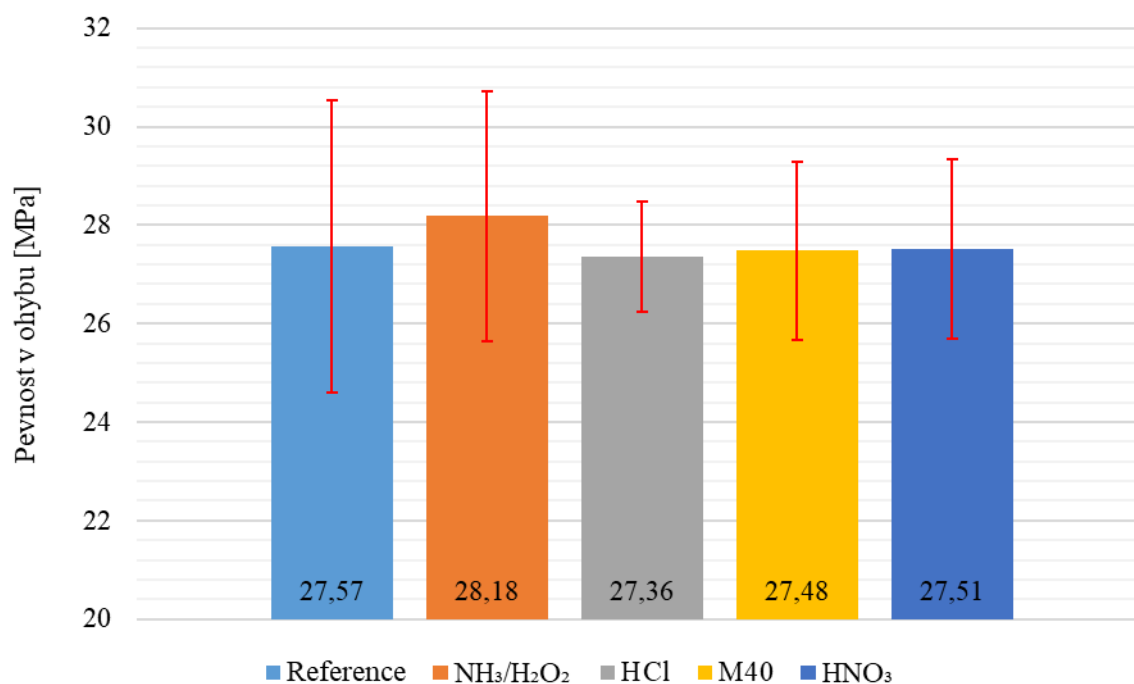
kvantitativní podobností mezifáze mezi vlákny a matricí, která vlivem koroze výztuže nemusela u kompozitů s vlákny upravenými ve směsi NH_3 a H_2O_2 nastat. Nejnižší hodnotu pevnosti v tahu ohybem po sedmi dnech a to konkrétně $(24,81 \pm 2,84)$ MPa, a nejvyšší směrodatnou výběrovou odchylku mají kompozity s mechanicky upravenými vlákny. Tato hodnota pevnosti v tahu ohybem by mohla být vysvětlena retardací hydratace kovovým prachem na povrchu vláken s obsahem Zn a Cu v počátečních fázích.



Graf 5: Pevnosti v tahu ohybem kompozitů po sedmi dnech

Na grafu 6 lze vidět pevnosti v tahu ohybem kompozitů po 28 dnech. Po 28 dnech je většina pevností v tahu ohybem srovnatelných. Je však o něco větší rozdíl mezi pevností v tahu ohybem po 28 dnech kompozitů s vlákny upravenými ve směsi NH_3 a H_2O_2 a to konkrétně $(28,18 \pm 2,55)$ MPa, a referenčním kompozitem. Zároveň se jedná o nejvyšší pevnost v tahu ohybem po 28 dnech a druhou nejvyšší směrodatnou výběrovou odchylku. Vysokou pevnost v tahu ohybem lze opět vysvětlit obrůstáním vlákna CSH gelem a následným efektem zabudování matrice do rýh na vlákne. Relativně vysokou směrodatnou výběrovou odchylku si lze vysvětlit kvalitativní i kvantitativní odlišností mezifáze mezi vlákny a matricí v objemu betonu. Tento jev by mohl být způsobený nerovnoměrností výskytu rýh na povrchu vláken. Druhou nejvyšší pevnost v tahu ohybem po 28 dnech mají potom kompozity z referenční směsi a to konkrétně $(27,57 \pm 2,96)$ MPa. Směrodatná výběrová odchylka je však větší než v předešlém případě. Nižší pevnost v tahu ohybem by mohla být způsobena hladkým povrchem vlákna. Je však nasnadě domnívat se, že může docházet i k retardaci počátečních fází hydratace vlivem Zn a Cu uvolněného do okolí. V takovém případě by ale nemohlo k uvolňování těchto prvků docházet rovnoměrně napříč vzorky. Je tedy otázkou proč by k tomuto docházelo pouze v určitých místech. Hodnoty pevností v tahu ohybem po 28 dnech se v ostatních případech takřka neliší mezi sebou, a jsou mírně nižší než v případě reference. Oproti referenčnímu kompozitu a kompozitu s vlákny

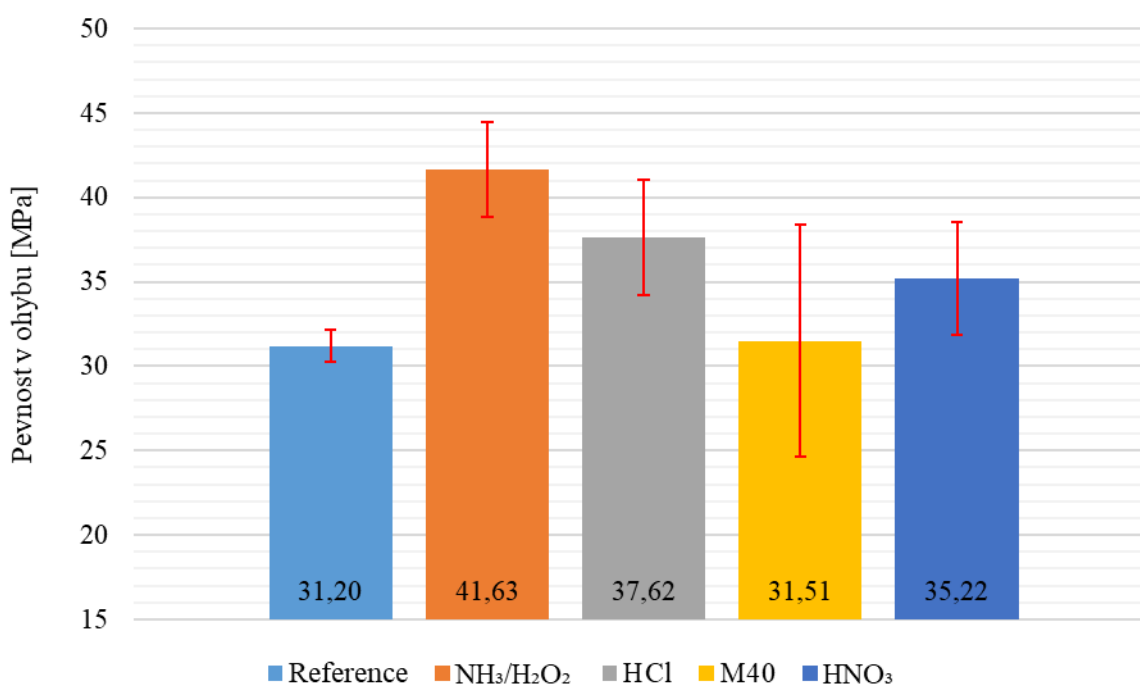
upravenými ve směsi $\text{NH}_3/\text{H}_2\text{O}_2$ jsou směrodatné výběrové odchylky relativně nízké hodnoty. V případě kompozitů s mechanicky upravenými vlákny může být nižší hodnota pevnosti v tahu ohybem po 28 dnech a to konkrétně $(27,48 \pm 1,81)$ MPa, vysvětlena vlivem Zn a Cu v počátečních fázích hydratace. V případě kompozitů s vlákny upravenými v HCl a konc. HNO_3 lze vysvětlit nižší pevnosti v tahu ohybem po 28 dnech, a to konkrétně $(27,36 \pm 1,11)$ MPa a $(27,51 \pm 1,82)$ MPa, oproti referenci vymizením vlivu koroze na počáteční fázi hydratace.



Graf 6: Pevnosti v ohybu kompozitů po 28 dnech

Na grafu 7 lze vidět pevnosti v tahu ohybem kompozitů po 95 dnech. Lze si všimnout, že nejvyšší hodnotu pevnosti v tahu ohybem po 95 dnech mají kompozity s vlákny upravenými ve směsi NH_3 a H_2O_2 , a to konkrétně $(41,63 \pm 2,82)$ MPa. Kvůli relativně vysoké hodnotě směrodatné výběrové odchylky se ale dostáváme k pevnosti v tahu ohybem kompozitů s vlákny upravenými v HCl. Navyšování pevnosti v tahu ohybem po 95 dnech oproti referenci lze opět vysvětlit obrůstáním vláken za CSH gelem, a následného efektu zakomponování matrice do rýh na povrchu vlákna. Vyšší pevnosti v tahu ohybem po 95 dnech by se daly vysvětlit také tím, že matrice je vesměs v přímém kontaktu s vláknem i přes korozní produkty oceli na některých částech vláken. V rámci mosazi na vláknech by naopak mohlo docházet buď k odtrhávání mosazi od vláken nebo vzniku různých korozních produktů, které nemají dostačující mechanické vlastnosti. Tento efekt by se pak projevoval daleko více s dobou tvrdnutí betonu. Nejnížší pevnost v tahu ohybem po 95 dnech naopak nyní mají referenční kompozity, a to konkrétně $(31,20 \pm 0,96)$ MPa. Hodnota směrodatné výběrové odchylky je však výrazně nižší než u kompozitů s vlákny upravenými ve směsi NH_3 a H_2O_2 . Takřka stejnou pevnost v tahu ohybem po 95 dnech mají kompozity s mechanicky upravenými vlákny, a to konkrétně $(31,51 \pm 6,86)$ MPa. Hodnota směrodatné výběrové odchylky je však v rámci všech vzorků nejvyšší. Nízké hodnoty pevnosti v tahu ohybem po 95 dnech lze

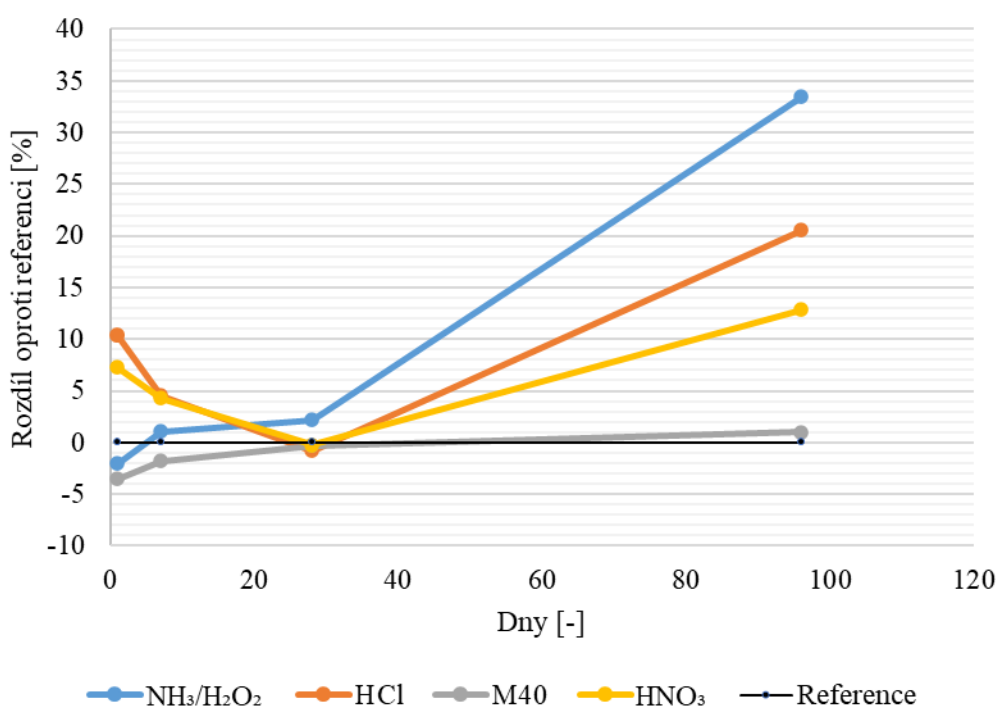
vysvětlit zpomalením hydratace v počátečních fázích. Lze se také domnívat, že na povrchu vláken nedochází ke vzniku korozních produktů s dostatečnými mechanickými vlastnostmi. Velká hodnota směrodatné výběrové odchylky v případě kompozitů s mechanicky upravenými vlákny může být způsobena retardací hydratace v počátečních fázích kovovým prachem ulpělým na vláknech, který během přípravy vzorků z velké části přešel do matrice, takže byla hydratace v počátečních fázích v některých částech bez vláken také výrazně zpomalená. Druhou nejvyšší hodnotu pevnosti v tahu ohybem po 95 dnech měly kompozity s vlákny upravenými v HCl, a to konkrétně $(37,62 \pm 3,41)$ MPa. Třetí nejvyšší hodnotu pevnosti v tahu ohybem po 95 dnech mají následně kompozity s vlákny upravenými v konc. HNO₃, a to konkrétně $(35,22 \pm 3,33)$ MPa. Hodnota pevnosti v tahu ohybem po 95 dnech je v obou případech vyšší než v případě reference. Hodnota směrodatné výběrové odchylky je u obou přibližně stejná jako v případě kompozitů s vlákny upravovanými ve směsi NH₃ a H₂O₂. Nižší hodnotu pevnosti v tahu ohybem po 95 dnech si lze u kompozitů s vlákny upravenými v HCl vysvětlit především přítomností zbytků mosazi na povrchu vláken. Na druhou stranu by to znamenalo, že kompozity s vlákny upravovanými v konc. HNO₃ musí mít vyšší pevnost v tahu ohybem po 95 dnech. Nejspíše je tomu ale naopak, protože se zde projevilo oslabení vláken vlivem koroze. Je možné jejich praskání v betonu za působení mechanického zatížení, které do značné míry neguje efekt odstranění mosazi.



Graf 7: Pevnosti v tahu ohybem kompozitů po 95 dnech

Na grafu 8 lze vidět časové trendy rozdílu pevnosti v tahu ohybem u jednotlivých kompozitů oproti referenci. Trend referenčních kompozitů je v grafu vyobrazen odlišně od ostatních kompozitů kvůli přehlednosti. Z grafu lze vyčíst, že v případě kompozitů s vlákny upravenými ve směsi NH₃ a H₂O₂ a u kompozitů s mechanicky upravenými vlákny dochází k pozvolnému růstu pevností v tahu ohybem oproti referenci v celém časovém intervalu. V případě kompozitů s vlákny upravenými v HCl a v konc. HNO₃ dochází však v rámci 28

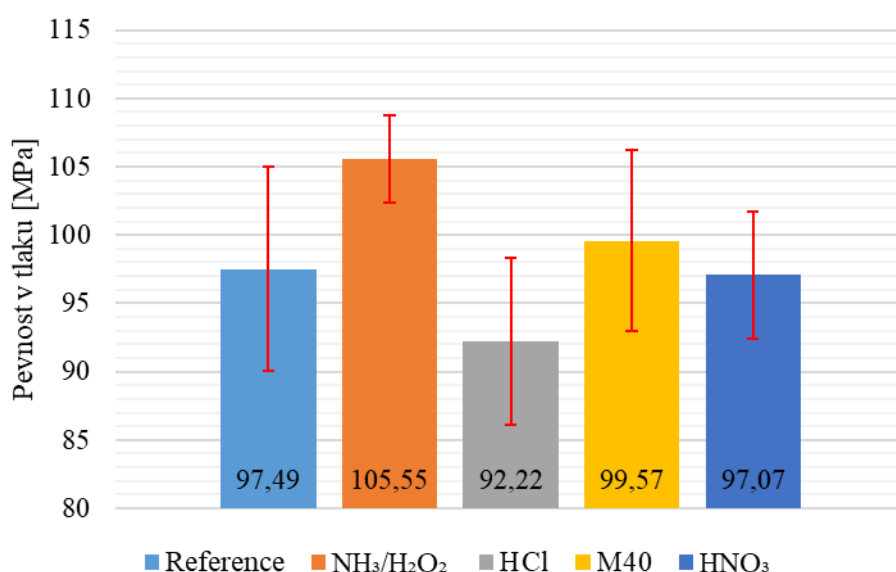
dní ke snižování rozdílu pevnosti v tahu ohybem oproti referenci. Po 28 dnech je však rozdíl pevnosti v tahu ohybem oproti referenci znatelný pouze u kompozitů s vlákny upravenými ve směsi NH_3 a H_2O_2 . Po 95 dnech má pak tato úprava vláken na pevnost v tahu ohybem kompozitů pozitivní vliv již výrazný. Otázkou je však do jaké míry mohl být tento výsledek ovlivněn použitím odlišného ohybového přípravku. Menší vliv má pak úprava vláken v HCl , kterou následuje úprava vláken v konc. HNO_3 . Nejmenší pozitivní vliv na pevnosti v tahu ohybem kompozitů má po 95 dnech posléze mechanická úprava vláken. Po 95 dnech tedy odpovídá postupný pozitivní vliv nepřímo úměrně klesající přítomnosti Zn a Cu na povrchu vláken. Je vhodné se zmínit o tom, že v případě pevností v tahu ohybem dochází velmi často k překrytí směrodatných odchylek, což může značit, že v těchto případech nemá povrchová úprava žádný znatelný vliv.



Graf 8: Časové trendy pevnosti v tahu ohybem u jednotlivých kompozitů

Na grafu 9 lze vidět pevnosti v tlaku kompozitů po odformování po 24 h. Nejvyšší pevnost v tlaku po 24 h mají kompozity s vlákny upravenými ve směsi NH_3 a H_2O_2 , a to konkrétně $(105,55 \pm 3,22)$ MPa. Hodnota směrodatné výběrové odchylky je v případě těchto kompozitů nejnížší. Nejvyšší pevnost v tlaku po 24 h lze u těchto kompozitů vysvětlit zvýšenou soudržností mezi matricí a vlákny, přičemž nedochází ke zpomalení počátečních fází hydratace vlivem Cu a Zn , a zároveň nedochází k praskání vláken vlivem jejich porušení koroze. Přibližně stejné hodnoty pevností v tahu ohybem po 24 h mají referenční kompozity a kompozity s mechanicky upravenými vlákny, a to konkrétně $(97,49 \pm 7,46)$ MPa pro referenční kompozity a $(99,57 \pm 6,63)$ MPa pro kompozity s mechanicky upravenými vlákny. Nižší hodnoty pevnosti v tlaku společně s velkou hodnotou směrodatné výběrové odchylky lze vysvětlit retardací počátečních fází hydratace kvůli Zn a Cu . O něco nižší hodnotu pevnosti v tlaku po 24 h mají kompozity s vlákny upravenými v konc. HNO_3 , a to konkrétně

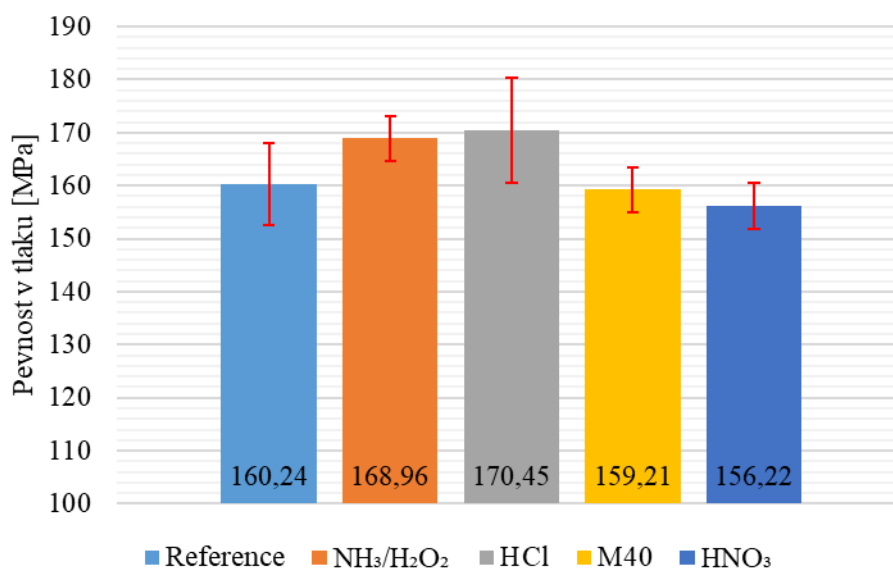
(97,07 ± 4,68) MPa. Nižší hodnotu pevnost v tlaku po 24 h si v případě kompozitů s těmito vlákny lze vysvětlit především smísením matrice s korozními produkty, které se poté chovají jako defekty v matrici. Jistou roli mohou hrát i zkorodovaná vlákna, která by se mohla při zatížení trhat. Tento jev však může hrát významnou roli až po dosažení větších pevností v tlaku díky hydrataci cementu. Nejnížší pevnost v tlaku po 24 h mají následně kompozity s vlákny upravenými v HCl, a to konkrétně (92,22 ± 6,13) MPa. Společně s relativně vysokou hodnotou směrodatné výběrové odchylky by mohla tato hodnota pevnosti v tlaku být vysvětlena nerovnoměrným rozmístěním vláken v kompozitu spojeným se zbytky mosazi na vláknech a následnou retardací počátečních fází hydratace.



Graf 9: pevnosti v tlaku kompozitů po odformování po 24 h

Na grafu 10 lze vidět pevnosti v tlaku kompozitů po sedmi dnech. Nejvyšší pevnost v tlaku po sedmi dnech zde mají kompozity s vlákny upravenými v HCl, a to konkrétně (170,45 ± 9,84) MPa. Tato pevnost v tlaku po sedmi dnech má však z jiných pevností v tlaku znatelně nejvyšší hodnotu směrodatné výběrové odchylky. Tato vysoká hodnota směrodatné výběrové odchylky by mohla být způsobená právě nerovnoměrným rozmístěním vláken v kompozitech. V počátečních fázích hydratace by posléze mohla zvyšovat pevnost v tlaku koroze na vláknech. Druhou nejvyšší pevnost v tlaku po sedmi dnech jeví kompozity s vlákny upravenými ve směsi NH₃ a H₂O₂, a to konkrétně (168,96 ± 4,24) MPa. V tomto případě je však patrná nižší hodnota směrodatné výběrové odchylky. Tuto hodnotu lze tedy pokládat jako zdaleka nejlepší výsledek v rámci sedmidenních pevností v tlaku. Hodnota pevnosti v tlaku po sedmi dnech je nejspíše navýšena především nepřítomností Cu a Zn, které by způsobovaly retardaci počátečních fází hydratace. Podobné hodnoty pevnosti v tlaku jeví referenční kompozity a kompozity s mechanicky upravenými vlákny, a to konkrétně (160,24 ± 7,77) MPa pro referenční kompozity a (159,21 ± 4,17) MPa pro kompozity s mechanicky upravenými vlákny. V rámci referenčních kompozitů si lze všimnout relativně vysoké hodnoty výběrové směrodatné odchylky. Mírně nižší hodnota pevnosti v tlaku po sedmi dnech v případě kompozitů s mechanicky upravenými vlákny by mohly být způsobeno

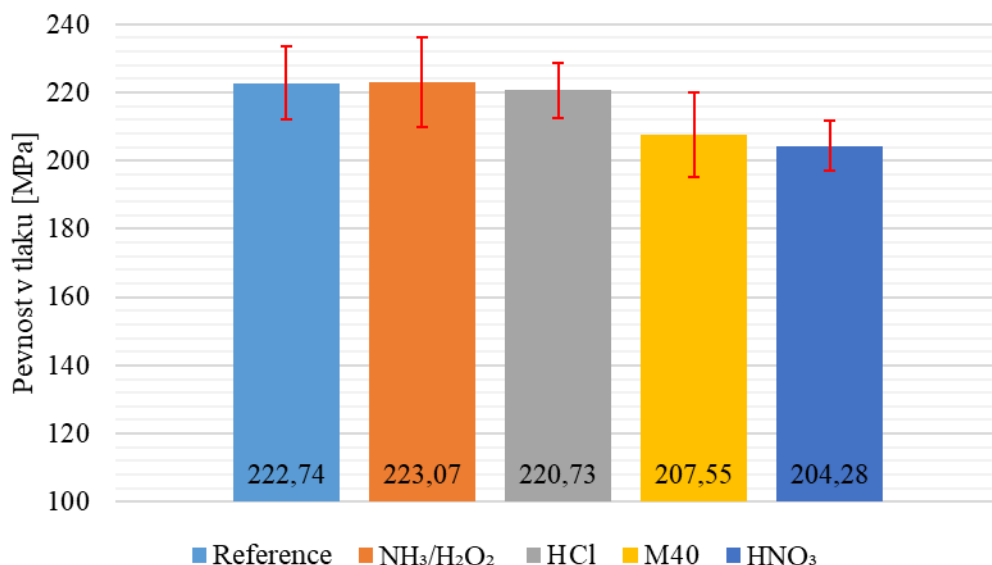
roztroušením kovového prachu mosazi v matrici, což následně vede k retardaci počátečních fází hydratace. Nižší hodnoty pevnost v tlaku po sedmi dnech u referenčních kompozitů lze retardaci hydratace také přisoudit. Zdaleka nejnižší hodnoty pevnosti v tlaku po sedmi dnech mají kompozity s vlákny upravenými v konc. HNO_3 , a to konkrétně $(156,22 \pm 4,35)$ MPa. Nejnižší hodnotu pevnosti v tlaku po sedmi dnech lze přisoudit opět praskání vláken při zatížení vlivem koroze. Lze předpokládat, že vzhledem k působení zatížení v tlaku bude tento efekt mít mnohem vyšší vliv než u pevností v tahu ohybem. Nesmíme taky zapomenout na kontaminaci matrice korozními produkty z vláken.



Graf 10: Pevnosti v tlaku kompozitů po sedmi dnech

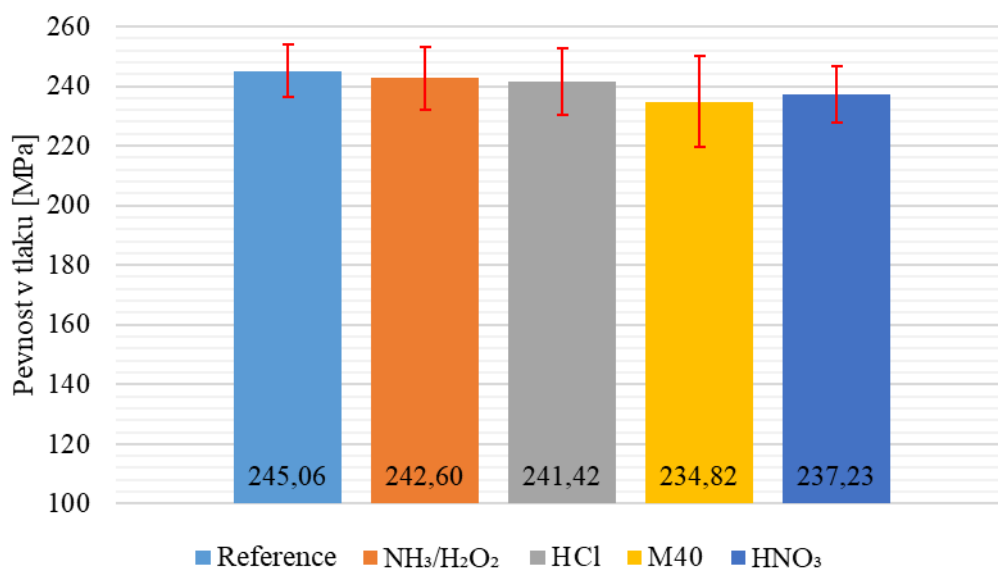
Na grafu 11 lze vidět pevnosti v tlaku kompozitů po 28 dnech. Lze si všimnout, že referenční kompozity, kompozity s vlákny upravenými ve směsi NH_3 a H_2O_2 a kompozity s vlákny upravenými v HCl mají přibližně stejné pevnosti v tlaku po 28 dnech, a to konkrétně $(222,74 \pm 10,64)$ MPa pro referenční kompozity, $(223,07 \pm 13,21)$ MPa pro kompozity s vlákny upravenými ve směsi NH_3 a H_2O_2 a $(220,73 \pm 8,07)$ MPa pro kompozity s vlákny upravenými v HCl. Nejvyšší hodnotu směrodatné výběrové odchylky mají přitom kompozity s vlákny upravenými ve směsi NH_3 a H_2O_2 . Nejnižší hodnota je potom u kompozitů s vlákny upravenými v HCl. Lze se domnívat, že pevnosti v tlaku jsou přibližně stejné, protože dochází k vymizení vlivu Cu a Zn v počátečních fázích hydratace. Čtvrtou nejvyšší pevnost v tlaku po 28 dnech mají posléze kompozity s mechanicky upravenými vlákny, a to konkrétně $(207,55 \pm 12,29)$ MPa. Ačkoliv v předešlých případech došlo zřejmě k vymizení vlivu Cu a Zn, tak je důležité pamatovat na kovový prach, který mohl být roztroušen v matrici, a tím pádem nebyla kvůli Cu a Zn ovlivněna hydratace pouze v okolí vláken, ale byla ovlivněna také v rámci celého objemu materiálu. Nejnižší pevnosti v tlaku po 28 dnech posléze měly kompozity s vlákny upravenými v konc. HNO_3 , a to konkrétně $(204,28 \pm 7,30)$ MPa. Tato nejnižší hodnota pevnosti v tlaku po 28 dnech může být přisouzena roztroušením korozních produktů v matrici u kompozitů s mechanicky upravenými vlákny, a praskáním vláken při

zatížení u kompozitů s vlákny upravenými v konc. HNO_3 . Lze se domnívat, že praskání zkorodovaných vláken bude mít tím větší vliv čím vyšší budou pevnosti v tlaku kompozitů.



Graf 11: Pevnosti v tlaku kompozitů po 28 dnech

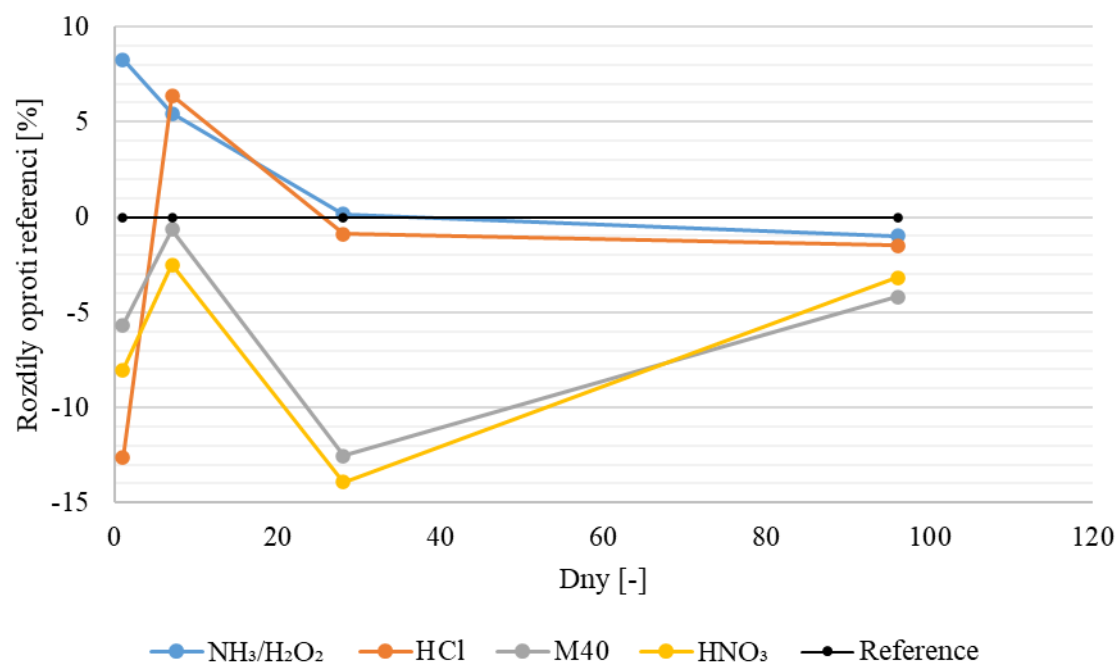
Na grafu 12 lze vidět pevnosti v tlaku kompozitů po 95 dnech. Nejvyšší pevnost v tlaku po 95 dnech mají nyní referenční kompozity, a to konkrétně $(245,06 \pm 8,90)$ MPa, což lze v rámci delších časových intervalů u účinků Cu a Zn očekávat. Tato pevnost v tlaku po 95 dnech není však výrazně vyšší než v případě kompozitů s vlákny upravenými ve směsi NH_3 a H_2O_2 a kompozitů s vlákny upravenými v HCl, a to konkrétně $(242,60 \pm 10,48)$ MPa pro kompozity s vlákny upravenými ve směsi NH_3 a H_2O_2 a $(241,42 \pm 11,17)$ MPa pro kompozity s vlákny upravenými v HCl. Obě hodnoty směrodatných výběrových odchylek jsou však mírně vyšší než v předešlém případě. V rámci dlouhodobých pevností v tlaku se tedy ukazuje, že mosaz na vláknech na ně z dlouhodobého hlediska nemá výrazný vliv. Nejnížší hodnotu pevnosti v tlaku po 95 dnech naopak lze vidět u kompozitů s mechanicky upravenými vlákny a druhou nejnížší hodnotu pak u kompozitů s vlákny upravenými v konc. HNO_3 , a to konkrétně $(234,82 \pm 15,33)$ MPa pro kompozity s mechanicky upravenými vlákny a $(237,23 \pm 9,45)$ MPa pro kompozity s vlákny upravenými v konc. HNO_3 . U kompozitů s mechanicky upravenými vlákny si lze všimnout také zdaleka nejvyšší hodnoty výběrové směrodatné odchylky. Sníženou hodnotu pevnosti v tlaku po 95 dnech oproti referenci lze v obou případech vysvětlit kontaminací matrice, a to buď kovovým prachem u kompozitů s mechanicky upravenými vlákny nebo korozními produkty u kompozitů s vlákny upravenými v konc. HNO_3 . Testy pevností v tlaku tedy ukazují, že je v rámci dlouhodobých pevností mnohem důležitější ovlivnění matrice vlákny než efekt vláken samotných.



Graf 12: Pevnosti v tlaku kompozitů po 95 dnech

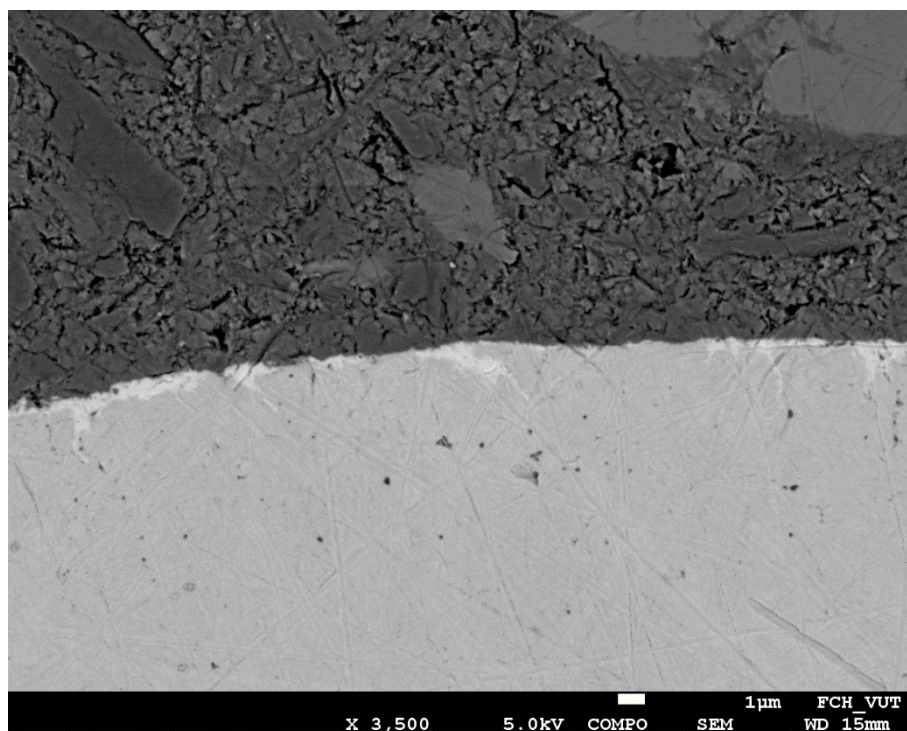
Na grafu 13 lze vidět časové trendy rozdílu pevnosti v tlaku u jednotlivých kompozitů oproti referenci. Lze si všimnout, že v případě kompozitů s vlákny upravenými ve směsi NH₃ a H₂O₂ jsou pevnosti v tlaku vždy vyšší oproti referenci až na pevnosti v tlaku po 95 dnech. V případě vláken upravených v HCl je pevnost v tlaku nižší v případě jednodenních pevností v tlaku a pevnosti v tlaku po 28 dnech. Jinak je velice podobná předešlým kompozitům. V případě kompozitů s mechanicky upravenými vlákny a kompozitů s vlákny upravenými v konc. HNO₃ jsou pevnosti v tlaku vždy nižší oproti referenci. Je vhodné se zmínit o tom, že v případě pevností v tlaku dochází velmi často k překrytí směrodatných odchylek, což může značit, že v těchto případech nemá povrchová úprava žádný znatelný vliv.

V případě porovnání pevností v tahu ohybem a pevností v tlaku s literaturou lze uvážit, že relativně jednoduchým způsobem oproti úpravě vláken je pro navyšování obou typů pevností asi nejlepší hybridizace vláken [47, 48, 50]. Zůstává však otázkou, jak by se vyplatilo nanesení SiO₂ na povrch ocelových vláken vzhledem k mechanickým vlastnostem RPC [7].

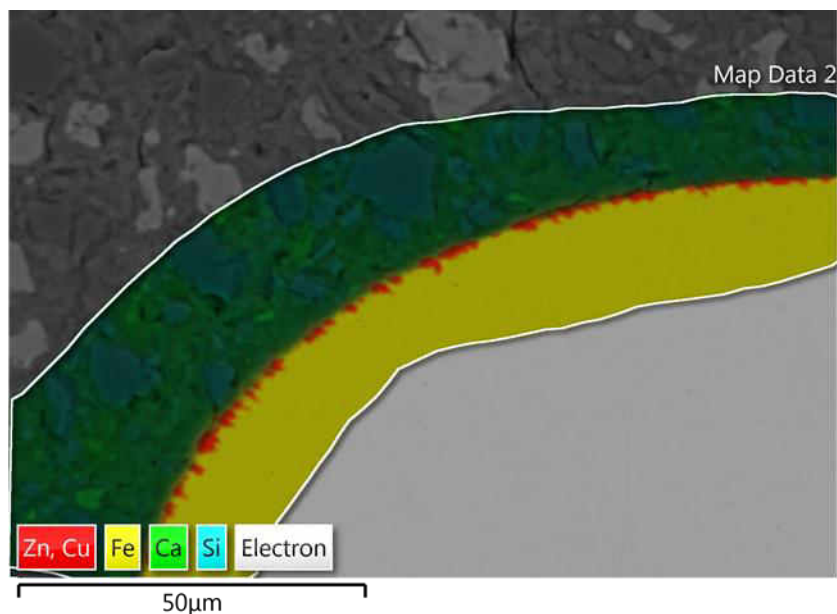


Graf 13: Časové trendy rozdílu pevnosti v tlaku u jednotlivých kompozitů oproti referenci

Na obrázku 33 lze vidět SEM snímek rozhraní matrice/vláknem na výbrusu referenčního kompozitu. Jelikož byl tento snímek pořízen v módu zpětně odražených elektronů, tak lze rozlišit přítomnost jednotlivých prvků dle zabarvení na snímku. Tmavší vrchní část snímku je tedy snímek matrice, a to především CSH gelu. Částice tvaru kvádrů, které jsou tmavší než jejich okolí, jsou částice mikrodorsilitu 110. Světlejší částice v pravé vrchní části snímku jsou nezreagovaná zrna cementu. Na spodní části SEM snímku lze posléze vidět pomosazené vlákno přítomné v matrici. Lze si všimnout především světlejších míst přímo na rozhraní mezi matricí a vláknem. Tato světlejší místa zasahují nerovnoměrně do rýh na vlákně, a vytváří na něm relativně hladký povrch. Lze se domnívat, že tato světlejší místa jsou tvořena mosazí.

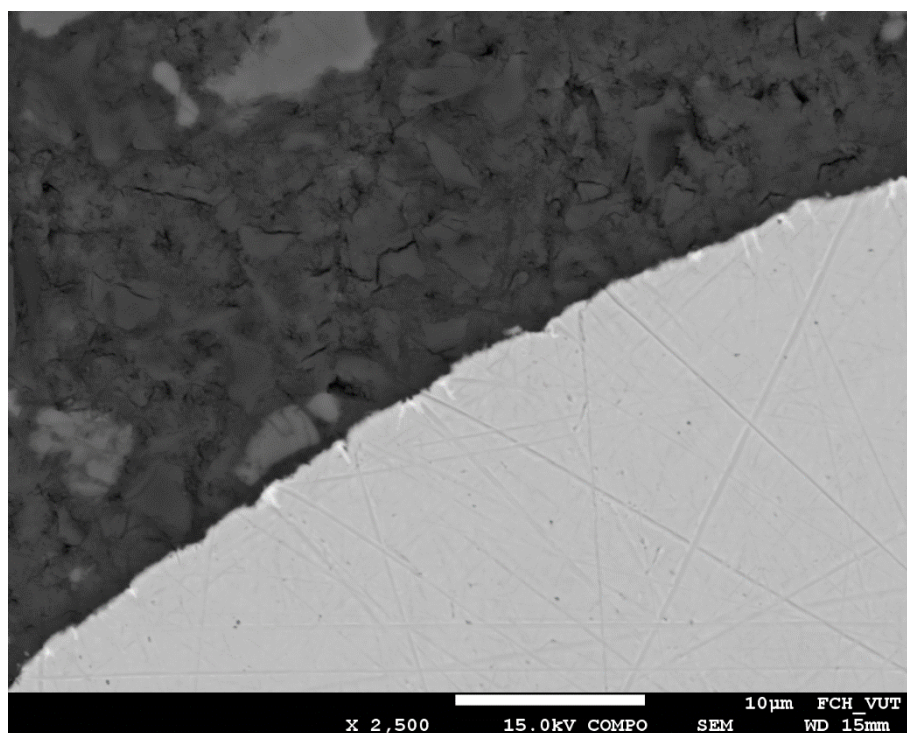


Na obrázku 34 lze vidět prvková mapa rozhraní matrice/vláknno na výbrusu referenčního kompozitu. Ta potvrzuje předešlé podezření týkající se mosazi na vlákne. Zároveň si lze všimnout, že Zn ani Cu neproniká do matrice z vlákna, nebo je obsah těchto prvků v matrici pod mezí detekce EDS. Z obrázku 33 a obrázku 34 lze následně usoudit, že bylo potvrzeno nerovnoměrné zastoupení mosazi na povrchu vlákna a velká variabilita tloušťky této vrstvy přibližně od 0,1 do 4 μm .



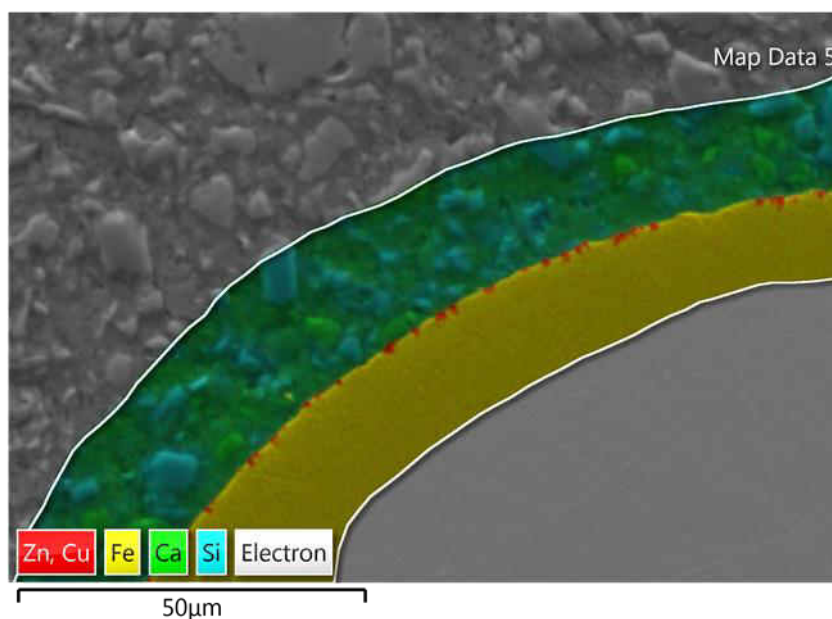
Obrázek 34: Prvková mapa rozhraní matrice/vlákno na výbrusu referenčního kompozitu

Na obrázku 35 lze vidět SEM snímek rozhraní matrice/vlákno na výbrusu kompozitu s vlákny upravenými ve směsi NH_3 a H_2O_2 . Na tomto obrázku si lze všimnout oproti obrázku 33 několika rozdílů. Hlavním rozdílem je nepřítomnost většiny mosazi na rozhraní mezi matricí a vláknem. Lze si však všimnout zbytků mosazi zasahujících do objemu vlákna. Nelze však rozlišit, zda se jedná o Cu nebo Zn. Dalším rozdílem oproti obrázku 33 je mnohem větší počet rýh, které byly odkryty odstraněním mosazi, na vlákně, a ve kterých lze identifikovat matrici, a to především ve formě CSH gelu.



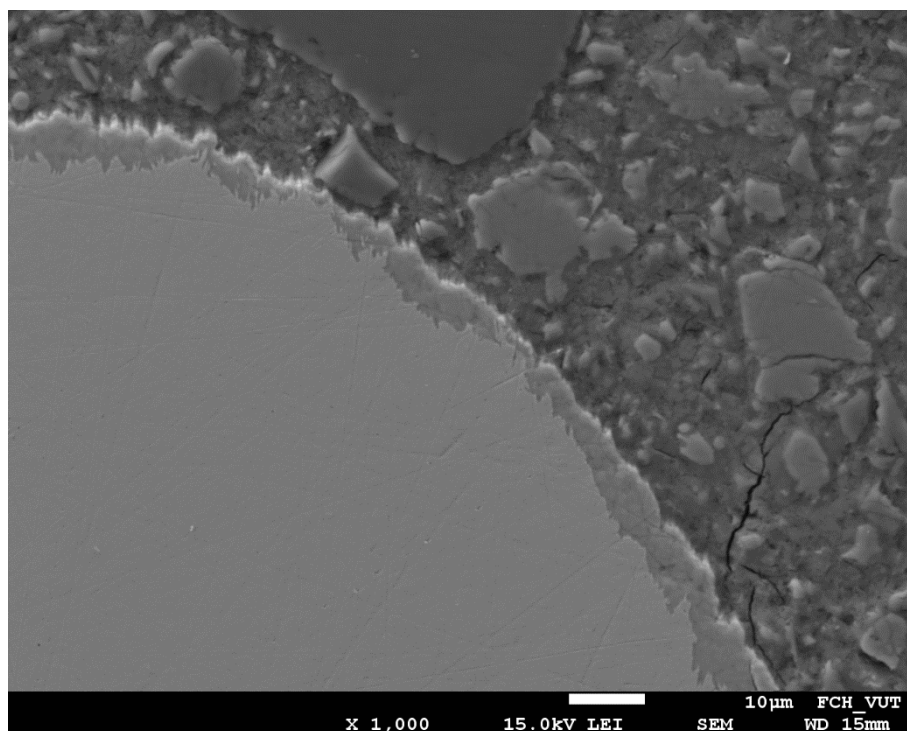
Obrázek 35: SEM snímek rozhraní matrice/vlákno na výbrusu kompozitu s vlákny upravenými ve směsi NH_3 a H_2O_2

Na obrázku 36 lze vidět prvkovou mapu rozhraní matrice/vlákno na výbrusu kompozitu s vlákny upravenými ve směsi NH_3 a H_2O_2 . Tato prvková mapa potvrzuje předešlé zjištění, že z vlákna byla odstraněna většina mosazi. Opět však nelze rozlišit Cu a Zn. Také nebyla detekována přítomnost Cu nebo Zn v matrici, nebo jejich koncentrace byla pod mezí detekce. Následně lze poznamenat, že na rozhraní matrice/vlákno v tomto případě nebyla detekována přítomnost kyslíku, nebo jeho koncentrace je pod mezí detekce. Z toho plyne praktická nepřítomnost koroze na vláknech upravených ve směsi NH_3 a H_2O_2 .



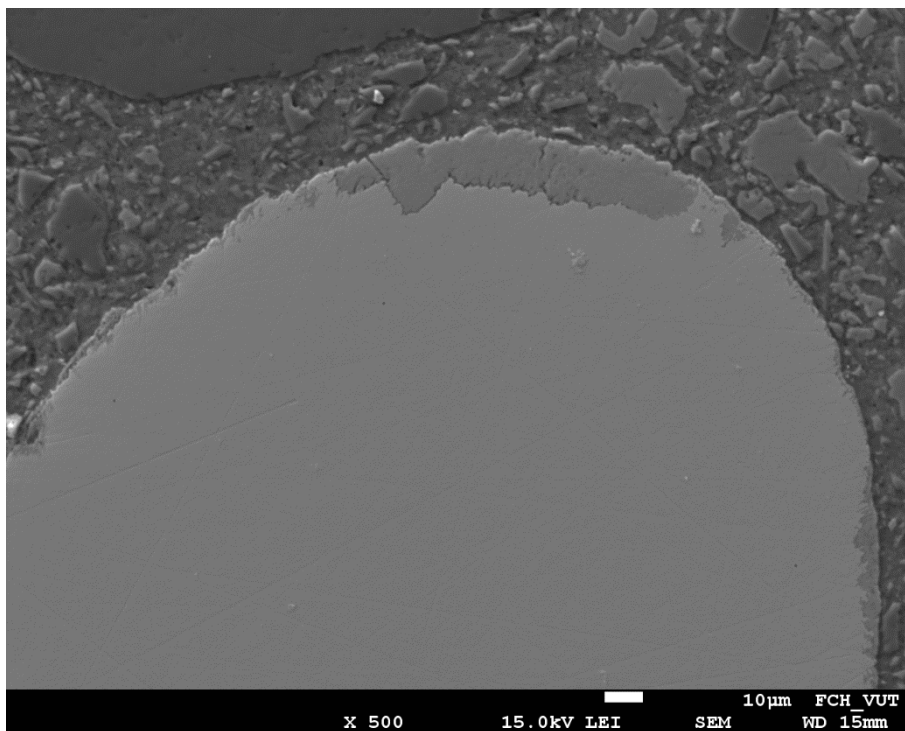
Obrázek 36: Prvková mapa rozhraní matrice/vlákno na výbrusu kompozitu s vlákny upravenými ve směsi NH_3 a H_2O_2

Na obrázku 37 lze vidět SEM snímek rozhraní matrice/vlákno se známkami rovnoměrné koroze na výbrusu kompozitu s vlákny upravenými v konc. HNO_3 . Je nutné poznamenat, že v případě kompozitů s vlákny upravenými v konc. HNO_3 nefungoval na elektronovém mikroskopu senzor zpětně odražených elektronů, jak již bylo zmíněno v experimentální části, a proto na těchto SEM snímcích nelze rozlišit atomovou hmotnost prvků, ze kterých je povrch složen. Na rozhraní mezi matricí a vláknem lze však nyní vidět vrchní rýhovanou vrstvu zasahující do vlákna. Jedná se nejspíše o korozi, která byla přítomná na vláknech po úpravě. Pod touto vrstvou koroze lze následně vidět povrch vlákna, na kterém je přítomno mnohem více rýh než v případě vláken upravených ve směsi NH_3 a H_2O_2 . Ze snímku lze následně usuzovat na rovnoměrnou a poměrně kompaktní vrstvu korozních produktů.



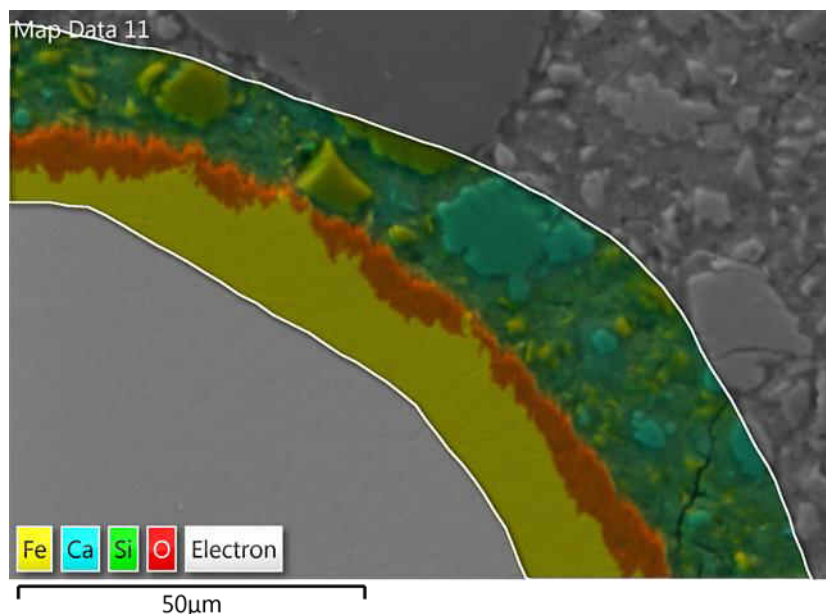
Obrázek 37: SEM snímek rozhraní matrice/vlákno s rovnoměrnou korozí na vlákně na výbrusu kompozitu s vlákny upravenými v konc. HNO_3

Na obrázku 38 lze vidět SEM snímek rozhraní matrice/vlákno se známkami nerovnoměrné koroze na výbrusu kompozitu s vlákny upravenými v konc. HNO_3 . Lze si na něm všimnout především jedné části, ve které na povrchu vlákna koroze dosahuje hloubky přibližně $10\ \mu\text{m}$ směrem do středu vlákna. Tato nerovnoměrná koroze by mohla být důsledkem vady na povrchu pomosazeného vlákna, a následnou reakcí s konc. HNO_3 spíše než korozí při skladování vláken. Lze se totiž domnívat, že v případě skladování vláken by koroze postupovala relativně rovnoměrně po obvodu vlákna.



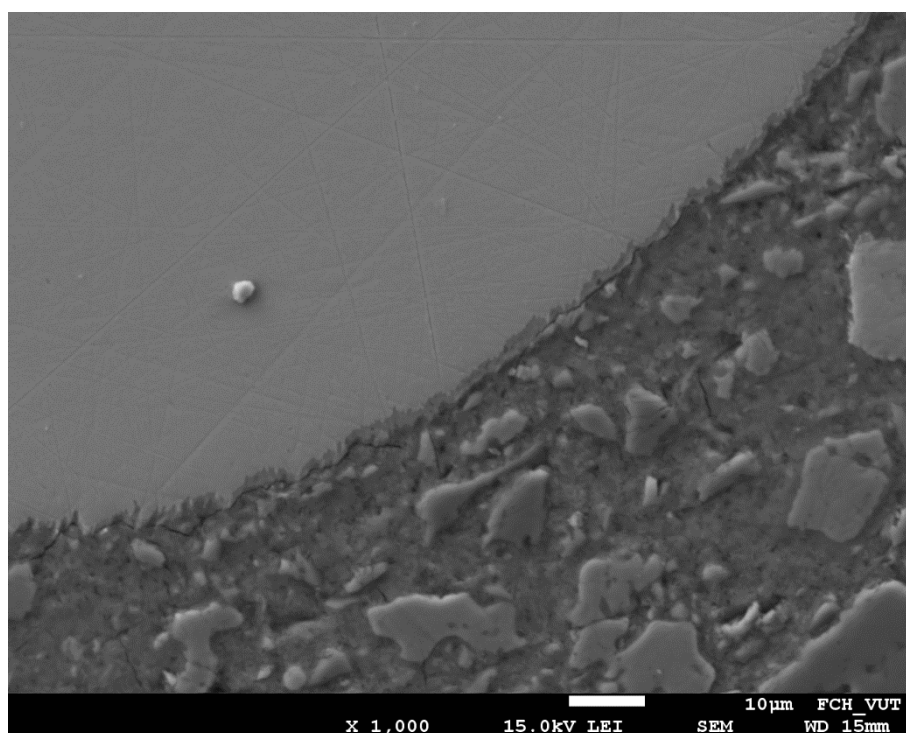
Obrázek 38: SEM snímek rozhraní matrice/vlákno s nerovnoměrnou korozi na vlákne na výbrusu kompozitu s vlákny upravenými v konc. HNO_3

Na obrázku 39 lze vidět prvkovou mapu rozhraní matrice/vlákno se známkami rovnoměrné koroze na výbrusu kompozitu s vlákny upravenými v konc. HNO_3 . Prvková mapa na tomto obrázku potvrzuje výše zmíněné poznatky. Vrstvou na povrchu vlákna je především vrstva korozních produktů Fe. Na prvkové mapě si lze následně všimnout, že část korozních produktů nejspíše přešla do matrice během přípravy kompozitu mícháním. Tato vrstva korozních produktů je však relativně rovnoměrná, a při přípravě kompozitů nejspíše nedošlo k jejímu oddělení od vlákna, což značí její kompaktnost. Lze si všimnout, že v rámci této prvkové mapy nebyla detekována přítomnost Zn ani Cu.



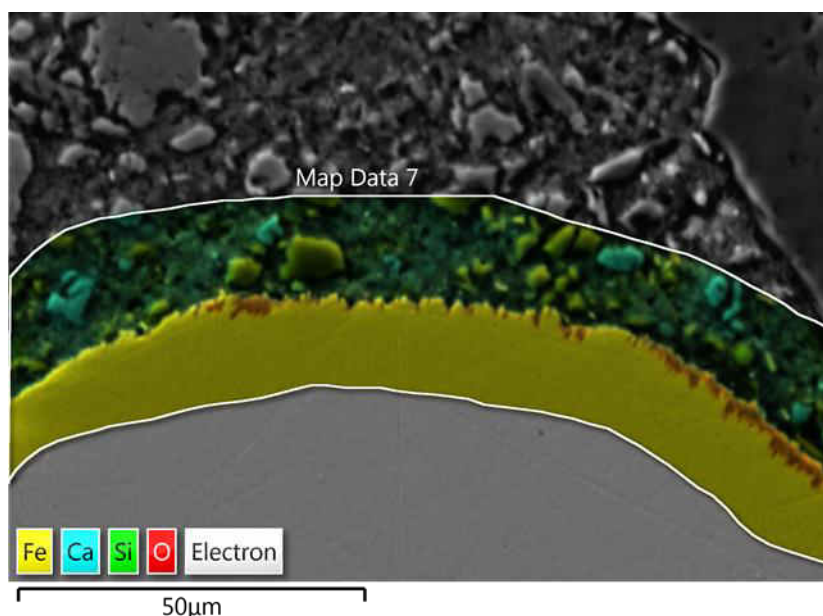
Obrázek 39: Prvková mapa rozhraní matrice/vlákno s rovnoměrnou korozí na vlákně na výbrusu kompozitu s vlákny upravenými v konc. HNO_3

Na obrázku 40 lze vidět SEM snímek rozhraní matrice/vlákno bez znatelných známek koroze na výbrusu kompozitu s vlákny upravenými v konc. HNO_3 . Na tomto obrázku si lze všimnout části vlákna, u které nejsou vidět znatelné známky vrstvy korozních produktů. V tomto případě dochází k pronikání matrice do rýh na povrchu vlákna, čímž je zajištěna soudržnost vlákna s matricí.



Obrázek 40: SEM snímek rozhraní matrice/vlákno bez koroze na vlákně na výbrusu kompozitu s vlákny upravenými v konc. HNO_3

Na obrázku 41 lze vidět prvkovou mapu rozhraní matrice/vlákno s minimálními známkami koroze na výbrusu kompozitu s vlákny upravenými v konc. HNO_3 . Na tomto obrázku si lze všimnout části vlákna upraveného v konc. HNO_3 jevíci minimální známky koroze. V rámci poznatků se lze tedy domnívat, že konc. HNO_3 nemusí způsobovat na povrchu vlákna rovnoměrnou korozi, což je však částečně v rozporu s předešlými zjištěními. Jedním z vysvětlení by mohlo být částečné odstranění korozní vrstvy způsobené mícháním při přípravě kompozitu. Toto odstranění korozní vrstvy by následně muselo být nerovnoměrné, což by bylo možné vysvětlit orientací vláken v mixéru. To by způsobovalo přednostní odírání vláken v jejich určité části nebo v určité části směsi. Na obrázku 41 lze následně vidět také pronikání korozních produktů do matrice.



Obrázek 41: Prvková mapa rozhraní matrice/vlákno s minimální korozi na vlákně na výbrusu kompozitu s vlákny upravenými v konc. HNO_3

4.5 Balistická odolnost RPC kompozitů s upravenými vlákny

Objemová hmotnost a mechanické vlastnosti kompozitů využitých při měření balistických vlastností jsou uvedeny v tabulce 7. Pevnost v tlaku byla určena jako průměr ze dvou hodnot. V případě hustoty se jedná o průměr hodnot zjištěných pro zkušební tělesa pro zkoušku DOP. Nízká hodnota pevnosti v tahu ohybem u kompozitu s vlákny upravenými ve směsi NH_3 a H_2O_2 byla způsobena přípravou zkušebních těles k měření těchto vlastností v rámci balistických testů z posledních zbytků kompozitu v míchačce s nízkým obsahem vláken. Všechny následující hodnoty pro referenci byly získány z protokolu pro balistické testy v rámci dřívějších testů pro FCH. Je tedy nutné podotknout, že se v rámci metodiky, a to zejména v rámci multihit testů, lehce tyto testy lišily, a proto musí docházet k jejich porovnávání s jistým nadhledem na věc.

Tabulka 7: Objemová hmotnost a mechanické vlastnosti kompozitů využitých při měření balistických vlastností

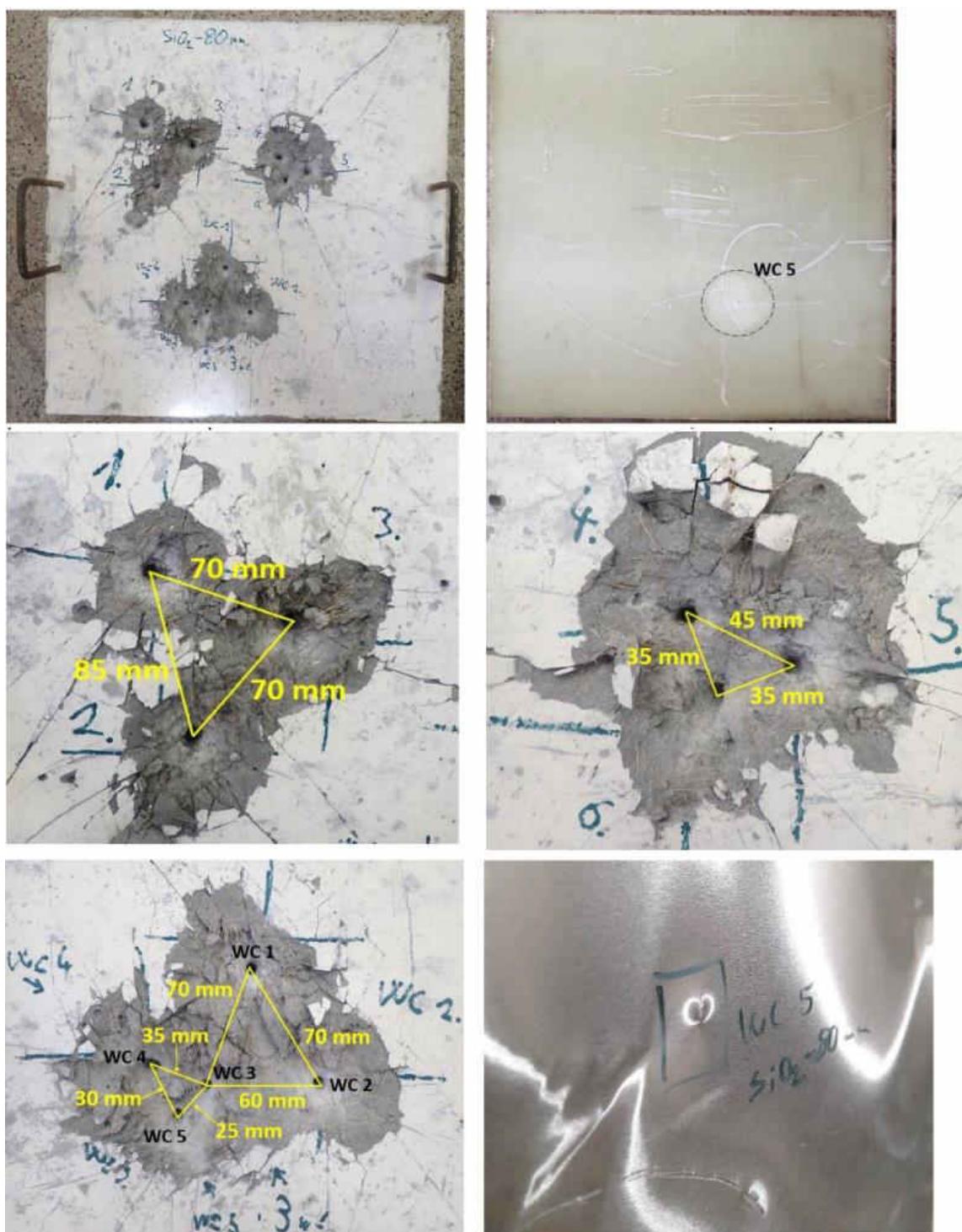
Typ kompozitu	Hustota [kg/m^3]	Pevnost v tlaku [Mpa]	Pevnost v ohybu [Mpa]
Reference	2515,0	255,00	25,73
$\text{NH}_3/\text{H}_2\text{O}_2$	2513,8	251,65	21,60

Výsledky multihit testu panelu z referenčního kompozitu jsou uvedeny v tabulce 8 a na obrázku 42. V tabulkách jsou dále udávány přibližné velikosti strany a rovnostranného trojúhelníku, do jehož vrcholů dopadaly jednotlivé střely. Přesné rozměry jsou následně uvedeny v rámci obrázků. Tučně jsou označeny poslední provedené nástřely. U typu penetrace ČP značí částečnou penetraci, HP značí hraniční průstřel (střela byla zadržena svědečným systémem) a ÚP značí úplný průstřel. Z výsledků multihit testu panelu z referenčního kompozitu v tabulce 8 lze vyčíst, že v případě náboje $7,62 \times 54\text{R API B32}$ byl $6 \times$ proveden nástřel panelu do vrcholů dvou rovnostranných trojúhelníků o přibližné délce stran 80 a 40 mm, a v žádném případě střela materiálem neprošla. V dalších nástřelech s nábojem $7,62 \times 54\text{R API B32}$ se v rámci multihit testu referenčního kompozitu nepokračovalo, protože bylo zjišťováno pouze, zda vyhovuje panel výše jmenované odolnostní třídě STANAG. Střelba do vrcholů rovnostranného trojúhelníku s kratší délkou strany se už považuje pouze jako orientační pro výrobce, jelikož již nelze uvažovat konstantní tloušťku panelu. Ze snímku vpravo nahoře na obrázku 42 je však viditelná zadní část panelu po multihit testu, která v rámci nástřelů vedených s nábojem $7,62 \times 54\text{R API B32}$ nejeví na skelném laminátu žádné změny. Lze však podotknout, že skelný laminát u všech panelů k multihit testu nebyl přilepen obzvláště důsledně, a proto se chování skelného laminátu může v jeho ploše lišit v rámci jednoho testu lišit. Z tabulky 8 lze následně vyčíst, že v rámci multihit testu bylo na panel vedeno pět nástřelů nábojem $7,62 \times 51\text{ AP8}$ do vrcholů rovnostranných trojúhelníků o straně přibližné délky 80 a 40 mm. V případě posledního nástřelu pak střela prošla skelným laminátem, ale byla zadržena na svědečném systému, kterým neprošla. Snímek svědečného systému po hraničním průstřelu lze vidět na obrázku 42 vpravo dole. Lze tedy spekulovat o tom, zda by taková střela byla schopná prorazit jiný materiál jako například kost nebo vojenskou blůzu. V případě měkkých tkání citlivých na náraz jako například oko by však střela stále mohla mít dostatečnou energii ke způsobení

závažnějšího zranění. V rámci výše jmenované odolnostní třídy STANAG je však nutné, aby střela v rámci nástřelů do vrcholů rovnostranného trojúhelníku přibližné délky strany 40 mm v žádném případě neprošla, a proto z tohoto hlediska nelze tento materiál považovat za dostatečný.

Tabulka 8: Výsledky multihit testu panelu z referenčního kompozitu

Typ náboje	Číslo rány [-]	Přibližná velikost a [mm]	Dopadová rychlost [m/s]	Souřadnice X [mm]	Souřadnice Y [mm]	Typ penetrace
7,62 × 54R API B32	1	80	855,7	120	375	ČP
	2		850,9	135	295	ČP
	3		858,2	180	350	ČP
	4	40	850,3	295	335	ČP
	5		856,8	335	315	ČP
	6		855,6	305	305	ČP
7,62 × 51 AP8	WC 1	80	925,8	228	190	ČP
	WC 2		928,8	260	130	ČP
	WC 3		915,2	205	130	ČP
	WC 4	40	917,4	175	140	ČP
	WC 5		917,1	185	110	HP



Obrázek 42: Výsledky multihit testu panelu z referenčního kompozitu formou fotografických snímků

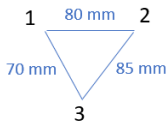
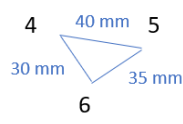
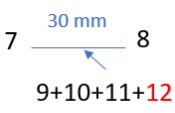
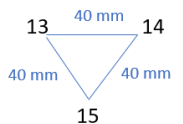
Vlevo nahoře – přední část panelu po provedení multihit testu, vpravo nahoře – zadní část po provedení multihit testu, vlevo uprostřed – oblast nástřelu náboje 7,62 × 54R API B32 do vrcholů rovnostranného trojúhelníka o straně délky 80 mm, vpravo uprostřed – oblast nástřelu náboje 7,62 × 54R API B32 do vrcholů rovnostranného trojúhelníka o straně délky 40 mm, vlevo dole – oblast nástřelu náboje 7,62 × 51 AP8 do vrcholů rovnostranného trojúhelníka o straně délky 80 a 40 mm, , vpravo dole – svědečný systém po hraničním průstřelu

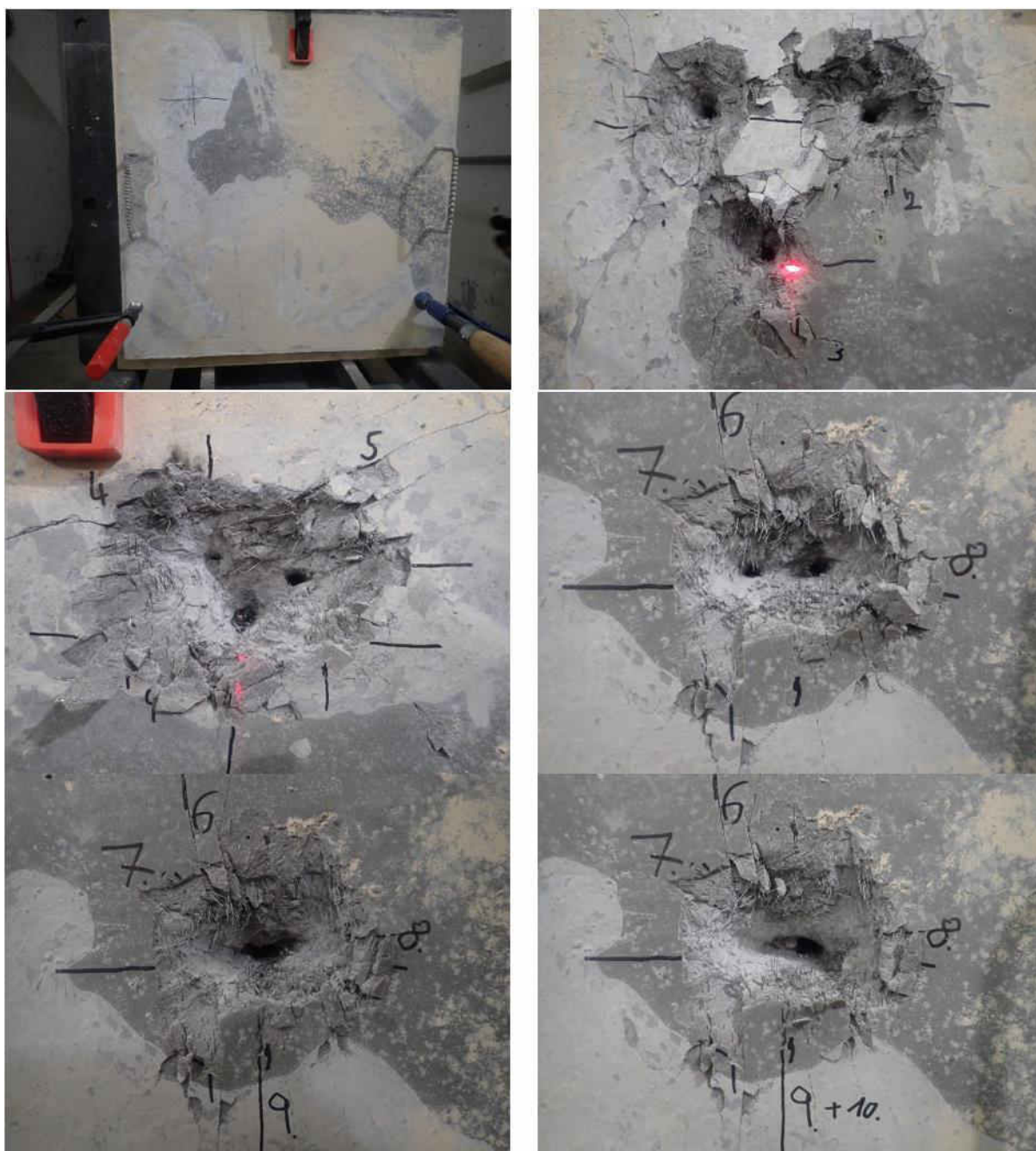
Výsledky multihit testu panelu kompozitu s vlákny upravenými ve směsi NH_3 a H_2O_2 jsou uvedeny v tabulce 9 a na obrázku 43, obrázku 44 a obrázku 45. Z výsledků multihit testu panelu z referenčního kompozitu v tabulce 9 lze vyčíst, že v případě náboje $7,62 \times 54\text{R API B32}$ byl $9 \times$ proveden nástřel panelu do vrcholů tří rovnostranných trojúhelníků o přibližné délce stran 80, 40 a 20 mm. Posléze byly vedeny ještě tři nástřely stejným nábojem do přibližně stejného místa. Při posledním nástřelu střela, a to dvanáctém, prošla. Je nutné říci, že v případě nástřelů vedených do stejného místa nejspíše docházelo k uvíznutí střel v materiálu, a následnému nárazu střely budoucí do těchto uvízlých střel. Vlivem tohoto jevu mohlo docházet k otupení špičky střely či ovlivnění směru letu střely. Tento jev by však nastal zpravidla u každého materiálu při střelbě do stejného místa, a je otázkou do jaké míry střely v materiálu drží tak, aby kupříkladu způsobily zvýšení balistické ochrany v důsledku jejich nakupení v jednom místě. Ze snímku vpravo nahoře na obrázku 44 lze vidět poničení svědečného systému po posledním nástřelu nábojem $7,62 \times 54\text{R API B32}$. Plošné poničení by mohlo indikovat právě uvolnění střel, které uvízly v materiálu po předchozích nástřelech, a s jistotou by byly schopny způsobit určitou škodu na materiálu nebo na zdraví za panelem. Zůstává však otázkou velikost takové škody. Na snímku vlevo nahoře na obrázku 45 lze vidět, že k bulgingu na skelném laminátu došlo již v případě šestého nástřelu nábojem $7,62 \times 54\text{R API B32}$, ale jak již bylo podotknuto, tak je otázkou kvalita nalepení skelného laminátu na zadní část panelu.

Z tabulky 9 lze následně vyčíst, že v rámci multihit testu bylo na panel vedeno pět nástřelů nábojem $7,62 \times 51 \text{ AP8}$ do vrcholů rovnostranných trojúhelníků o straně přibližné délky 40 a 20 mm. Rovnostranný trojúhelník o straně přibližné délky 20 mm nebyl dokončen. Jelikož však panel nebyl prostřelen v rámci nástřelů do vrcholů rovnostranného trojúhelníka o straně přibližné délky 40 mm, tak lze tento materiál považovat za vyhovující výše jmenované odolnostní třídě STANAG. Na snímku vlevo nahoře na obrázku 45 lze následně vidět, že při patnáctém nástřelu nejspíše došlo k částečnému průstřelu skelného laminátu, a uvíznutí střely v něm. Jak již bylo však několikrát zmíněno, tak zde může hrát roli kvalita nalepení skelného laminátu na zadní straně panelu. Roli by mohla hrát i určitá nehomogenita panelu v místě nástřelu. K úplnému průstřelu došlo totiž až po sedmnáctém nástřelu, a podobné chování nebylo u šestnáctého nástřelu zdokumentováno.

V případě srovnání výsledků multihit testu lze tedy usoudit, že panel z kompozitu s vlákny upravenými ve směsi NH_3 a H_2O_2 jevil lehce vyšší balistickou odolnost zejména s přihlédnutím k nástřelům za pomoci náboje $7,62 \times 51 \text{ AP8}$ a splnění požadavků k zařazení do výše zmíněné odolnostní třídy STANAG. K tomu lze také usoudit, že panel z kompozitu s vlákny upravenými ve směsi NH_3 a H_2O_2 jeví dobrou odolnost proti opakovaným nástřelům za pomoci náboje $7,62 \times 54\text{R API B32}$. Nebylo však možné referenční a experimentální kompozit kvůli nedostatku dat z multihit testu panelu z referenčního kompozitu porovnat detailněji mezi sebou. Jejich odolnost je však v rámci nástřelů s tímto nábojem přinejmenším srovnatelná, a pokud by šlo pouze o odolnost proti tomuto náboji, tak by nejspíše bylo možné tloušťku panelů v obou případech zmenšit. V takovém případě by však došlo nejspíše k průstřelům střel nábojů $7,62 \times 51 \text{ AP8}$ mimo výše jmenovanou odolnostní třídu STANAG.

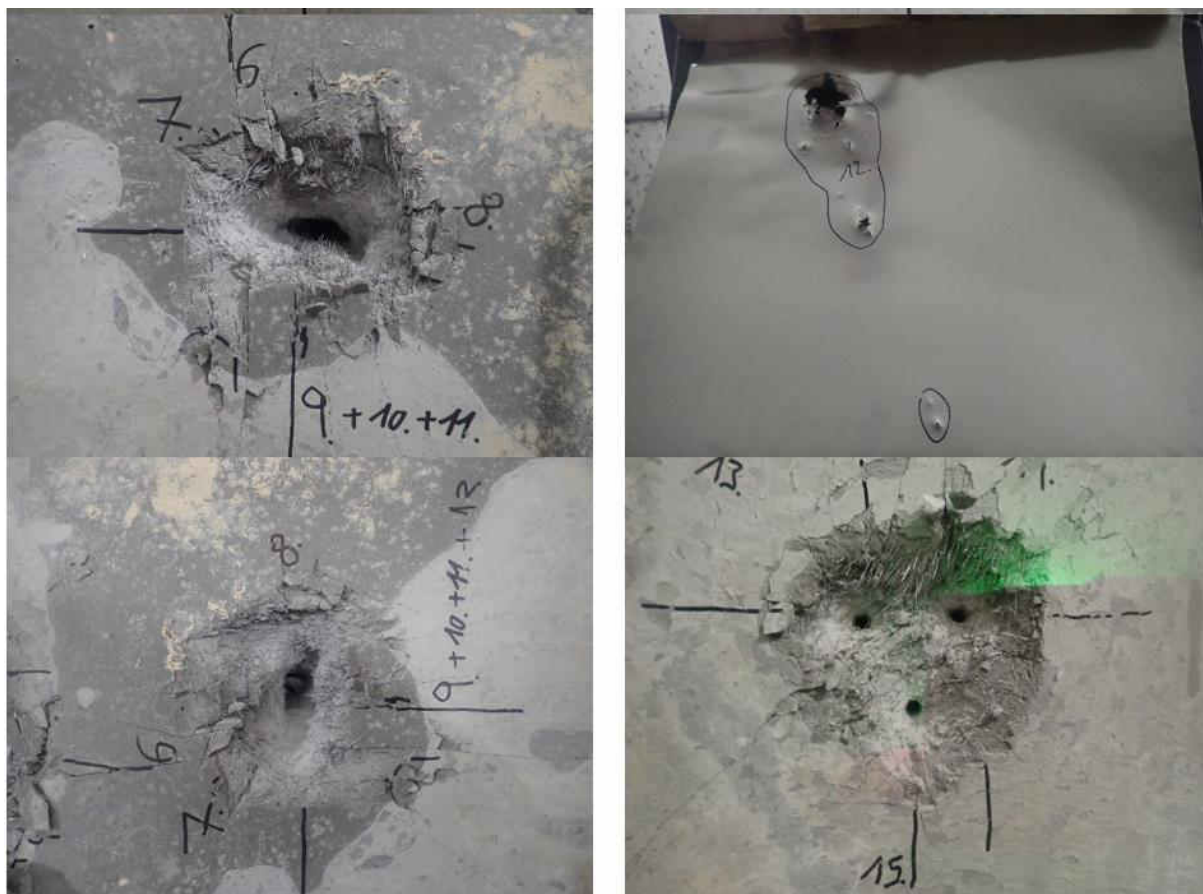
Tabulka 9: Výsledky multihit testu panelu kompozitu s vlákny upravenými ve směsi NH_3 a H_2O_2

Typ náboje	Číslo rány [-]	Přibližná velikost a [mm]	Dopadová rychlost [m/s]	Souřadnice X [mm]	Souřadnice Y [mm]	Typ penetrace	Pozice nástřelů [mm]
7,62 × 54R API B32	1	80	844,1	105	385	ČP	
	2		842,0	180	385	ČP	
	3		857,3	135	320	ČP	
	4	40	862,2	305	395	ČP	
	5		860,9	340	390	ČP	
	6		852,7	315	370	ČP	
	7	20	850,6	320	255	ČP	
	8		845,0	360	250	ČP	
	9		854,1	345	245	ČP	
	10		855,8	345	245	ČP	
	11		854,9	345	245	ČP	
	12		840,2	345	245	ÚP	9+10+11+12
7,62 × 51 AP8	13	40	944,7	125	160	ČP	
	14		946,1	160	165	ČP	
	15		938,6	145	130	ČP	
	16	20	941,9	270	120	ČP	
	17		934,5	290	130	ÚP	



Obrázek 43: První sada výsledků multihit testu panelu z kompozitu s vlákny upravenými ve směsi NH_3 a H_2O_2 formou fotografických snímků

Vlevo nahoře – upevněný panel před střelbou, vpravo nahoře – fotosnímek panelu po nástřelech 1, 2 a 3, vlevo uprostřed – fotosnímek panelu po nástřelech 4, 5 a 6, vpravo uprostřed - fotosnímek panelu po nástřelech 7 a 8, vlevo dole - fotosnímek panelu po nástřelech 7, 8 a 9, vpravo dole - fotosnímek panelu po nástřelech 7, 8, 9 a 10



Obrázek 44: Druhá sada výsledků multihit testu panelu z kompozitu s vlákny upravenými ve směsi NH_3 a H_2O_2 formou fotografických snímků

Vlevo nahoře – fotosnímek panelu po nástřelech 7, 8, 9, 10 a 11, vpravo nahoře – fotosnímek svědečného systému po nástřelu 12, vlevo dole - fotosnímek panelu po nástřelech 7, 8, 9, 10, 11 a 12, vpravo dole - fotosnímek panelu po nástřelech 13, 14 a 15



Obrázek 45: Třetí sada výsledků multihit testu panelu z kompozitu s vlákny upravenými ve směsi NH_3 a H_2O_2 formou fotografických snímků

Vlevo nahoře – fotosnímek skelného laminátu po nástřelu 6, vpravo nahoře – fotosnímek skelného laminátu po nástřelu 9, 10, 11 a 12, vlevo dole - fotosnímek skelného laminátu po nástřelech 14 a 15, vpravo dole - fotosnímek skelného laminátu po nástřelu 17

V tabulce 10 jsou uvedeny výsledky DOP testu referenčního kompozitu. Vzhledem k neúplnosti dodaných údajů bylo nutné hustotu materiálu vypočítat jako průměr ze čtyř hodnot. Směrodatná odchylka byla určena jako hodnota směrodatné výběrové odchylky. Z tabulky 10 lze přechíst, že průměrná hodnota DEF pro referenční kompozit byla vypočtena na $0,888 \pm 0,050$ a medián hodnoty DEF u referenčního kompozitu činí 0,899. V případě velikosti poškozené zóny je její průměrná hodnota rovna $(3685 \pm 876) \text{ mm}^2$ a medián činí 3659 mm^2 .

Tabulka 10: Výsledky DOP testu referenčního kompozitu

Číslo vzorku	ρ_s [g/cm ³]	Dopadová rychlost [m/s]	H _s [mm]	P _{res} [mm]	P _r [mm]	DEF [-]	Velikost poškozené zóny [mm ²]
1	2,515	857,4	39,5	22,7	52,20	0,834	2622
2		864,9	39,7	23,1	52,89	0,838	3062
3		859,3	39,7	19,0	52,37	0,939	4742
4		859,3	40,0	19,0	52,37	0,932	4341
5		854,5	39,8	19,9	51,93	0,899	3659
Průměr						0,888	3685
Směrodatná odchylka						0,050	876
Medián						0,899	3659

V tabulce 11 jsou uvedeny výsledky DOP testu kompozitu s vlákny upravenými ve směsi NH_3 a H_2O_2 . Směrodatná odchylka byla určena jako hodnota směrodatné výběrové odchylky. Z tabulky 10 lze přechíst, že průměrná hodnota DEF pro referenční kompozit byla vypočtena na $0,892 \pm 0,024$ a medián hodnoty DEF u referenčního kompozitu činí 0,887. V případě velikosti poškozené zóny je její průměrná hodnota rovna $(3588 \pm 1034) \text{ mm}^2$ a medián činí 3760 mm^2 .

Tabulka 11: Výsledky DOP testu kompozitu s vlákny upravenými ve směsi NH_3 a H_2O_2

Číslo vzorku	$\rho_s [\text{g/cm}^3]$	Dopadová rychlost [m/s]	$H_s [\text{mm}]$	$P_{\text{res}} [\text{mm}]$	$P_r [\text{mm}]$	DEF [-]	Velikost poškozené zóny [mm^2]
1	2,542	863,6	41,4	21,9	55,80	0,905	4929
2	2,516	859,0	40,6	21,7	55,36	0,926	3760
3	2,502	871,9	41,9	23,3	56,60	0,887	3172
4	2,543	854,0	41,8	22,0	54,88	0,878	3954
5	2,466	881,1	40,5	26,1	57,48	0,865	2125
Průměr						0,892	3588
Směrodatná odchylka						0,024	1034
Medián						0,887	3760

Při porovnání obou materiálů v rámci výsledků DOP testů si lze všimnout, že lehce vyšší průměrnou hodnotu DEF jeví kompozit s vlákny upravenými ve směsi NH_3 a H_2O_2 , a zároveň je nižší jeho hodnota směrodatné výběrové odchylky. To jednak znamená, že balistická

odolnost kompozitu s vlákny upravenými ve směsi NH_3 a H_2O_2 je lehce vyšší než v případě referenčního kompozitu, a zároveň že by vlákna v kompozitu s vlákny upravenými ve směsi NH_3 a H_2O_2 mohla být v kompozitu rozložena homogenněji. U kompozitu s vlákny upravenými ve směsi NH_3 a H_2O_2 je také nižší průměrná velikost poškozené zóny, což svědčí o menší tendenci kompozitu v přední části panelu se odlupovat po nárazu střely, takže si je kompozit schopen déle zachovat konstantní tloušťku. V případě kompozitu s vlákny upravenými ve směsi NH_3 a H_2O_2 je v rámci hodnoty velikosti poškozené zóny je však vyšší hodnota směrodatné výběrové odchylky než v případě referenčního kompozitu, což by mohlo svědčit například o zakoncentrování vláken v objemu kompozitu a jejich úbytku blízko povrchu.

Hlavním důvodem pro lehce lepší balistické vlastnosti v rámci kompozitů s vlákny upravenými ve směsi NH_3 a H_2O_2 by mohlo být zabudovávání CSH gelu do rýh na povrchu vláken. To by ve finále zapříčiňovalo vyšší soudržnost těchto vláken s matricí, zatímco v případě pomosazených vláken by mohlo docházet k jejich lehkému sklouzávání o matrici.

5 ZÁVĚR

V práci byly shrnuty znalosti týkající se zadané problematiky. V praktické části byla charakterizována povrchová úprava komerčních pomosazených ocelových mikrovláken. Dále byl navržen postup odstranění mosazi z ocelových mikrovláken. Povrch upravených vláken byl také charakterizován. Následně byl zjišťován vliv povrchové úpravy ocelových mikrovláken na mechanické vlastnosti RPC. Byl zjištěn rozliv a nasákavost jednotlivých RPC kompozitů. Posléze byly analyzovány výbrusy vybraných kompozitů pomocí SEM. Ke konci práce byl popsán vliv povrchové úpravy na balistické vlastnosti RPC.

V rámci charakterizace povrchové úpravy pomosazených ocelových mikrovláken bylo zjištěno, že mosaz na vláknech je nanášena nerovnoměrně. Mosaz také nepokrývá celý povrch ocelového mikrovláka. Byly navrženy postupy k odstranění této vrstvy. Za nejvhodnější metodu k odstranění této vrstvy lze považovat směs NH_3 a H_2O_2 v objemovém poměru 3 : 1. Žádný z postupů nevedl k úplnému odstranění Cu z povrchu vláken.

K vytvoření kompozitů s upravenými vlákny byla vybrána vlákna upravená v konc. HNO_3 , HCl , vlákna upravená ve směsi NH_3 a H_2O_2 , a mechanicky upravená vlákna. Rozliv byl u každého z kompozitů dostačující. V rámci pevností v tahu ohybem po odformování po 24 h nejvyšších pevností dosahoval kompozit s vlákny upravenými v HCl . Je však otázkou, do jaké míry lze pevnosti po odformování po 24 h brát za směrodatné, kvůli jejich výraznému ovlivnění v rámci rozdílů teplot v laboratoři silikátů při jejich tuhnutí.

V rámci pevností v tahu ohybem po 7 d nejvyšších pevností dosahoval kompozit s vlákny upravenými v HCl . Konkrétně se jednalo o zlepšení o 4,55 %. V případě pevností v tlaku po 7 d zaznamenal nejvyšší nárůst o 6,37 % oproti referenci kompozit s vlákny upravenými v HCl .

V rámci pevností v tahu ohybem po 28 d nejvyšší nárůst oproti referenci o 2,20 % jevil kompozit s vlákny upravenými ve směsi NH_3 a H_2O_2 . V případě pevností v tlaku po 28 d byl zaznamenán malý nárůst o 0,15 % oproti referenci v případě kompozitu s vlákny upravenými ve směsi NH_3 a H_2O_2 .

V rámci pevností v tahu ohybem po 95 dnech zdaleka nejvyšší nárůst pevností o 33,43 % oproti referenci měl kompozit s vlákny upravenými ve směsi NH_3 a H_2O_2 . Je otázkou, do jaké míry výsledky pevností tahu v ohybu ovlivnil odlišný ohybový přípravek. V rámci pevností v tlaku po 95 dnech jevil každý kompozit zanedbatelný pokles oproti referenci.

Byly zkoumány balistické vlastnosti referenčního kompozitu a kompozitu s vlákny upravenými ve směsi NH_3 a H_2O_2 . V rámci multihit testu jevil vyšší odolnost kompozit s vlákny upravenými ve směsi NH_3 a H_2O_2 , a to především po nástřelech municí 7,62 × 51 AP8. Materiál tedy splňuje požadavky v experimentální části jmenované odolnostní třídy. V případě DOP testu byly zjišťovány hodnoty DEF. Kompozit s vlákny upravenými ve směsi NH_3 a H_2O_2 měl o 0,45 % vyšší průměrnou hodnotu DEF.

V práci byly také zkoumány výbrusy jednotlivých kompozitů za pomoci SEM. U referenčního kompozitu nebyl zjištěn průnik Cu a Zn do matrice v okolí vláken. Bylo zjištěno, že mosaz má na mechanické a balistické vlastnosti nejspíše negativní vliv. Tímto

jevem ale není zpomalení počátku hydratace, průnik Cu a Zn do matrice či vznik H_2 . Mosaz totiž vyplňuje rýhy na ocelovém mikrovlákně, a zamezuje jejich vyplnění matricí.

Lze říci, že dopad mosazi na vláknech je relativně zanedbatelný. Lze však doporučit využití ocelových mikrovláken s výraznou členitostí povrchu. Dle názoru autora se jeví povlakování ocelových mikrovláken vrstvou SiO_2 jako potenciální cesta k vylepšení jejich soudržnosti s matricí. Jako nejjednodušší způsob se však pro navýšení mechanických a balistických vlastností RPC jeví využití hybridních vláken.

6 REFERENCE

- [1] SHAIKH, Faiz Uddin Ahmed, Salmabanu LUHAR, Hasan Şahan AREL a Ismail LUHAR. Performance evaluation of Ultrahigh performance fibre reinforced concrete – A review. *Construction and Building Materials* [online]. 2020, **232** [cit. 2022-03-03]. ISSN 09500618. Dostupné z: doi:10.1016/j.conbuildmat.2019.117152.
- [2] RICHARD, Pierre a Marcel CHEYREZY. Composition of reactive powder concretes. *Cement and Concrete Research* [online]. 1995, **25**(7), 1501-1511 [cit. 2022-03-03]. ISSN 00088846. Dostupné z: doi:10.1016/0008-8846(95)00144-2.
- [3] MAYHOUB, Ola A., El-Sayed A.R. NASR, Yehia A. ALI a Mohamed KOHAIL. The influence of ingredients on the properties of reactive powder concrete: A review. *Ain Shams Engineering Journal* [online]. 2021, **12**(1), 145-158 [cit. 2022-03-03]. ISSN 20904479. Dostupné z: doi:10.1016/j.asej.2020.07.016.
- [4] CAVILI, Brian a Mark REBENTROST. Ductal – A High-Performance Material for Resistance to Blasts and Impacts. *Australian Journal of Structural Engineering* [online]. 2015, **7**(1), 37-45 [cit. 2022-03-03]. ISSN 1328-7982. Dostupné z: doi:10.1080/13287982.2006.11464962.
- [5] POKORNÝ, P. Vliv koroze zinkované oceli na soudržnost s betonem / The influence of galvanized steel on bond strength with concrete. *Koroze a ochrana materiálu* [online]. 2012, **56**(4) [cit. 2022-03-03]. ISSN 1804-1213. Dostupné z: doi:10.2478/v10227-011-0020-9.
- [6] CORINALDESI, Valeria a Alessandro NARDINOCCHI. Influence of type of fibers on the properties of high performance cement-based composites. *Construction and Building Materials* [online]. 2016, **107**, 321-331 [cit. 2022-03-02]. ISSN 09500618. Dostupné z: doi:10.1016/j.conbuildmat.2016.01.024.
- [7] CHUN, Booki, Soonho KIM a Doo-Yeol YOO. Benefits of chemically treated steel fibers on enhancing the interfacial bond strength from ultra-high-performance concrete. *Construction and Building Materials* [online]. 2021, **294** [cit. 2022-03-03]. ISSN 09500618. Dostupné z: doi:10.1016/j.conbuildmat.2021.123519.
- [8] DOVE, Allan B. Steel wire. *ASM Handbook: Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys*. 10th edition. United States of America: ASM International, 2003, s. 460-479. ISBN 0-87170-380-7.

- [9] Steel fibers. *Spajic* [online]. Koroglaska 13, 19300 Negotin, Serbia, 2021 [cit. 2021-10-16]. Dostupné z: <https://www.spajic.com/assets/Uploads/steel-fibers-12-v5.png>.
- [10] Wire Coatings. *Wire Technology: Process Engineering and Metallurgy* [online]. Butterworth-Heinemann, 2011, s. 245-256 [cit. 2022-03-03]. ISBN 978-0-12-382092-1. Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/B9780123820921000166>.
- [11] STROW, Henry. Brass and bronze plating. *Metal Finishing* [online]. 2007, **105**(10), 163-167 [cit. 2022-03-03]. ISSN 00260576. Dostupné z: doi:10.1016/S0026-0576(07)80330-8.
- [12] GREENWOOD, N. N. a A. EARNSHAW. *Chemistry of the Elements*. Second edition. Linacre House, Jordan Hill, Oxford OX2 8DP 225 Wildwood Avenue, Woburn, MA 01801-2041: Butterworth-Heinemann, 1998. ISBN 0-7506-3365-4.
- [13] HOUSECROFT, Catherine E. a Alan G. SHARPE. *Inorganic chemistry*. Fourth edition. Edinburgh Gate, Harlow, Essex CM20 2JE, England: Pearson Education Limited, 2012. ISBN 978-0-273-74275-3.
- [14] POURBAIX, Marcel a James A. FRANKLIN. *Atlas of Electrochemical Equilibria in - Aqueous Solutions*. Second English Edition. 1440 South Creek Drive, Houston, Texas 77084: National Association of Corrosion Engineers, 1974. ISBN 0915567989.
- [15] BEVERSKOG, B. a I. PUIGDOMENECH. Revised pourbaix diagrams for iron at 25-300 °C. *Corrosion Science* [online]. 1996, **38**(12), 2121-2135 [cit. 2022-03-03]. ISSN 0010938X. Dostupné z: doi:10.1016/S0010-938X(96)00067-4.
- [16] COTTON, F. Albert a Geoffrey WILKINSON. *Advanced Inorganic Chemistry*. Fourth edition. John Wiley, 1980. ISBN 0-471-02775-8.
- [17] GUO, Peng, Erika Callagon LA PLANTE, Bu WANG, Xin CHEN, Magdalena BALONIS, Mathieu BAUCHY a Gaurav SANT. Direct observation of pitting corrosion evolutions on carbon steel surfaces at the nano-to-micro- scales. *Scientific Reports* [online]. 2018, **8**(1) [cit. 2022-03-03]. ISSN 2045-2322. Dostupné z: doi:10.1038/s41598-018-26340-5.
- [18] ABDEL-GABER, A.M., H.H. ABDEL-RAHMAN, A.M. AHMED a M.H. FATHALLA. Corrosion behaviour of zinc in alcohol-water solvents. *Anti-Corrosion Methods and Materials* [online]. 2006, **53**(4), 218-223 [cit. 2022-03-03]. ISSN 0003-5599. Dostupné z: doi:10.1108/00035590610678910.
- [19] SELVARAJ., S., S. PONMARIAPPAN., M. NATESAN, a N. PALANISWAMY,. Dezincification of Brass and its Control - An Overview. *Corrosion Reviews* [online]. 2003, **21**(1), 41-74 [cit. 2022-03-03]. ISSN 2191-0316.

Dostupné z: doi:10.1515/CORRREV.2003.21.1.41.

[20] FRANCOIS, Raoul, Stéphane LAURENS a Fabrice DEBY. *Corrosion and its Consequences for Reinforced Concrete Structures* [online]. Elsevier, 2018 [cit. 2022-02-15]. ISBN 978-1-78548-234-2. Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/book/9781785482342/corrosion-and-its-consequences-for-reinforced-concrete-structures#book-info>.

[21] ANGST, Ueli M., Mette R. GEIKER, Alexander MICHEL, et al. The steel–concrete interface. *Materials and Structures* [online]. 2017, **50**(2) [cit. 2022-02-16]. ISSN 1359-5997. Dostupné z: doi:10.1617/s11527-017-1010-1.

[22] NEPAL, Jaya a Hua-Peng CHEN. Evaluation of residual strength of corrosion damaged reinforced concrete structures. *Life-Cycle of Structural Systems* [online]. CRC Press, 2014, 2014-10-21, 443-450 [cit. 2022-02-16]. Life-Cycle of Civil Engineering Systems. ISBN 978-1-138-00120-6. Dostupné z: doi:10.1201/b17618-63.

[23] YEOMANS, S. R. Corrosion of the zinc alloy coating in galvanized reinforced concrete. In: *NACE - International Corrosion Conference Series*. 1998. ISSN 03614409.

[24] POKORNÝ, P., R. PERNICOVÁ, M. VOKÁČ, I. SEDLÁŘOVÁ a M. KOUŘIL. The impact of produced hydrogen gas and calcium zincate on changes of porous structure of cement paste in the vicinity of hot-dip galvanized steel. *Koroze a ochrana materialu* [online]. 2017, **61**(2), 67-79 [cit. 2022-02-25]. ISSN 1804-1213. Dostupné z: doi:10.1515/kom-2017-0012.

[25] MACIAS, A. a C. ANDRADE. Corrosion of galvanized steel reinforcements in alkaline solutions: Part 1. *British Corrosion Journal* [online]. 2013, **22**(2), 113-118 [cit. 2022-02-25]. ISSN 0007-0599. Dostupné z: doi:10.1179/000705987798271631.

[26] MACÍAS, A. a C. ANDRADE. Corrosion of galvanized steel in dilute Ca(OH)₂ solutions (pH 11.1–12.6). *British Corrosion Journal* [online]. 2013, **22**(3), 162-171 [cit. 2022-02-25]. ISSN 0007-0599. Dostupné z: doi:10.1179/000705987798271505.

[27] BLANCO, M. T., C. ANDRADE a A. MACIAS. SEM Study of the Corrosion Products of Galvanized Reinforcements Immersed in Solutions in the pH Range 12.6 to 13.6. *British Corrosion Journal* [online]. 2013, **19**(1), 41-48 [cit. 2022-02-27]. ISSN 0007-0599. Dostupné z: doi:10.1179/000705984798273524.

[28] GHOSH, Rita a D.D.N. SINGH. Kinetics, mechanism and characterisation of passive film formed on hot dip galvanized coating exposed in simulated concrete pore solution. *Surface and Coatings Technology* [online]. 2007, **201**(16-17), 7346-7359 [cit. 2022-02-27]. ISSN 02578972. Dostupné z: doi:10.1016/j.surfcoat.2007.01.048.

- [29] YEOMANS, Stephen R. *Corrosion of the Zinc Alloy Coating in Galvanized Reinforced Concrete* [online]. [cit. 2022-02-28]. Dostupné z: https://www.researchgate.net/publication/328380911_Corrosion_of_the_Zinc_Alloy_Coating_in_Galvanized_Reinforced_Concrete.
- [30] BELAĎ, F., G. ARLIGUIE a R. FRANÇOIS. Porous structure of the ITZ around galvanized and ordinary steel reinforcements. *Cement and Concrete Research* [online]. 2001, **31**(11), 1561-1566 [cit. 2022-02-28]. ISSN 00088846. Dostupné z: doi:10.1016/S0008-8846(01)00597-X.
- [31] TASHIRO, Chuichi a Satoshi TATIBANA. Bond strength between C3S paste and iron, copper or zinc wire and microstructure of interface. *Cement and Concrete Research* [online]. 1983, **13**(3), 377-382 [cit. 2022-02-28]. ISSN 00088846. Dostupné z: doi:10.1016/0008-8846(83)90037-6.
- [32] DENG, Yulin, Zuhua ZHANG, Caijun SHI, Zemei WU a Chaohui ZHANG. Steel fiber–matrix interfacial bond in ultra-high performance concrete: A review. *Engineering* [online]. 2022 [cit. 2022-03-02]. ISSN 20958099. Dostupné z: doi:10.1016/j.eng.2021.11.019.
- [33] PI, Zhenyu, Huigang XIAO, Rui LIU, Min LIU a Hui LI. Effects of brass coating and nano-SiO₂ coating on steel fiber–matrix interfacial properties of cement-based composite. *Composites Part B: Engineering* [online]. 2020, **189** [cit. 2022-03-02]. ISSN 13598368. Dostupné z: doi:10.1016/j.compositesb.2020.107904.
- [34] NOVOTNÝ, R., E. BARTONIČKOVÁ a J. KOTRLA. The effect of burnt lime addition on hydration of Ultra-high performance cementitious composites. In: *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering* [online]. B.m.: Institute of Physics Publishing, 2019. ISSN 1757899X. Dostupné z: doi:10.1088/1757-899X/583/1/012004.
- [35] ČÍTEK, David, Petr POKORNÝ, Adam ČÍTEK, Martin KRYŠTOV a Stanislav ŘEHÁČEK. *Bond strength of brass metallized reinforcement with UHPC and NSC at ambient temperature* [online]. 2021, 020043- [cit. 2022-03-02]. Dostupné z: doi:10.1063/5.0042720.
- [36] KIM, Soonho, Surak CHOI a Doo-Yeol YOO. Surface modification of steel fibers using chemical solutions and their pullout behaviors from ultra-high-performance concrete. *Journal of Building Engineering* [online]. 2020, **32** [cit. 2022-03-03]. ISSN 23527102. Dostupné z: doi:10.1016/j.job.2020.101709.

- [37] YOO, Doo-Yeol, Yun Sik JANG, Booki CHUN a Soonho KIM. Chelate effect on fiber surface morphology and its benefits on pullout and tensile behaviors of ultra-high-performance concrete. *Cement and Concrete Composites* [online]. 2021, **115** [cit. 2022-03-03]. ISSN 09589465. Dostupné z: doi:10.1016/j.cemconcomp.2020.103864.
- [38] FU, Xuli a D.D.L. CHUNG. Linear correlation of bond strength and contact electrical resistivity between steel rebar and concrete. *Cement and Concrete Research* [online]. 1995, **25**(7), 1397-1402 [cit. 2022-03-03]. ISSN 00088846. Dostupné z: doi:10.1016/0008-8846(95)00133-W.
- [39] YOO, Doo-Yeol, Jae Young GIM a Booki CHUN. Effects of rust layer and corrosion degree on the pullout behavior of steel fibers from ultra-high-performance concrete. *Journal of Materials Research and Technology* [online]. 2020, **9**(3), 3632-3648 [cit. 2022-03-04]. ISSN 22387854. Dostupné z: doi:10.1016/j.jmrt.2020.01.101.
- [40] YOO, Doo-Yeol, Wonsik SHIN a Booki CHUN. Corrosion effect on tensile behavior of ultra-high-performance concrete reinforced with straight steel fibers. *Cement and Concrete Composites* [online]. 2020, **109** [cit. 2022-03-04]. ISSN 09589465. Dostupné z: doi:10.1016/j.cemconcomp.2020.103566.
- [41] CHUN, Booki, Doo-Yeol YOO a Nemkumar BANTHIA. Achieving slip-hardening behavior of sanded straight steel fibers in ultra-high-performance concrete. *Cement and Concrete Composites* [online]. 2020, **113** [cit. 2022-03-04]. ISSN 09589465. Dostupné z: doi:10.1016/j.cemconcomp.2020.103669.
- [42] FANG, Qin a Hao WU. *Concrete Structures Under Projectile Impact*. Singapore: Springer Singapore, 2017. ISBN 978-981-10-3620-0.
- [43] SOVJÁK, Radoslav, Tomáš VAVŘINÍK, Jan ZATLOUKAL, Petr MÁCA, Tomáš MIČUNEK a Michal FRYDRÝN. Resistance of slim UHPFRC targets to projectile impact using in-service bullets. *International Journal of Impact Engineering* [online]. 2015, **76**, 166-177 [cit. 2022-03-05]. ISSN 0734743X. Dostupné z: doi:10.1016/j.ijimpeng.2014.10.002.
- [44] MÁCA, Petr, Radoslav SOVJÁK a Petr KONVALINKA. Mix design of UHPFRC and its response to projectile impact. *International Journal of Impact Engineering* [online]. 2014, **63**, 158-163 [cit. 2021-09-17]. ISSN 0734743X. Dostupné z: doi:10.1016/j.ijimpeng.2013.08.003.
- [45] The importance of the water–cement and water–binder ratios. AÏTCIN, Pierre-Claude a Robert J. FLATT. *Science and Technology of Concrete Admixtures* [online]. Woodhead Publishing, 2016, s. 3-13 [cit. 2021-09-14]. ISBN 978-0-08-100693-1. Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/B9780081006931000011>.

- [46] ABDELRAHIM, Mahmoud Ahmed Ali, Aboelwafa ELTHAKEB, Usama MOHAMED a Mohamed Taha NOAMAN. Effect of Steel Fibers and Temperature on the Mechanical Properties of Reactive Powder Concrete. *Civil and Environmental Engineering* [online]. 2021, **17**(1), 270-276 [cit. 2022-03-07]. ISSN 2199-6512. Dostupné z: doi:10.2478/cee-2021-0028.
- [47] MIZANI, Javad, Alireza Mohammadjafari SADEGHI a Hasan AFSHIN. Experimental study on the effect of macro and microfibers on the mechanical properties of reactive powder concrete. *Structural Concrete* [online]. [cit. 2022-03-07]. ISSN 1464-4177. Dostupné z: doi:10.1002/suco.202000069.
- [48] RAZA, Syed Safdar, Liaqat Ali QURESHI, Babar ALI, Ali RAZA a Mudasser Muneer KHAN. Effect of different fibers (steel fibers, glass fibers, and carbon fibers) on mechanical properties of reactive powder concrete. *Structural Concrete* [online]. 2021, **22**(1), 334-346 [cit. 2022-03-07]. ISSN 1464-4177. Dostupné z: doi:10.1002/suco.201900439.
- [49] YAZICI, Halit, Mert Yücel YARDIMCI, Serdar AYDIN a Anıl Ş. KARABULUT. Mechanical properties of reactive powder concrete containing mineral admixtures under different curing regimes. *Construction and Building Materials* [online]. 2009, **23**(3), 1223-1231 [cit. 2022-03-07]. ISSN 09500618. Dostupné z: doi:10.1016/j.conbuildmat.2008.08.003.
- [50] YU, R., P. SPIESZ a H.J.H. BROUWERS. Static properties and impact resistance of a green Ultra-High Performance Hybrid Fibre Reinforced Concrete (UHPHFRC): Experiments and modeling. *Construction and Building Materials* [online]. 2014, **68**, 158-171 [cit. 2022-03-07]. ISSN 09500618. Dostupné z: doi:10.1016/j.conbuildmat.2014.06.033.

7 SEZNAM ZKRATEK

UHPC – Ultra-vysokohodnotný beton

SEM – Rastrovací elektronový mikroskop

EDS – Energiově disperzní spektrometrie

EDTA – Kyselina ethylendiamintetraoctová

TEOS – Tetraethylorthosilikát

RPC – Cementové kompozity z reaktivních práškových surovin

XRF – Rentgenová fluorescence