

Vliv větvení a specifické nukleace na morfologii, mechanické a tepelné vlastnosti vstřikovaných produktů ze směsí polypropylenu

Bc. Tereza Slaběňáková

Diplomová práce
2022



Univerzita Tomáše Bati ve Zlíně
Fakulta technologická

Univerzita Tomáše Bati ve Zlíně

Fakulta technologická

Ústav výrobního inženýrství

Akademický rok: 2021/2022

ZADÁNÍ DIPLOMOVÉ PRÁCE

(projektu, uměleckého díla, uměleckého výkonu)

Jméno a příjmení:	Bc. Tereza Slaběňáková
Osobní číslo:	T20019
Studijní program:	N3909 Procesní inženýrství
Studijní obor:	Řízení jakosti
Forma studia:	Kombinovaná
Téma práce:	Vliv větvení a specifické nukleace na morfologii, mechanické a tepelné vlastnosti vstříkovaných produktů ze směsí polypropylenu

Zásady pro vypracování

1. Vypracovat literární studii na dané téma
2. Připravit zkušební vzorky s rozdílnou morfologií jádra a povrchu vstříkáváním
3. Otestovat mechanické a tepelné chování v různých místech (skin-core) vzorků
4. Charakterizovat morfologii vzorků

Forma zpracování diplomové práce: **tištěná/elektronická**

Seznam doporučené literatury:

- Borsig, E.; van Duin, M.; Gotsis, A. D.; Picchioni, F. Long chain branching on linear polypropylene by solid state reactions. *European Polymer Journal*, 44 (2008) 200-212. doi:10.1016/j.eurpolymj.2007.10.008
- Gajzlerová, L.; Navrátilová, J.; Ryzí, A.; Slaběňáková, T.; Čermák, R. *Express Polymer Letters*. 14, 10 (2020) 952-961. doi.org/10.3144/expresspolymlett.2020.77
- Weng W.; Hu W.; Dekmezian A. H.; Ruff C. J. Long chain branched isotactic polypropylene. *Macromolecules*, 35 (2002) 10, 3838-3843. DOI: 10.1021/ma020050j.
- Nam, G. J., Yoo, J. H., Lee, J. W. Effect of long-chain branches of polypropylene on rheological properties and foam-extrusion performances. *J Appl Polym Sci*, (2005) 96:1793-1800. doi.org/10.1002/app.21619
- Stange, J., Uhl, C., Münstedt, H. Rheological behavior of blends from a linear and a long-chain branched polypropylene. *J Rheol*, (2005) 49:1059-1079. doi.org/10.1122/1.2008297
- Nwabunma, D., Kyu, T., *Polyolefin Blends*. Wiley: New Jersey, 2008, ISBN 978-0-471-79058-7.
- Databáze knihovny UTB

Vedoucí diplomové práce: **Ing. Lenka Gajzlerová, Ph.D.**
Ústav inženýrství polymerů

Datum zadání diplomové práce: **3. ledna 2022**
Termín odevzdání diplomové práce: **13. května 2022**

prof. Ing. Roman Čermák, Ph.D. v.r.
děkan

L.S.

prof. Ing. Berenika Hausnerová, Ph.D. v.r.
ředitel ústavu

Ve Zlíně dne 18. února 2022

PROHLÁŠENÍ AUTORA DIPLOMOVÉ PRÁCE

Beru na vědomí, že:

- diplomová práce bude uložena v elektronické podobě v univerzitním informačním systému a dostupná k nahlédnutí;
- na moji diplomovou práci se plně vztahuje zákon č. 121/2000 Sb. o právu autorském, o právech souvisejících s právem autorským a o změně některých zákonů (autorský zákon) ve znění pozdějších právních předpisů, zejm. § 35 odst. 3;
- podle § 60 odst. 1 autorského zákona má Univerzita Tomáše Bati ve Zlíně právo na uzavření licenční smlouvy o užití školního díla v rozsahu § 12 odst. 4 autorského zákona;
- podle § 60 odst. 2 a 3 autorského zákona mohu užít své dílo – diplomovou práci nebo poskytnout licenci k jejímu využití jen s předchozím písemným souhlasem Univerzity Tomáše Bati ve Zlíně, která je oprávněna v takovém případě ode mne požadovat přiměřený příspěvek na úhradu nákladů, které byly Univerzitou Tomáše Bati ve Zlíně na vytvoření díla vynaloženy (až do jejich skutečné výše);
- pokud bylo k vypracování diplomové práce využito softwaru poskytnutého Univerzitou Tomáše Bati ve Zlíně nebo jinými subjekty pouze ke studijním a výzkumným účelům (tj. k nekomerčnímu využití), nelze výsledky diplomové práce využít ke komerčním účelům;
- pokud je výstupem diplomové práce jakýkoliv softwarový produkt, považují se za součást práce rovněž i zdrojové kódy, popř. soubory, ze kterých se projekt skládá. Neodevzdání této součásti může být důvodem k neobhájení práce.

Prohlašuji,

- že jsem diplomové práci pracovala samostatně a použitou literaturu jsem citovala. V případě publikace výsledků budu uvedena jako spoluautor.
- že odevzdaná verze diplomové práce a verze elektronická nahraná do IS/STAG jsou obsahově totožné.

Ve Zlíně dne:

Jméno a příjmení studenta:

.....
podpis studenta

ABSTRAKT

Tato diplomová práce se zabývá vlivem větvení a specifické nukleace na morfologii, mechanické a tepelné vlastnosti vstřikovaných produktů ze směsí polypropylenu. Zkušební vzorky byly připraveny vstřikováním ze směsí lineárního polypropylenu (L-PP) a polypropylenu s dlouhými větvemi (LCB-PP) modifikovaných β -nukleačním činidlem NJ Star NU 100 v koncentraci 0 a 0,03 hm. %. Mechanické vlastnosti byly testovány pomocí tahové zkoušky a vrubové houževnatosti. Morfologie vstřikovaných produktů byla zkoumána širokouhlou rentgenovou difrakcí a polarizační mikroskopií. Bylo zjištěno, že přítomnost β -nukleačního činidla v L-PP vede k nárůstu vrubové houževnatosti a poměrného prodloužení, avšak se zvyšujícím se obsahem LCB-PP ve směsích dochází k poklesu, jak vrubové houževnatosti, tak i poměrného prodloužení. Na druhou stranu, LCB-PP zapříčiní zvýšení pevnosti v tahu. Vstřikováním L-PP vzniká skin-core (povrch-jádro) struktura, která je s rostoucím obsahem rozvětveného polypropylenu potlačena.

Klíčová slova: polypropylen, nukleační činidlo, povrch-jádro morfologie, vstřikování

ABSTRACT

This Master thesis deals with the influence of branching and specific β -nucleation on the morphology, mechanical and thermal properties of injection moulded polypropylene blends. The samples prepared from blends of linear polypropylene (L-PP) and long-chain branched polypropylene (LCB-PP) modified with a β -nucleating agent NJ Star NU 100 at a concentration of 0 or 0,03 wt. % were prepared by injection moulding. The mechanical properties were tested by tensile testing and Charpy impact test. The morphology of the injected products was investigated by wide-angle X-ray diffraction and polarizing microscopy. There has been found that the presence of the β -nucleating agent in the L-PP leads to an increase in notch toughness and elongation, but with increasing LCB-PP content in the blends, both notch toughness and elongation decrease. On the other hand, LCB-PP causes an increase in tensile strength. The injection moulding of L-PP produces a skin-core structure which is suppressed with increasing branched polypropylene content.

Keywords: polypropylene, nucleating agent, skin-core morphology, injection moulding

PODĚKOVÁNÍ

Ráda bych poděkovala paní Ing. Lence Gajzlerové, Ph.D. za odborné vedení, cenné rady, trpělivost a čas, který mi věnovala při vypracování této diplomové práce.

Mé poděkování také patří rodině, které mě podporovala po celou dobu mého studia.

Prohlašuji, že jsem na diplomové práci pracovala samostatně a použitou literaturu jsem řádně citovala.

Ve Zlíně, 12. května 2022

.....

Bc. Tereza Slaběňáková

OBSAH

ÚVOD.....	9
I TEORETICKÁ ČÁST	10
1 POLYPROPYLENY	11
1.1 LINEÁRNÍ POLYPROPYLEN	11
1.2 POLYPROPYLEN S DLOUHÝMI VĚTVEMI.....	13
2 MORFOLOGIE VSTŘIKOVANÝCH VÝROBKŮ	15
3 SMĚSI LINEÁRNÍHO A VĚTVENÉHO POLYPROPYLENU	19
4 VSTŘIKOVÁNÍ POLYMERŮ	21
5 METODY ANALÝZY	23
5.1 ŠIROKOUHLÁ RENTGENOVÁ DIFRAKCE.....	23
5.2 POLARIZAČNÍ MIKROSKOPIE	24
5.3 VRUBOVÁ HOUŽEVNATOST	24
5.4 TAHOVÁ ZKOUŠKA	25
II PRAKTICKÁ ČÁST	27
6 STANOVENÍ CÍLŮ DIPLOMOVÉ PRÁCE	28
7 MATERIÁLY	29
8 PŘÍPRAVA SMĚSÍ.....	30
9 PŘÍPRAVA VZORKŮ.....	31
9.1 ŠIROKOUHLÁ RENTGENOVÁ DIFRAKCE.....	31
9.2 POLARIZAČNÍ MIKROSKOP	31
9.3 VRUBOVÁ HOUŽEVNATOST	32
10 ANALYTICKÉ METODY	33
10.1 ŠIROKOUHLÁ RENTGENOVÁ DIFRAKCE.....	33
10.2 POLARIZAČNÍ MIKROSKOP	34
10.3 VRUBOVÁ HOUŽEVNATOST	34
10.4 TAHOVÁ ZKOUŠKA	34
10.5 VYHODNOCOVÁNÍ VÝSLEDKŮ	35
III VÝSLEDKY A DISKUSE	36
11 ŠIROKOUHLÁ RENTGENOVÁ DIFRAKCE	37
12 VRUBOVÁ HOUŽEVNATOST	52
13 TAHOVÁ ZKOUŠKA	53
14 POLARIZAČNÍ MIKROSKOP	57
ZÁVĚR	64

SEZNAM POUŽITÉ LITERATURY.....	65
SEZNAM POUŽITÝCH SYMBOLŮ A ZKRATEK.....	71
SEZNAM OBRÁZKŮ	72
SEZNAM TABULEK.....	74
SEZNAM PŘÍLOH.....	75

ÚVOD

Počátek rozvoje syntetických polymerů, především polypropylenu, se díky vývoji Zieger-Nattových katalyzátorů datuje v moderním slova smyslu už od 50. let 20. století a od té doby zaujímá lineární polypropylen přední místo mezi termoplastickými polymery [1]. V pozdějších letech došlo k výrobě rozvětveného polypropylenu, zásluhou vývoje modernějších metod, ať už za použití metallocenových katalyzátorů nebo gama paprsků [2, 3].

U polymerních materiálů dochází často k vylepšení ať už z hlediska zpracovatelského, tak i z hlediska ekonomického, proto se polymery vyskytují nejčastěji ve směsích. Řada polymerů má problém s některými technologiemi zpracování. Příkladem může být lineární polypropylen, který se obtížněji zpracovává technologiemi, které vyžadují vysokou pevnost taveniny např. vyfukování, pění nebo tvarování za tepla. Dalším problémem mohou být vysoké náklady na vstupní materiál např. rozvětvený polypropylen, který je násobně dražší než lineární polypropylen, ale na druhou stranu má mnohem vyšší pevnost taveniny, proto se hodí jako přídavek do lineárního polypropylenu [4, 5, 6, 7].

Mezi nejrozšířenější univerzální metodu pro zpracování termoplastů, elastomerů, reaktoplastů a polymerních směsí se řadí vstřikování. Výhodou vstřikování je to, že se výrobky mohou vyrábět s vysokou rozměrovou i tvarovou přesností, ale také s vysokou reprodukovatelností mechanických a fyzikálních vlastností [8, 9].

Cílem této práce je zkoumat vliv větvení a specifické nukleace na morfologii, mechanické a tepelné vlastnosti vstřikovaných produktů ze směsí polypropylenu. Byly vybrány dva polymery, a to lineární polypropylen a rozvětvený polypropylen, modifikovaný β -nukleačním činidlem NJ Star NU 100 v koncentraci 0 a 0,03 hm. %. Morfologie vstřikovaných vzorků byla zkoumána polarizační mikroskopií a širokouhlou rentgenovou difrakcí, kdy za pomoci těchto metod, byla stanovena krystalinita povrchu a jádra (skin-core) spolu s obsahem α -, β - a γ -fází. Mechanické vlastnosti vstřikovaných produktů jednotlivých směsí byly zkoumány pomocí tahové zkoušky a vrubové houževnatosti.

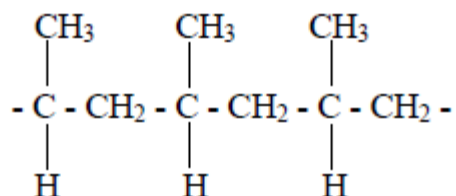
I. TEORETICKÁ ČÁST

1 POLYPROPYLENY

Polyolefiny, a to převážně polypropylen a polyetylen, představují nejvyšší podíl ze všech komoditních plastů už od druhé poloviny 20. století, ale v posledních letech získávají díky svým pozoruhodným vlastnostem pozornost výzkumníků, výrobců a zpracovatelů jako konstrukční plasty [1].

1.1 Lineární polypropylen

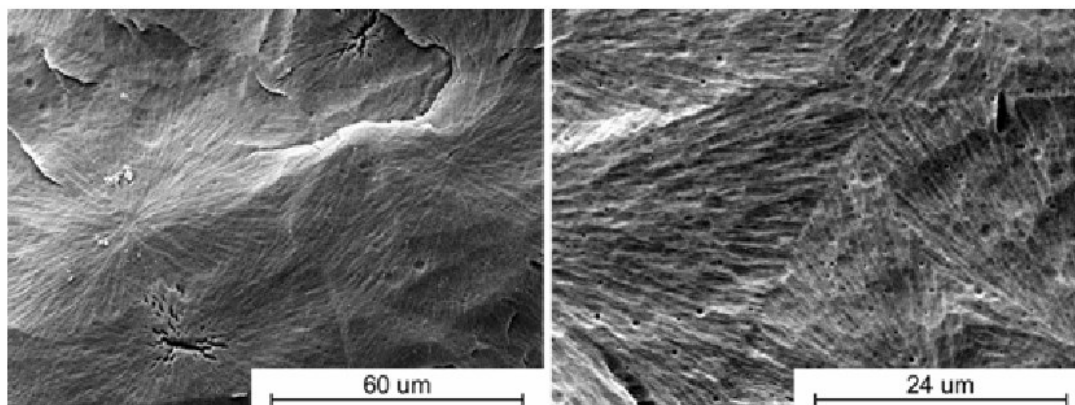
Lineární polypropylen (L-PP) představuje jeden z nejčastěji používaných a nejrychleji rostoucích termoplastických polymerů. Přední pozici L-PP získal díky svému strukturnímu chování (Obrázek 1), vysokému bodu tání, vysoké pevnosti v tahu a tuhosti, chemické odolnosti, snadné zpracovatelnosti a recyklovatelnosti [10, 11]. Nicméně lineární polypropylen disponuje nižší pevností taveniny, a proto jej nelze aplikovat v procesech vyžadujících vysokou pevnost taveniny, jako je např. pění, nebo vyfukování. Pěnovost lineárního polypropylenu je omezena jeho nízkou pevností taveniny a nízkou viskozitou, důsledkem toho dochází k prasknutí buněčných stěn vlivem elongačních sil, ke kterým dochází během buněčného růstu [12].



Obrázek 1 Struktura lineárního polypropylenu [13]

Lineární polypropylen je polymorfní semikrystalický polymer, u něhož byly pospány tři základní krystalické fáze označovány alfa (α -), beta (β -) a gama (γ -). Avšak za běžných podmínek zpracování převládá α -monoklinická fáze a sporadicky β -trigonální fáze [14].

Morfologická struktura (Obrázek 2) i konečné vlastnosti lineárního polypropylenu jsou zásadně ovlivněny podmínkami zpracování, neboť α -fáze vzniká za běžných krystalizačních podmínek, vyskytující se s nejvyšší teplotou tání, modulem pružnosti a pevnosti v tahu ze všech zmíněných fází L-PP [15]. Další modifikací je trigonální β -fáze, která krystalizuje za specifických podmínek.

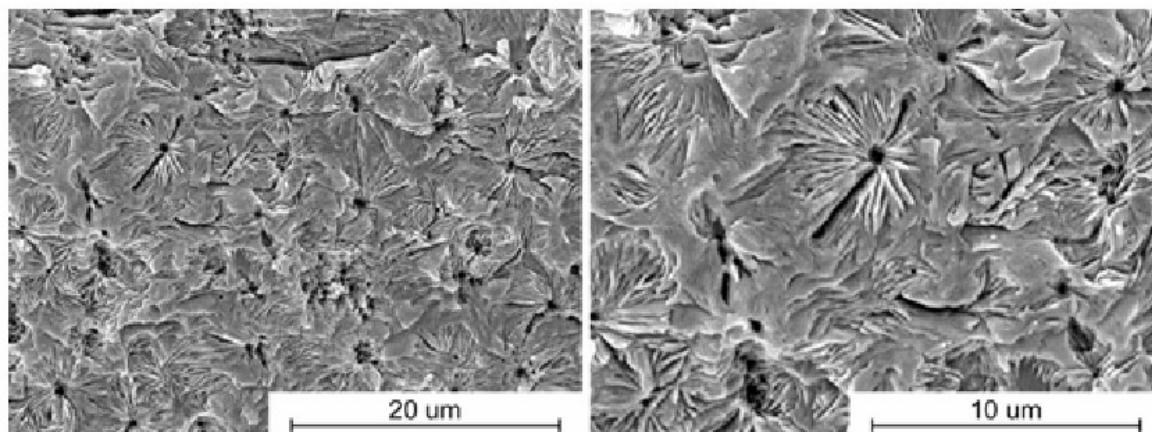


Obrázek 2 Morfologická struktura čistého α -polypropylenu ze skenovací elektronové mikroskopie (SEM) s různým zvětšením [16]

Nejspolehlivější metodou přípravy β -fáze je přidání specifického beta nukleačního činidla, které pracuje na principu heterogenní nukleace, která odráží vzájemnou interakci segmentů polymerních řetězců a pevných vměstků, tím může ovlivnit kinetiku krystalizace, velikost sférolitů a výsledné vlastnosti. Nejčastěji se jako beta nukleační činidlo využívá trifenodithiazin, kyselina pimelová se stearátem vápenatým, chinakridonové permanentní červené barvivo nebo N, N'-dicyklohexyl-naftalen-2, 6-dikarboxamid pod komerčním označením NJ Star NU 100 [2, 17], u něhož byly popsány tři důležité aspekty této organické látky:

1. dvojí nukleační efekt, kdy na jedné straně způsobuje vznik určitého množství α -fáze, avšak vznik β -fáze je dominantní díky větší rychlosti krystalizace.
2. řadí se mezi krystalické materiály a díky tomu se může rozpouštět v tavenině polypropylenu.
3. nukleační účinnost tohoto činidla se projeví pouze, nachází-li se v pevné krystalické fázi [18].

Pokud ve struktuře převládá β -fáze, lze získat PP s vyšší rázovou houževnatostí a tažností, avšak s mírně sníženou tuhostí, modulem pružnosti v tahu (E) a mezí kluzu ve srovnání s běžným izotaktickým polypropylenem (iPP) [19]. Kromě toho může PP obsahující ve svém krystalickém podílu dominantní β -fázi být méně citlivý k UV-degradaci [18, 20].



Obrázek 3 Morfologická struktura β -nukleovaného polypropylenu ze SEM s různým zvětšením [16]

β -nukleovaný PP si nachází díky své houževnatosti a vyšší odolnosti vůči nárazu uplatnění v širokém poli aplikací, například pro konstrukci průmyslového potrubí, dielektrické kondenzátory, papírové fólie a porézní vlákna se zlepšenou adsorpcí vlhkosti [21].

Kromě α - a β -fáze může polypropylen krystalizovat ještě do γ -ortorombické fáze. Vlastnosti γ -fáze se uvádějí v literatuře zřídka, ale díky neparalelnímu uspořádání řetězců, se γ -fáze vyznačuje vynikajícím modulem pružnosti a mezí kluzu v závislosti na podmínkách krystalizace [22, 23]. Existuje několik postupů krystalizace, jak docílit tvorbu γ -fáze za atmosférického tlaku:

1. Polymerní řetězce obsahuje malé množství 1-olefinových jednotek.
2. Zavádění stereo- a regionálních nepravidelností řízených metalocenovým katalyzátorem.
3. V polypropylenu s velmi nízkou molekulovou hmotností (mezi 1000 a 3000 g/mol).

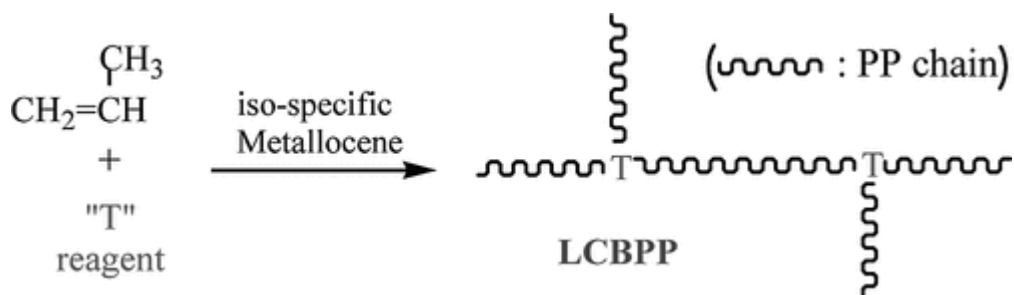
Popřípadě krystalizací za zvýšeného tlaku a vysokých teplot. [2, 24, 25] Pawan a kolektiv zkoumali krystalizaci rozvětvených polypropylenů, a došli k závěru, že vyšší obsah γ -fáze souvisí s detaily uspořádání řetězce způsobené přítomností defektů v řetězci vzniklé použitím metalocenového katalyzátoru během polymerace [26].

1.2 Polypropylen s dlouhými větvemi

Řízení polymorfního složení jakéhokoliv polymeru lze považovat za mocný nástroj pro úpravu a získání požadovaných vlastností. Izotaktický polypropylen lze nejčastěji získat

pomocí Ziegler-Nattových katalyzátorů či metallocenových katalyzátorů, ale to má bohužel za následek vysoce lineární a vysoce stereospecifické řetězce s relativně nízkou pevností taveniny. Avšak tyto vlastnosti nesou problémy při zpracovatelských procesech, které naopak vyžadují vysokou pevnost taveniny, jako je výroba lehčené struktury, zpracování vyfukovaných fólií, vyfukování a nebo tvarování za tepla [2]. Tyto zpracovatelské problémy iPP je možné odstranit za použití rozvětveného polypropylenu s dlouhým řetězcem [3].

Rozvětvený polypropylen s dlouhými větvemi (LCB-PP) se nejčastěji vyrábí za použití metallocenového katalyzátoru (Obrázek 4), kdy dochází k zavádění větví s dlouhým řetězcem in situ polymerací propylenu a monomeru dienu. Popřípadě mezi další metody, jak mohou být zavedeny dlouhé větve na izotaktický polypropylen může být využití elektronového paprsku, nebo gama záření [2, 3, 4, 27].



Obrázek 4 Syntéza LCB-PP za použití metallocenového katalyzátoru [3]

Rozvětvené polymery vykazují vyšší elasticitu taveniny ve srovnání s jejich lineárními protějšky. Zlepšení elasticity může být také způsobeno přítomností širší distribuce molekulové hmotnosti [4]. Přimíchávání větví s dlouhým řetězcem má za následek delší relaxační časy, díky tomu, že elongační viskozita polymerů s dlouhým řetězcem je vyšší. Proto se může očekávat, že zavedení větví s dlouhým řetězcem napomáhá ke tvorbě struktur kebabu během rychlejší krystalizace oproti L-PP za smykové deformace [5].

2 MORFOLOGIE VSTŘIKOVANÝCH VÝROBKŮ

Makroskopické chování polymerů odráží jejich strukturu. Strukturu však lze sledovat v několika hierarchických úrovních, které spolu úzce souvisí, počínaje chemickou povahou makromolekul, přes morfologii, až po makroskopické strukturální gradienty a defekty [17].

V případě semikrystalických polymerů existuje několik způsobů, jak řídit jejich morfologii. Mezi nejdůležitější příklady lze zmínit změny podmínek zpracování a aplikací nukleačních činidel. Heterogenní jádra ovlivňují kinetiku krystalizace, velikost sférolitů a tím i výsledné vlastnosti. Zejména tvorba specifické krystalické formy v polymorfních polymerech může značně ovlivnit makroskopické chování [17].

Během vstřikovacího cyklu se v polymeru rozvíjí velké smykové namáhání, současně vysoký normálový tlak a teplotní gradient. Můžeme tedy říct, že v materiálech vzniká termomechanická historie [28]. V závislosti na termomechanické historii polymeru během zpracování a při následném chladnutí makromolekuly ve vstřikovaných předmětech, dosahují makromolekuly místní uspořádání. Toto uspořádání je označováno jako morfologie, též krystalická struktura, která se zabývá studiem krystalinity, orientací amorfni fáze, rozměry, tvarem, distribucí a orientací krystalitů [28, 29].

Vstřikované výrobky se vyznačují složitou morfologií. Řada výzkumů odhalila [11, 14, 29, 30], že v celé tloušťce stěny výrobku lze nejčastěji identifikovat tři oblasti, a to sférolitické jádro bez preferované orientace. Přejíčovou vrstvou s molekulárními řetězci, které jsou orientovány ve směru vstřikování, která se v polarizovaném světle jeví jako tmavý pás, přičemž se tato vrstva vyznačuje vysokou krystalinitou a také vysoce orientovanou nesférolitickou povrchovou vrstvou [30]. Na povrchové vrstvě vzniká vysoce orientovaná lamelární mikrostruktura. Relativní rozměry a morfologie jak povrchové, tak i jádrové vrstvy jsou závislé na lokální termomechanické historii. Na povrchu se vyznačuje vysokým napětím, které klesá na velmi malé hodnoty směrem k jádru. Můžeme tedy předpokládat, že povrchová vrstva a jádro vykazují odlišné charakteristiky napříč tloušťkou a též podél směru toku [28, 30].

Je poměrně obtížné teoreticky stanovit vztah mezi pozorovanou mikrostrukturou a podmínkami zpracování [28]. V případě vzniku samotného β -PP je situace mnohem komplikovanější, protože podíl β/α -formy je silně ovlivněn podmínkami zpracování.

Ve skutečnosti jsou konkrétní strukturální charakteristiky, jako je tloušťka slupky, velikost sférolitů nebo celková polymorfní distribuce, vysoce citlivé na parametry

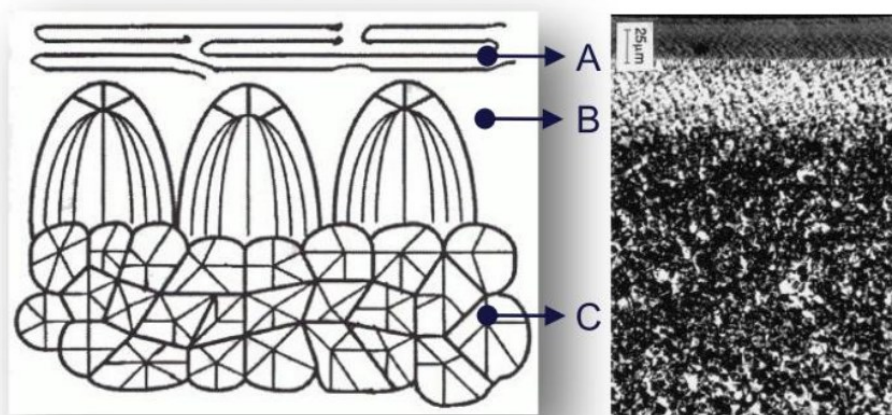
zpracování. Vzájemné vztahy mezi parametry zpracování, strukturou a vlastnostmi vstříkovaného β -PP byly zkoumány několika výzkumnými týmy [10, 32, 33].

Vliv teploty formy na tvorbu α/β polypropylenových směsí při vstříkovaní zkoumal Li s Cheungem, bylo zjištěno, že stupeň krystalinity β -PP roste s teplotou formy z 20,6 % při 60 °C na 32,7 % při 140 °C, zatímco krystalinita α -PP klesla z 34,8 % na 27,0 % [32].

Čermák a kolektiv studovali citlivost vstříkovaných vzorků z čistých a β -nukleovaných polypropylenů na vliv teploty formy a dotlaku. Autoři studie zjistili, že zvýšení teploty formy pozitivně ovlivňuje krystalinitu, docházelo ke ztenčování tloušťky povrchu vzorků. Na druhou stranu vyšší dotlak úměrně snižoval krystalinitu v objemu vzorků [10].

Chang a kolektiv zkoumali před smykem indukovanou orientaci při vysoké teplotě a jeho následnou krystalizaci ve vstříkovaném i-PP. V jejich studii byla objevena neobvyklá distribuce β -formy iPP připravená vstříkovaním, v oblasti jádra krystalinita β -formy je neočekávaně stejná jako v přechodové oblasti [33].

Jak už bylo zmíněno výše, metodou vstříkovaní vzniká typické krystalografické uspořádání skin-core neboli struktura povrch-jádro. To znamená, že na příčném řezu lze odhalit tři zóny (Obrázek 5). Na povrchu charakterizovanou jemnou krystalickou strukturou a jádro s izotropním sférolitickým uspořádáním. Dále lze pozorovat mezivrstvu, která se v polarizovaném světle jeví jako tmavý pás, přičemž tato vrstva dominuje vysokou krystalinitou [28].



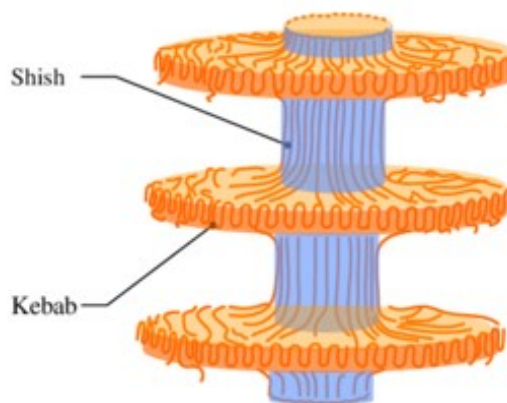
Obrázek 5 Morfologická struktura vstříkovaní, A – povrchová vrstva, B – přechodová vrstva, C – sférolitické jádro, tzv. „skin-core“ [35]

Hlavní faktory pro vznik skin-core efektu a následné určování mikrostruktury produktů jsou závislé na podmínkách zpracování. A s tím souvisí i to, že mechanické vlastnosti výrobků jsou silně závislé na mikrostrukturu [30, 36].

Povrchová vrstva má pozitivní vliv na pevnost v tahu, modul pružnosti v tahu ve směru namáhání, ale naopak dochází ke snížení rázové houževnatosti ve směru kolmém na napětí [24, 33].

V jádře, v důsledku nepřítomnosti smykového namáhání, vedou náhodné polymerní řetězce bez preferované orientace k lamelárním krystalům až ke vzniku sférolitů. Sférolitická struktura vzniká krystalizací bez smykového namáhání, molekuly vykazují nižší orientaci a dál od povrchu dochází k pomalejšímu ochlazování, což umožňuje vznik sférolitické struktury [28, 37].

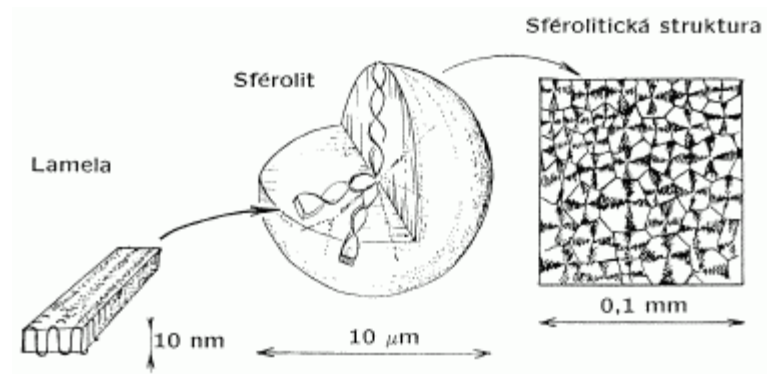
Mezi jednu z možných struktur, která může být objevena je jemná krystalicky orientovaná shish-kebab struktura, která vzniká nejčastěji procesem vytlačování a vstřikováním, v povrchové vrstvě vedou prodloužené polymerní řetězce nejčastěji v důsledku vysokého smykového napětí. Tuto strukturu lze jednoduše popsat jako shluk lamel s nukleovaným růstem na protažených řetězcích. Struktura je tvořena hlavním řetězcem z protažených řetězců (shish), na kterých vyrůstají lamely (kebab) (Obrázek 6). Vznik struktury shish-kebabu má za následek samo-vyztužení polymerů [37].



Obrázek 6 Struktura shish-kebabu [38]

Naopak sférolity (Obrázek 7) jsou polykrystalické útvary, které vznikají při tuhnutí výrobků z taveniny polymerů. Jedná se o shluk lamel, které vycházejí ze společného centra a dále se rozrůstají na všechny strany. Jednotlivé sférolity vyrůstají z oddělených center a vzájemně

se dotýkají. Sférolity nelze spatřit pouhým okem, ale musíme použít mikroskop. Pomocí mikroskopu spatříme čtyřramenné útvary známé pod názvem maltézské kříže [28, 37].



Obrázek 7 Hierarchická struktura semikrytalických polymerů od lamely přes sférolit až k sférolitické struktuře [39]

3 SMĚSI LINEÁRNÍHO A VĚTVENÉHO POLYPROPYLENU

Mezi jednu z nejvíce používaných možností rozšíření základny polymerních materiálů je příprava polymerních směsí. Jedná se o metodu, kdy se přímo na míru připraví polymerní materiál o přesně definovaných vlastnostech. Díky tomu se získá ideální materiál, který kombinuje optimální poměr mezi cenou a vlastnostmi materiálu přímo na míru [2].

Polymerní směs je kombinace dvou nebo více polymerů, kde dojde k získání jedné fáze. Z toho vyplývá, že dojde k zisku polymerní směsi o kombinovaných vlastnostech jednotlivých fází, namísto získání individuálních vlastností jednotlivých polymerů [6].

Díky vývoji kompatibilizátorů se dnes mohou připravit za normálních podmínek směsi z nemísitelných materiálů. To znamená, že se mohou kombinovat polymery polární i nepolární, krystalizující nebo amorfni. Krystalizující polymer může zajistit vysoký modul pružnosti nebo dobrou chemickou odolnost, zatímco amorfni polymer může přispět vysokou rázovou houževnatostí [7].

Polymerní směsi lze připravit několika způsoby v závislosti na vlastnostech míšených polymerů, a to mícháním v tavenině, míšením v roztoku, směřováním latexů, částečnou blokovou a roubovanou kopolymerací nebo syntézou vzájemně pronikajících sítí [6].

Mezi nepoužívanější metodu přípravy polymerní směsi se řadí míšení polymerů v tavenině. Velkou výhodou této metody je využití univerzálních míchacích zařízení. Nevýhodou této metody je potřeba vysokého množství energie, ale také možný vznik nežádoucích chemických změn jednotlivých složek při zvýšených teplotách, nebo při delším mechanickém a tepelném namáhání [7].

Řada autorů se zabývala studiem vlastností polypropylenových směsí. Vychopňová a spol. zkoumali specifickou nukleaci PP α - a β -nukleačními činidly a zjistili nižší fotodegradabilitu β -nukleovaného PP, tento efekt lze přisoudit vyššímu rozptylu β -fáze [17].

Sun a spol. zkoumali směsi iPP s LCB-PP připraveny mikrovstříkovaním (MIM), zkoumali vliv struktury LCB na morfologický vývoj a distribuci β -krystalů v mikročásticích. Bylo zjištěno, že přídavek LCB-PP usnadňuje tvorbu orientovaných β -krystalů ve směru toku, v jádrové vrstvě, ale dochází nečekaně ke snižování relativního obsahu β -krystalů v důsledku heterogenního nukleačního efektu. Větve LCB-PP mohou působit jako heterogenního nukleačního činidla a zrychlit proces krystalizace PP. Dále ze studie vyplývá,

že zvyšující se obsah LCB-PP ve směsi s PP potlačuje typickou skin-core vstříkovanou strukturu, jelikož dochází ke zmenšení sférolitů [34].

Maroufkhani a kol. zkoumali reologické chování směsí při smykové a elongační deformaci a přišli k závěru, že i přidání 10 hmot. % LCB-PP má pozitivní vliv na deformační zpevnění. Morfologie pěny směsi L-PP a LCB-PP jsou jednotnější než morfologie čistého L-PP [27].

Tabatabaei a kol. zjistili, že stupeň krystalinity směsi L-PP a LCB-PP se nejprve zvýšil přidáním malého množství rozvětveného obsahu, ale při dalším přidání LCB-PP se krystalinita snížila [40].

Tian a kol. zkoumali krystalizační chování směsi L-PP a LCB-PP, a zjistili, že aktivační energie LCB-PP je vyšší než aktivační energie L-PP, což značí že přítomnost LCB brání přenosu makromolekulárních segmentů z taveniny PP na povrch růstu krystalů. To naznačuje, že větve mají roli heterogenního nukleačního činidla a urychlují proces krystalizace [41].

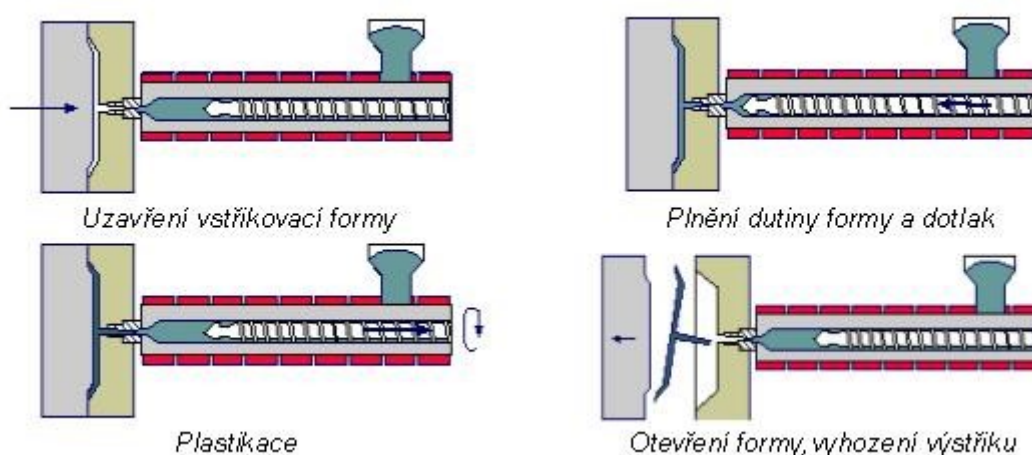
4 VSTŘIKOVÁNÍ POLYMERŮ

Metoda vstřikování se řadí mezi nejrozšířenější technologie na zpracování plastů, jedná se o proces diskontinuální neboli cyklický. Vstřikováním mohou být zpracovávány téměř všechny druhy termoplastů, termoplastických elastomerů, polymerních směsí, kompozitů a v omezené míře i některé druhy reaktoplastů, kaučuků i pryží [8, 9].

Vstřikováním se mohou vyrábět takové výrobky, které mají podobu konečného výrobku nebo polotovaru. Výrobky vyrobené technologií vstřikováním se vyznačují velmi vysokou reprodukovatelností mechanických a fyzikálních vlastností, současně velmi dobrou rozměrovou i tvarovou přesností, [8, 9].

Metodu vstřikování lze rozdělit do čtyř fází (Obrázek 8). Jedná se o proces neizotermický. Samotný vstřikovací proces charakterizuje sled specifikovaných úkonů, během něhož polymer prochází teplotním cyklem [8].

1. Uzavření vstřikovací formy
2. Plnění vstřikovací formy a dotlak
3. Chlazení a plastikace
4. Otevření formy, vyhození výstřiku



Obrázek 8 Vstřikovací cyklus [39]

Postup vstřikování může být zjednodušeně popsán následovně: polymer je nasypan do násypky nejčastěji ve formě granulí, z něhož je podle potřeby odebírán materiál do pracovní

části vstřikovacího stroje a dojde k dopravě do tavicí komory. V tavicí komoře se za současného účinku tření a tepla se polymer ohřívá a přechází do taveniny. Vzniklá tavenina je za ideálních podmínek vstřikována do dutiny formy, následuje dotlakem, který slouží pro snížení smrštění a rozměrových změn. Polymer předá teplo formě a ochlazením ztuhne ve finální produkt. Nakonec dochází k otevření formy, k vyhození produktu a celý cyklus se opakuje [8].

U technologie vstřikování probíhají následné procesy po skončení cyklu a následném vyjmutí dílce z formy. Tyto následné jevy mají výrazný vliv na konečné a užité parametry polymerních dílů [8]. Nejčastěji se jedná se o tyto jevy:

- Krystalizace
- Pnutí
- Smrštění
- Deformace

Faktory, které ovlivňují konečné vlastnosti a výslednou kvalitu vstřikovaných dílů je velké množství. O mechanických a fyzikálních vlastnostech dílce a o jeho kvalitě může rozhodnout druh zvoleného materiálu, technologické parametry, konstrukce formy, konstrukce výrobku, ale také volba samotného stroje a jeho konstrukce. Jednotlivé parametry nepůsobí na sebe samostatně, ale ovlivňují se navzájem [8].

5 METODY ANALÝZY

Účinek větvení a specifické nukleace na vlastnosti vstřikovaných produktů ze směsí polypropylenu mohou být studovány pomocí různých experimentálních metod. Pro charakterizaci morfologie jsou vhodné metody širokoúhlová rentgenová difrakce (WAXD), či polarizační mikroskopie. Pro studium mechanických vlastností jsou vhodné metody normovaná tahová zkouška a rázová houževnatost metodou Charpy.

5.1 Širokoúhlá rentgenová difrakce

Širokoúhlá rentgenová difrakce se zařazuje mezi konvenční metodu, která se nejenom používá pro charakterizaci krystalické struktury polymerů, ale také pro odhad stupně krystalinity a relativního množství jednotlivých krystalických fází. Nejdůležitějším krokem, pro výpočet krystalinity semikrystalického polymeru, je separace amorfnní a krystalické části [42].

Metoda WAXD je založena na dopadu monochromatického rentgenového záření na materiál. Při dopadu rentgenového záření dochází k interakci s elektrony, které následně začnou kmitat na stejné frekvenci jako elektrony v dopadajícím paprsku. Mohou nastat dvě situace. První situace nastane v amorfnním materiálu, kde dojde ke vzájemné oscilaci elektronů, které se destruktivně narušují a nastane tzv. destruktivní interference. Amorfnní oblast vytvoří velmi široké píky pod křivkou v důsledku difrakce. Druhá situace nastane v krystalických materiálech, ve kterých lze očekávat pravidelné uspořádání. Dochází ke konstruktivní interferenci a rentgenový paprsek vzorek rozdělí v definovaných směrech. Krystalická oblast vytvoří ostré píky [43, 44]. Interference paprsků je podmíněna splněním Braggovy rovnice (1) ve tvaru:

$$n \cdot \lambda = 2d \cdot \sin \theta \quad (1)$$

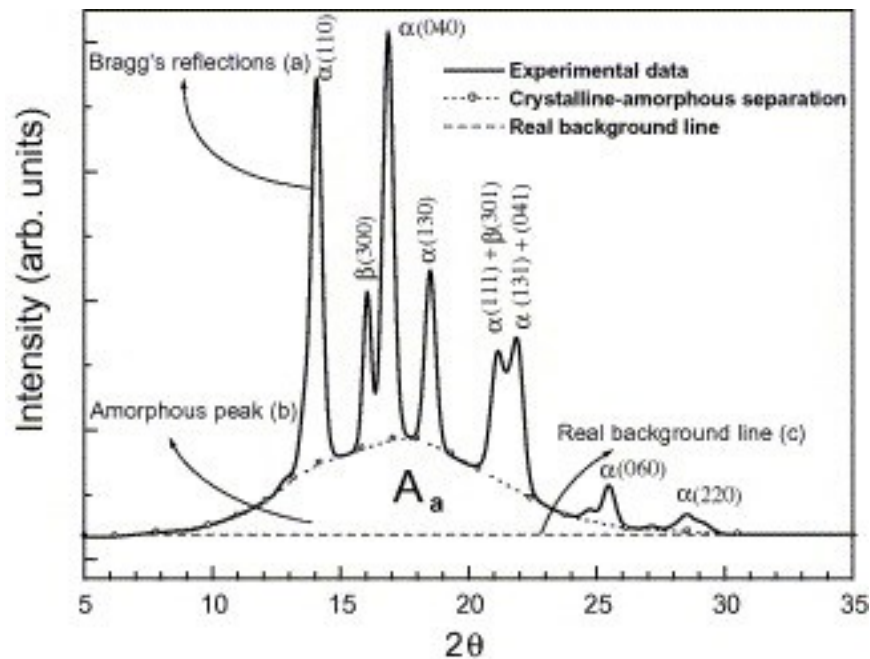
Kde:

θ – difrakční úhel

n – interferenční řád

λ – vlnová délka

d – mezirovinná vzdálenost



Obrázek 9 Standardní obrazec iPP ilustrující (a) Braggovy odrazy; (b) amorfni část; (c) skutečná čára pozadí [45]

Braggovy difrakční odrazy při $14,20^\circ$, $17,00^\circ$, $18,80^\circ$ odpovídají indexovaným rovinám monoklinické α -fáze iPP, pro trigonální β -fázi odpovídá úhel $16,20^\circ$. Pro γ -fázi odpovídají úhly $20,05^\circ$, současně i difrakční úhly $14,20^\circ$ a $17,00^\circ$, u kterých však dochází k překryvu γ -fáze s α -fází [2, 45].

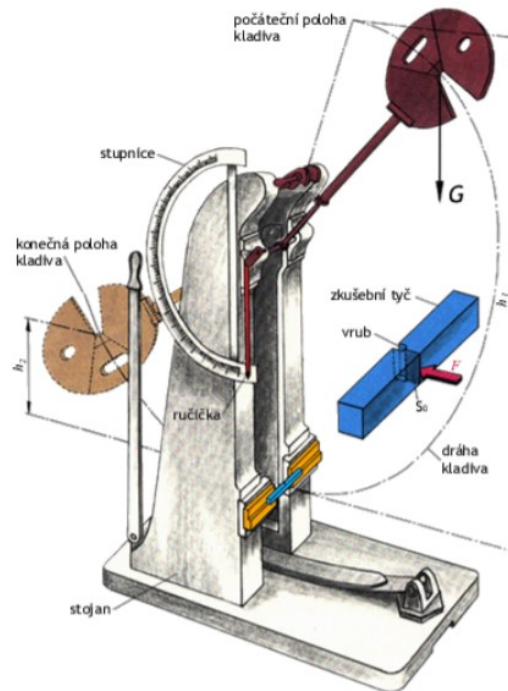
5.2 Polarizační mikroskopie

Polarizační mikroskopie je účinná zobrazovací metoda, která může poskytnout více informací o vzorku, než jaké jsou k dispozici prostředním konvenčním zobrazování. Základem metody je interakce polarizačního světla s opticky anizotropními látkami, které mají v různých směrech různou rychlost světla, a tím nastává dvojlom, čímž se původní paprsek rozdělí na řádný a mimořádný paprsek, které jsou fázově posunuté a kmitají v různých rovinách [46, 47].

5.3 Vrubová houževnatost

Houževnatost je jedna ze základních charakteristik materiálu a může být definována jako odolnost materiálu vůči poruše lomem. Mluvíme tedy o schopnosti absorpce energie při iniciaci a šíření trhliny neboli schopnosti materiálu se plasticky deformovat [48].

Zkouška vrubové houževnatosti se řadí mezi dynamické rázové zkoušky, která se provádí na kyvadlovém kladivu – Charpyho kladivo dle stanovené normy ČSN EN ISO 179-1 (Obrázek 10).



Obrázek 10 Schéma uspořádání kyvadla pro rázovou zkoušku [48]

Vrubová houževnatost se získává na zkušebních tělesech, které jsou zeslabeny vrubem různého tvaru. Účelem vrubu na zkušebním tělese je, aby lom proběhl ideálně uprostřed a kolmo podélně na osu vzorku. Vzorky se pokládají na podpěry tak, aby vrub ležel na protilehlé straně, než na kterou dochází k rázové deformaci. Vrubová houževnatost je výrazně ovlivněna tvarem vzorku a jeho rozměry. Vruby se mohou vytvořit frézováním nebo pilováním. Nejčastěji se používá V-vrub o šířce 2 mm definovaný normou ČSN EN ISO 179-1 [48, 49].

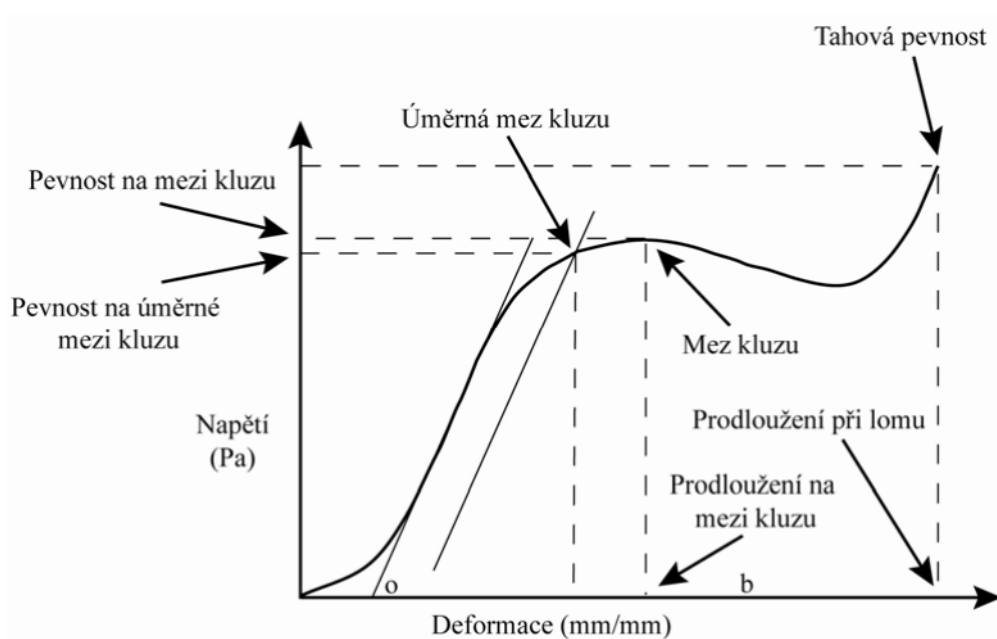
5.4 Tahová zkouška

Zkouška tahem se řadí mezi základní mechanické zkoušky, charakterizuje nám chování a odolnost výrobku při působení statických, nebo dynamických vnějších mechanických sil.

Statická zkouška tahem nám udává závislost napětí na deformaci materiálu. Zkušební těleso je zatěžováno pomalu vzrůstající zátěžnou silou v jednom směru neboli jednoosým

namáháním za pokojové teploty. Tato zkouška probíhá až do úplného porušení soudržnosti materiálu. Z průběhu zkoušky lze stanovit celou řadu mechanických vlastností (Obrázek 11), které jsou charakteristikou zkoumaného materiálu [50, 51].

Zkušební tělesa mají normalizované rozměry kruhového či obdélníkového průřezu. Existuje řada norem, ale pro polymery byla stanovena norma ČSN EN ISO – 527-1. Zkušební vzorky jsou upínány pomocí čelistí do zkušebního stroje. Poté dochází k tahovému namáhání vzorku a k záznamu průběhu tahové zkoušky viz Obrázek 11 [50, 51].



Obrázek 11 Obecná tahová křivka [51]

II. PRAKTICKÁ ČÁST

6 STANOVENÍ CÍLŮ DIPLOMOVÉ PRÁCE

Diplomová práce si klade za cíl zjistit vliv větvení a specifické nukleace na morfologii, mechanické a tepelné vlastnosti vstříkovaných produktů ze směsí polypropylenu. Při procesu vstříkování byly použity konstantní technologické parametry.

V této práci byly zvoleny dva polymery, a to lineární polypropylen a polypropylen s dlouhými větvemi, modifikovány β -nukleačním činidlem NJ Star NU 100 v koncentraci 0 a 0,03 hm. %. Vstříkované vzorky byly vyhodnocovány pomocí širokoúhlé rentgenové difrakce a polarizační mikroskopie, kde byla zkoumána morfologie jednotlivých směsí. Pro studium mechanických vlastností byly zvoleny tahová zkouška a rázová houževnatost metodou Charpy.

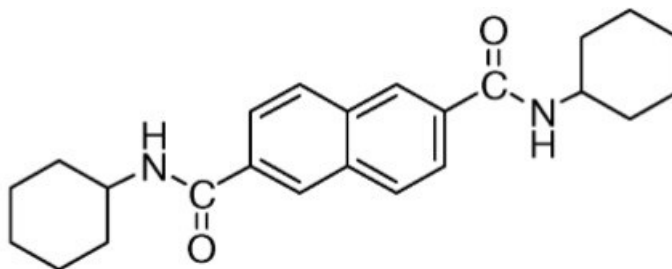
Postup při vypracování diplomové práce:

1. Vypracování literární studie na dané téma.
2. Příprava zkušebních vzorků s rozdílnou morfologií jádra a povrchu vstříkováním.
3. Otestování mechanického a tepelného chování v různých místech vzorků.
4. Charakterizace morfologie vzorků.
5. Vyhodnocení naměřených hodnot.

7 MATERIÁLY

V praktické části byly použity dva polypropyleny s podobným indexem toku taveniny vyrobené firmou Borealis, Vídeň, Rakousko. Prvním zvoleným typem polymeru byl lineární izotaktický polypropylen Borelean HC310BF s uvedeným indexem toku taveniny 3,3 g/10 min a druhým typem polymeru polypropylen s dlouhými větvemi Daploy WB140HMS s indexem toku taveniny 2,1 g/10 min. Další informace o vlastnostech obou materiálů jsou uvedeny v Příloze P1 a v Příloze P2).

Pro získání β -fáze v jednotlivých směsích bylo zvoleno nukleační činidlo na bázi N, N'-dicyklohexyl-2, 6-naftalendikarboxamid (Obrázek 12) s komerčním označením NJ Star NU 100 (NU 100) vyrobené firmou New Japan Chemicals co. v koncentracích 0 hm. % a 0,03 hm. %. Další vlastnosti této látky jsou uvedeny v Příloze P3.



Obrázek 12 Chemický vzorec NJ Star NU 100

9 PŘÍPRAVA VZORKŮ

Zkušební tělesa pro WAXD, tahovou zkoušku, vrubovou houževnatost a polarizační mikroskop byly připraveny z připravených směsí metodou vstřikování na vstřikovacím stroji DEMAG Ergotech 50-200 system. Vstřikováním bylo připraveno 15 testovacích lopatek typu 1A určeny pro tahovou zkoušku a 15 testovacích trámečků o rozměrech 80 x 10 x 4 mm dle normy ČSN EN ISO 294-1 pro každou směs. Parametry vstřikování jsou uvedeny v Tabulce 2, teploty jednotlivých topných zón jsou uvedeny v Tabulce 3.

Tabulka 2 Parametry vstřikování

Vstřikovací tlak [bar]	750
Vstřikovací rychlost [mm/s]	80
Dotlak [bar]	350
Čas dotlaku [s]	25
Čas chlazení [s]	15
Teplota formy [°C]	40

Tabulka 3 Procesní teplota jednotlivých zón

Tryska [°C]	MH3 [°C]	MH2 [°C]	MH1 [°C]	Plnění [°C]	Olej [°C]
240	230	220	190	40	45

9.1 Širokoúhlá rentgenová difrakce

Vzorky pro širokoúhlou rentgenovou difrakci byly připraveny vstřikováním ve formě trámečků o rozměrech 80 x 10 x 4 mm dle definovaných podmínek. Následně byly vzorky z jedné strany zbrúšeny na 2 mm, aby se získalo jádro. Pro broušení byla použita vodní bruska Buehler Phoenic Alpha1.

9.2 Polarizační mikroskop

Vzorky pro polarizační mikroskopii byly připraveny stejnou metodou jako pro WAXD o stejných parametrech. Vzorky byly nařezány na rotačním mikrotomu Leica RM 2255

o tloušťce 20 μm , poté byly umístěny na podložní sklíčko zakápnuté parafinovým olejem a zakryté krycím sklíčkem.

9.3 Vrubová houževnatost

Vzorky pro vrubovou houževnatost byly připraveny dle normy ČSN EN ISO 179-1, do zkušebního vzorku byl udělán vrub tvaru V o rozměru 2 mm.

10 ANALYTICKÉ METODY

10.1 Širokoúhlá rentgenová difrakce

Pro studium jednotlivých fází a zjištění celkové krystalinity připravených směsí byla použita širokoúhlá rentgenová difrakce. Jednotlivé směsi byly testovány rentgenovým difraktometrem Panalytical X'Pert PRO v modu odrazu v rozsahu 5° až 30° při rychlosti skenování $6^\circ/\text{min}$. Celková krystalinita všech vzorků byla odečtena z difraktogramů jednotlivých směsí. Pro stanovení krystalinity (X) byl použit poměr intenzit krystalické části I_K a amorfní části I_A viz rovnice (2)

$$X = \frac{I_k}{I_k + I_a} \cdot 100 [\%] \quad (2)$$

Intenzity α -difrakčních píků odpovídají úhlům v $2\theta = 14,20^\circ$, $17,00^\circ$ a $18,80^\circ$ pro β -fázi v $2\theta = 16,20^\circ$ a γ -fázi odpovídá odraz v $2\theta = 20,05^\circ$ [2].

V krystalickém systému α/β se relativní obsah β -fáze (B) vypočítává podle rovnice (3)

$$B = \frac{H_\beta}{H_{\alpha 1} + H_{\alpha 2} + H_{\alpha 3} + H_\beta} \cdot 100 [\%] \quad (3)$$

V krystalickém systému α/γ se relativní obsah γ -fáze (G) vypočítá podle rovnice (4), pro výpočet se používají intenzity píků při $2\theta = 18,80^\circ$ a $20,05^\circ$, neboť odrazy při $2\theta = 14,20^\circ$ a $17,00^\circ$ jsou společné pro α - i γ -fázi.

$$G = \frac{H_\gamma}{H_{\alpha 3} + H_\gamma} \cdot 100 [\%] \quad (4)$$

Pokud se vyskytuje v systému α , β a γ -fáze mohou být jednotlivé obsahy vypočítány dle vzorců:

$$K_\beta = \frac{H_\beta}{H_{\alpha 1} + H_{\alpha 2} + H_{\alpha 3} + H_\gamma + H_\beta} \cdot 100 [\%] \quad (5)$$

$$K_{\alpha+\gamma} = 1 - K_\beta \quad (6)$$

Kde K_β je relativní obsah β -fáze a $K_{\alpha+\gamma}$ je společný obsah α -/ γ -fáze. Pro zjištění relativního obsahu K_α a K_γ fáze, lze použít vzájemný přepočtový vztah, který se získá po úpravě rovnice (4) a (6):

$$K_\gamma = G \cdot K_{\alpha+\gamma} \quad (7)$$

Následně se v posledním kroku vypočítá relativní obsah α -fáze podle vzornice (8):

$$K_{\alpha} = 1 - K_{\beta} - K_{\gamma} \quad (8)$$

10.2 Polarizační mikroskop

Pro charakterizaci morfologie vzorků byl použit optický mikroskop Olympus BX41 se zabudovaným digitálním fotoaparátem.

10.3 Vrubová houževnatost

Pro studium vrubové houževnatosti připravených směsí bylo použito rázové kladivo Tinius Olsen model Impact 803. Nárazová práce kladiva byla 2,7959 J.

10.4 Tahová zkouška

Pro získání modulu pružnosti v tahu, pevnosti v tahu a prodloužení při přetržení ve vzorcích byla použita tahová zkouška. Data byla získána univerzálním zkušebním přístrojem Galdabini Quasar 25, který slouží pro charakterizaci mechanických vlastností termoplastických a kaučukových materiálů pro tah, tlak a ohyb. Parametry zkoušky byly pro všechny materiály stejné.

Parametry zkoušky:

1. Fáze: rychlost zkoušení 1 mm/min, frekvence ukládání 10 ms, změna fáze módu „deformace“ 500 μ , $\varepsilon = 0,60\%$
2. Fáze: rychlost zkoušení 50 mm/min, frekvence ukládání 50 ms

Počet zkušebních těles bylo 5 pro každou směs.

Modul pružnosti v tahu lze definovat podle normy ČSN EN ISO 527-1 a vypočítat pomocí vzorce:

$$E = \frac{d\sigma}{d\varepsilon} \rightarrow E_t = \frac{\sigma_2 - \sigma_1}{\varepsilon_2 - \varepsilon_1} \text{ [MPa]} \quad (9)$$

E_t Modul pružnosti v tahu [MPa]

σ_1 – napětí [MPa], ε_1 – poměrné prodloužení 0,05%

σ_2 – napětí [MPa], ε_2 – poměrné prodloužení 0,25%

Pevnost v tahu neboli konečná pevnost, je za daných podmínek maximální napětí v materiálu při zatížení v tahu, kterému materiál jako celek odolává, aniž by došlo k poruše.

Prodloužení (ε) při přetržení vyjadřuje celkovou tažnost polymeru.

10.5 Vyhodnocování výsledků

Pro zpracování výsledků jednotlivých měření bylo použito vztahů statistického vyhodnocování. Jednalo se o následující vztahy:

Aritmetický průměr (výběrový):

$$\bar{x} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n x_i \quad (10)$$

Rozptyl:

$$s^2 = \frac{1}{n-1} \sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})^2 \quad (11)$$

Směrodatná odchylka:

$$s = |\sqrt{s^2}| \quad (12)$$

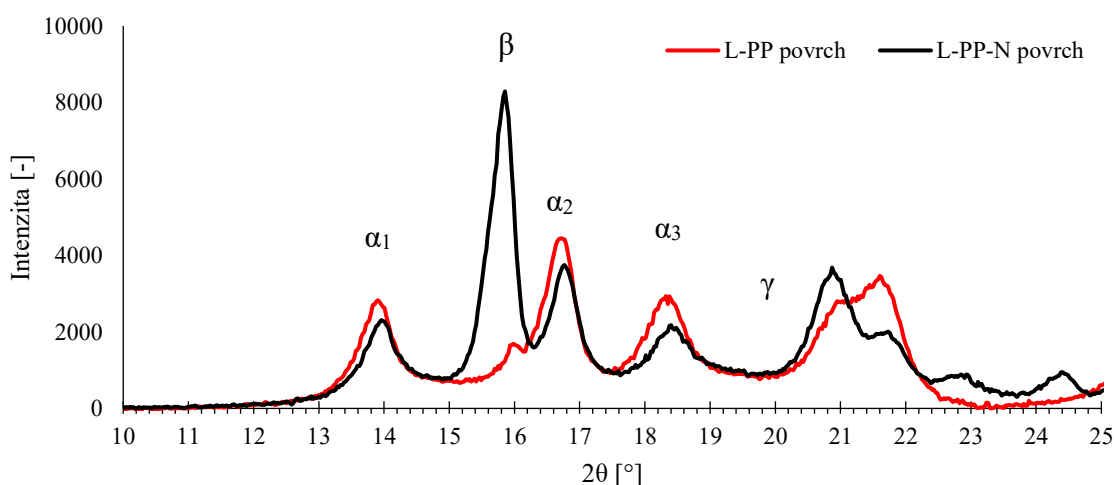
Střední kvadratická chyba aritmetického průměru:

$$\sigma = \frac{s}{\sqrt{n}} \quad (13)$$

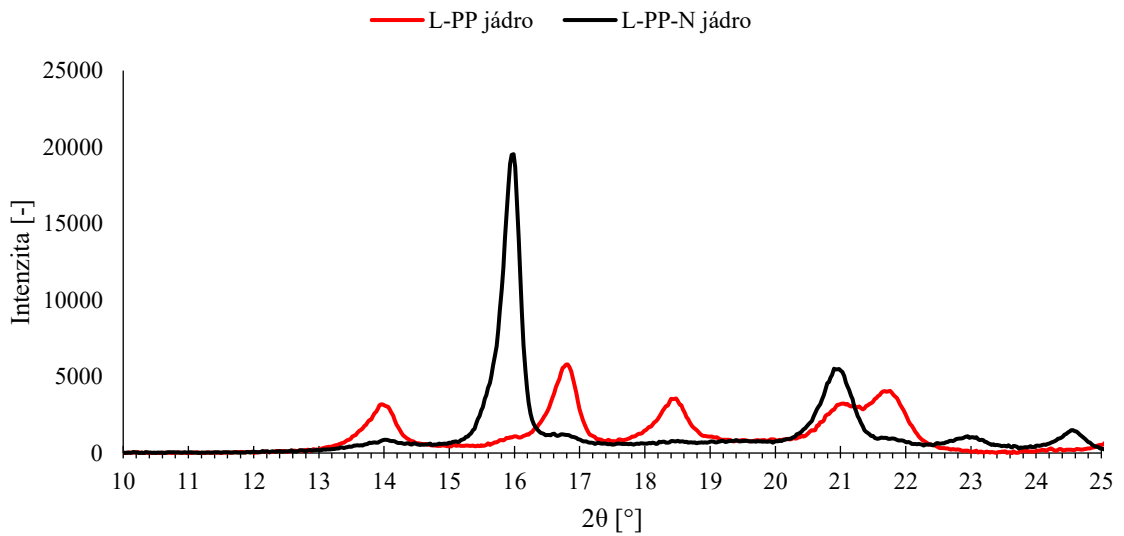
III. VÝSLEDKY A DISKUSE

11 ŠIROKOÚHLÁ RENTGENOVÁ DIFRAKCE

Za použití širokoúhlé rentgenové difrakce se získaly základní informace o stupni krystalinity a o krystalické struktuře vstříkovaných vzorků z pohledu jádra a povrchu. Rentgenové difraktogramy jednotlivých směsí s obsahem 0 a 0,03 hm. % β -nukleačního činidla jsou uvedeny na Obrázku 13-28. Lze pozorovat charakteristická difrakční spektra tří-fázových krystalických systémů prokázané výskytem píků v hlavní rovině a to α -fáze – α_1 ($2\theta = 14,20^\circ$), α_2 ($17,00^\circ$) a α_3 ($18,80^\circ$), dále β -fázi ($16,20^\circ$) a γ -fázi ($20,05^\circ$). Na Obrázku 29-30, lze vidět srovnání všech jednotlivých difraktogramů sloužící pro porovnání změn výskytu jednotlivých fází na povrchu a v jádře.

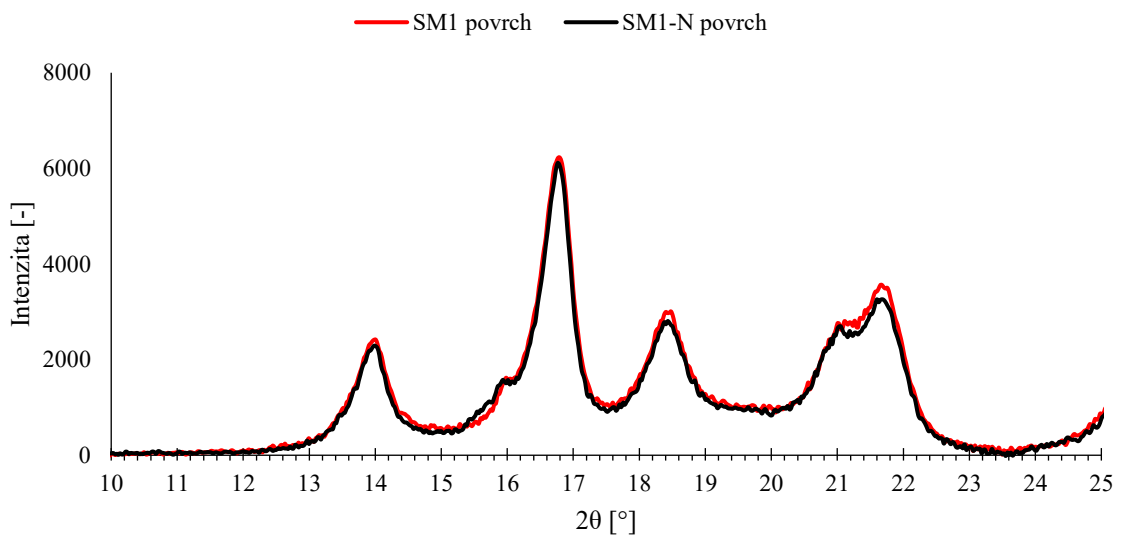


Obrázek 13 Difraktogramy směsí povrchu L-PP a L-PP-N

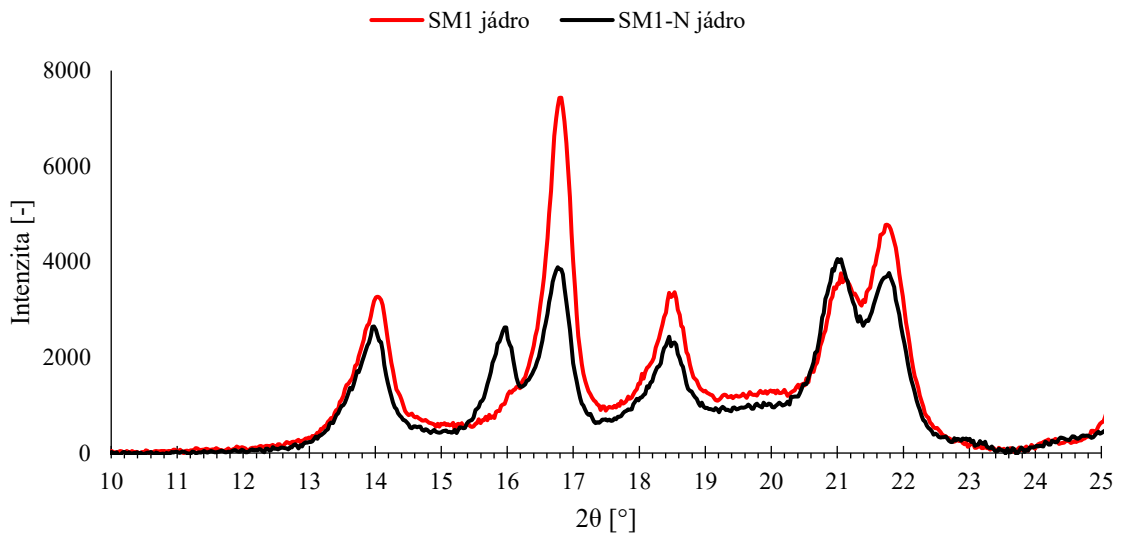


Obrázek 14 Difraktogramy směsí jádra L-PP a LPP-N

Při vzájemném porovnání difraktogramů směsí povrchu a jádra L-PP s 0 a 0,3 hm. % NU 100 (Obrázek 13-14). Lze pozorovat významný nárůst píku v oblasti β -fáze v jádře, ale i na povrchu u směsi která byla obohacena o β -nukleační činidlo. Může se předpokládat, že nukleační činidlo má silný vliv na nukleaci L-PP.

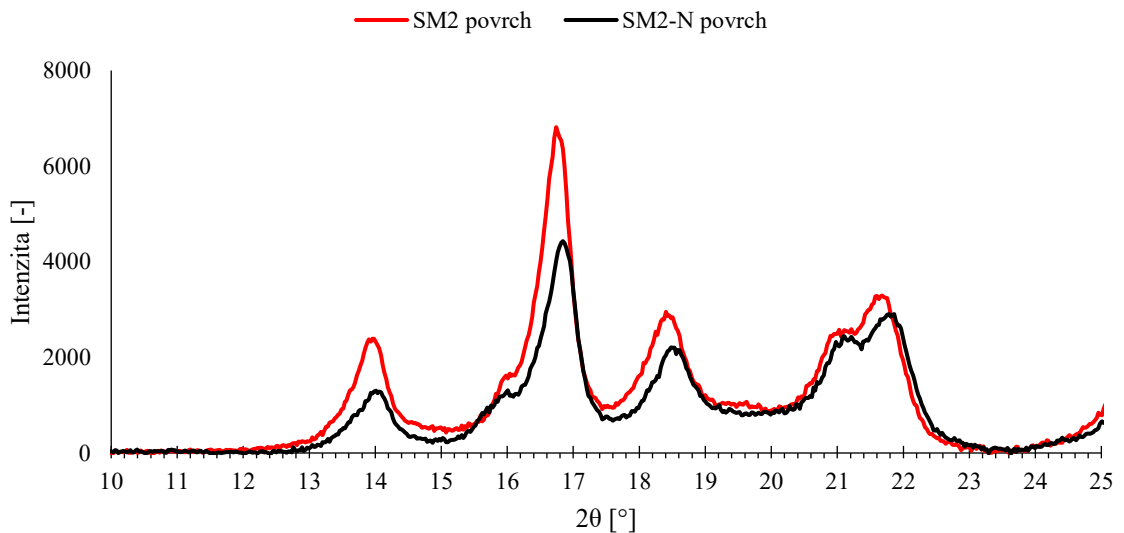


Obrázek 15 Difraktogramy směsí povrchu SM1 a SM1-N

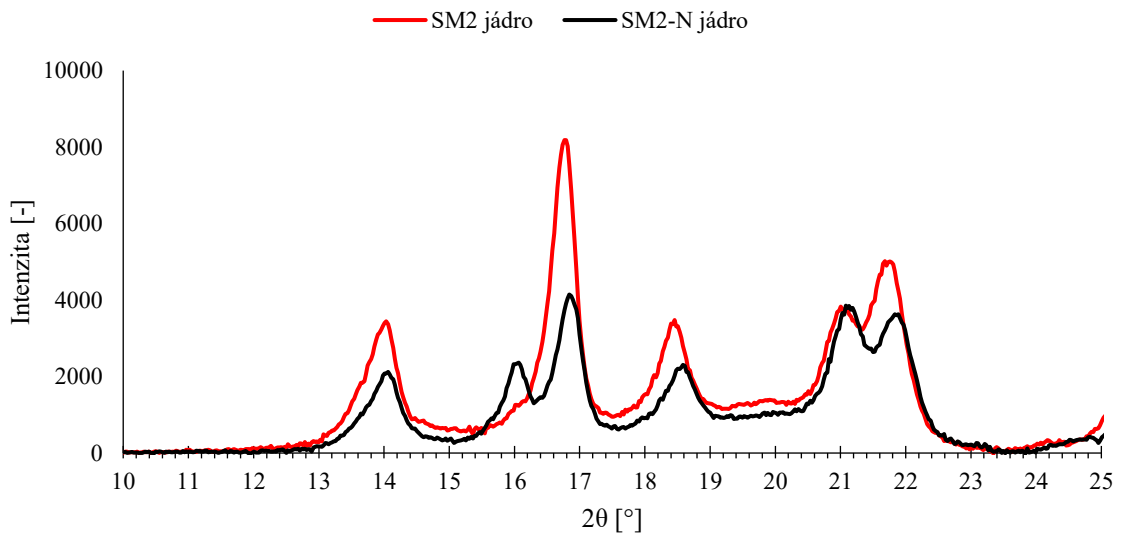


Obrázek 16 Difraktogramy směsí jádra SM1 a SM1-N

Při porovnání difraktogramů povrchu a jádra směsí SM1 a SM1-N (Obrázek 15-16), lze pozorovat, že při přidavku už pouhého 1 hm. % LCB-PP došlo v jádře a na povrchu směsi SM1-N k poklesu β -fáze na polovinu intenzity a došlo k nárůstu α -fáze.

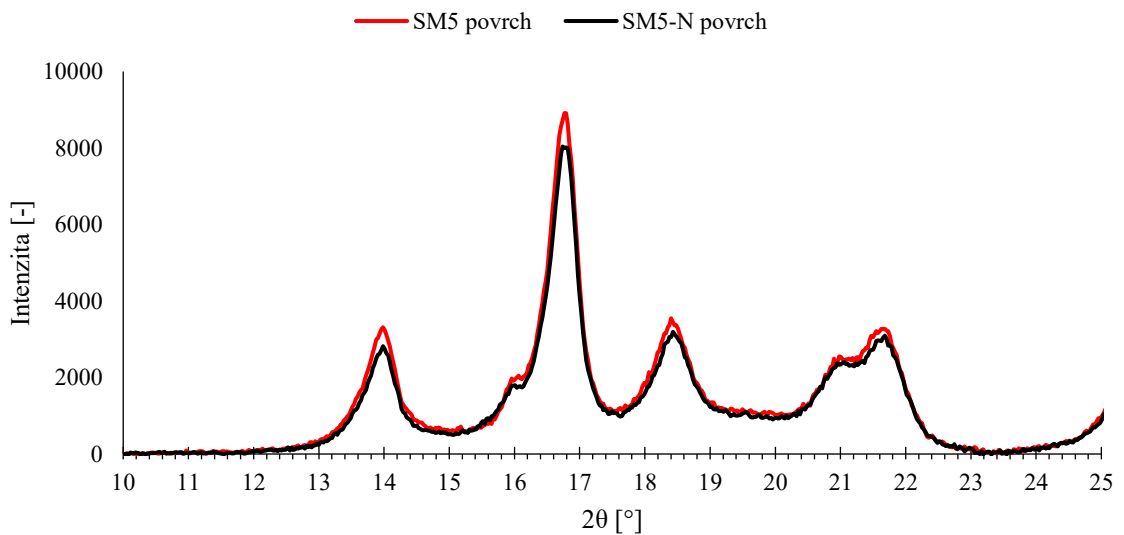


Obrázek 17 Difraktogramy směsí povrchu SM2 a SM2-N

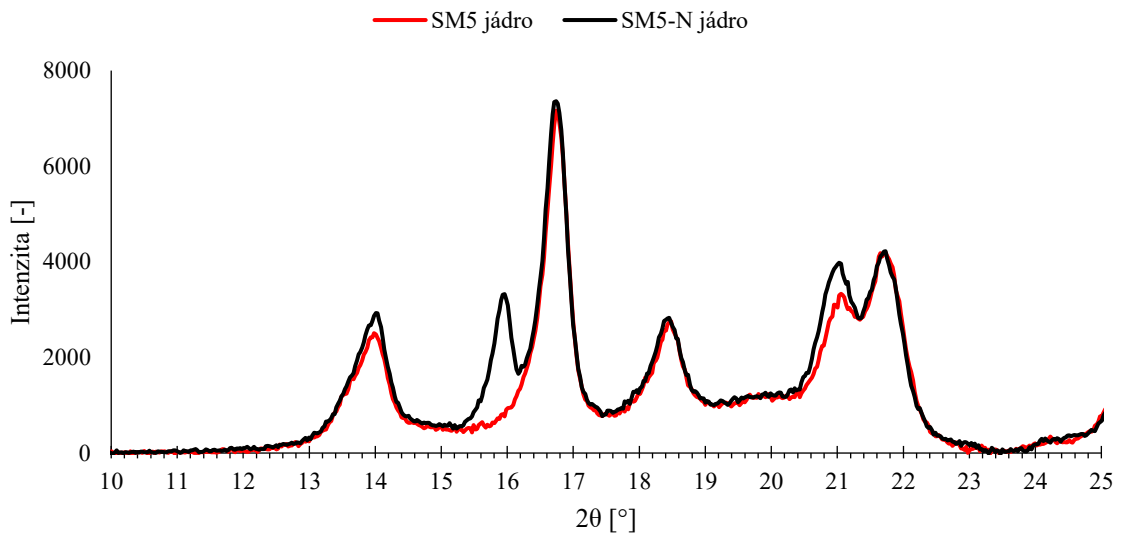


Obrázek 18 Difraktogramy směsí jádra SM2 a SM2-N

Při porovnání difraktogramů povrchu a jádra směsí SM2 a SM2-N (Obrázek 17-18), lze pozorovat, že na povrchu dochází u obou směsí k převládajícímu obsahu α - a γ -fáze. V jádře SM2-N lze stále pozorovat β -fázi.

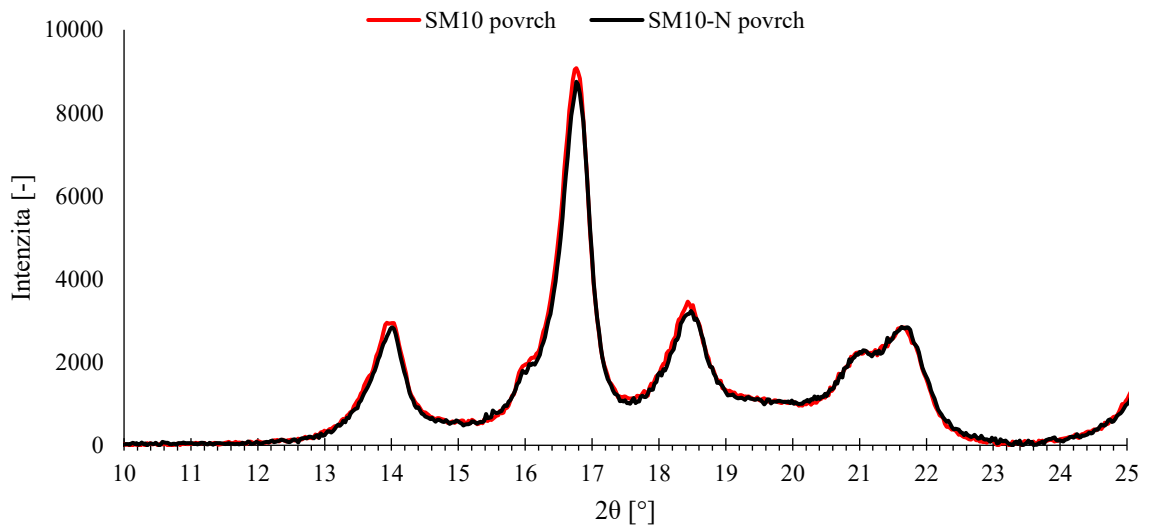


Obrázek 19 Difraktogramy směsí povrchu SM5 a SM5-N

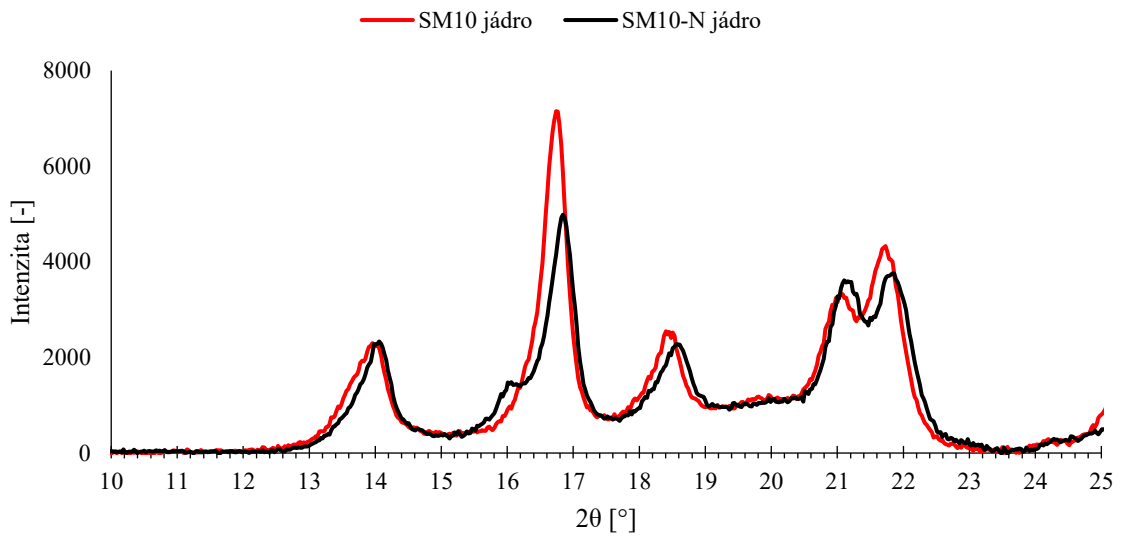


Obrázek 20 Difraktogramy směsí jádra SM5 a SM5-N

Obrázek 19-20 zobrazuje difraktogramy povrchu a jádra směsí SM5 a SM5-N, lze pozorovat na povrchu a v jádře směsi SM5-N malé množství β -fáze.



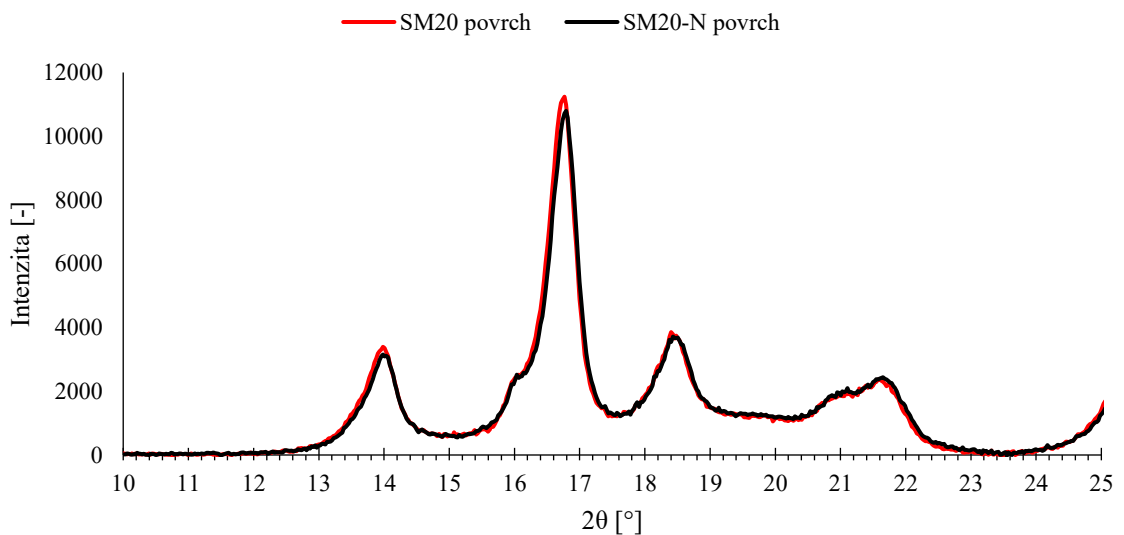
Obrázek 21 Difraktogramy směsí povrchu SM10 a SM10-N



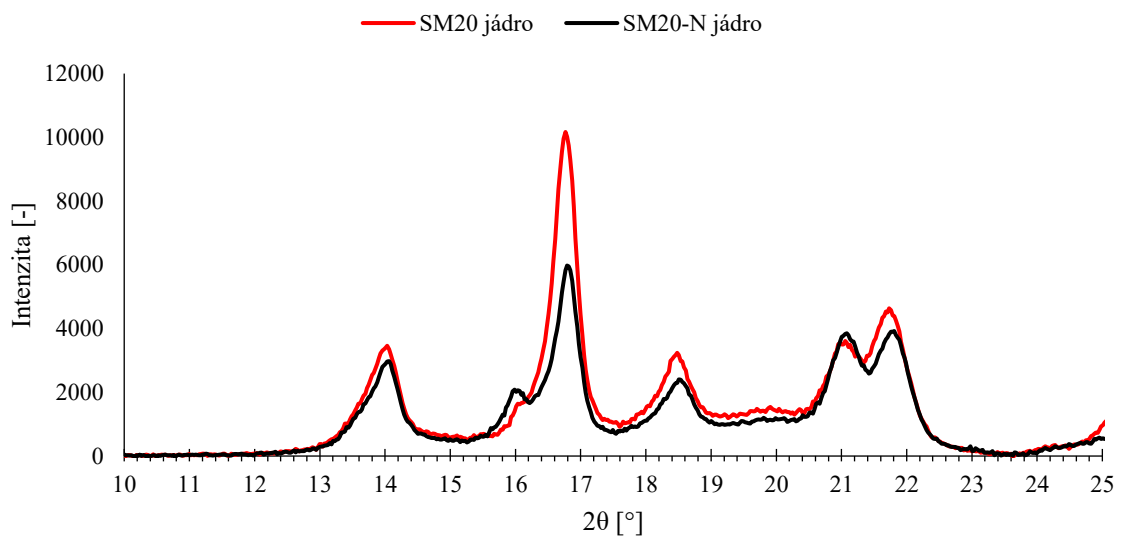
Obrázek 22 Difraktogramy směsí jádra SM10 a SM10-N

Při porovnání difraktogramů směsí SM10 a SM10-N (Obrázek 21-22), lze pozorovat, že účinnost β -nukleačního činidla byla téměř potlačena s přidavkem 10 hm. % LCB-PP.

Dochází k růstu obsahu α - a γ -fáze.

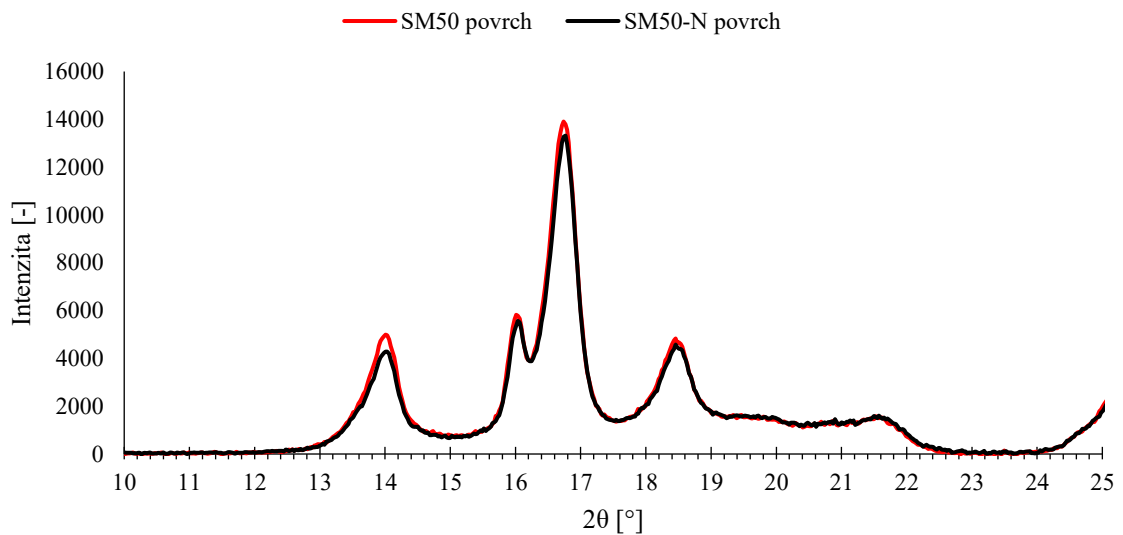


Obrázek 23 Difraktogramy směsí povrchu SM20 a SM20-N

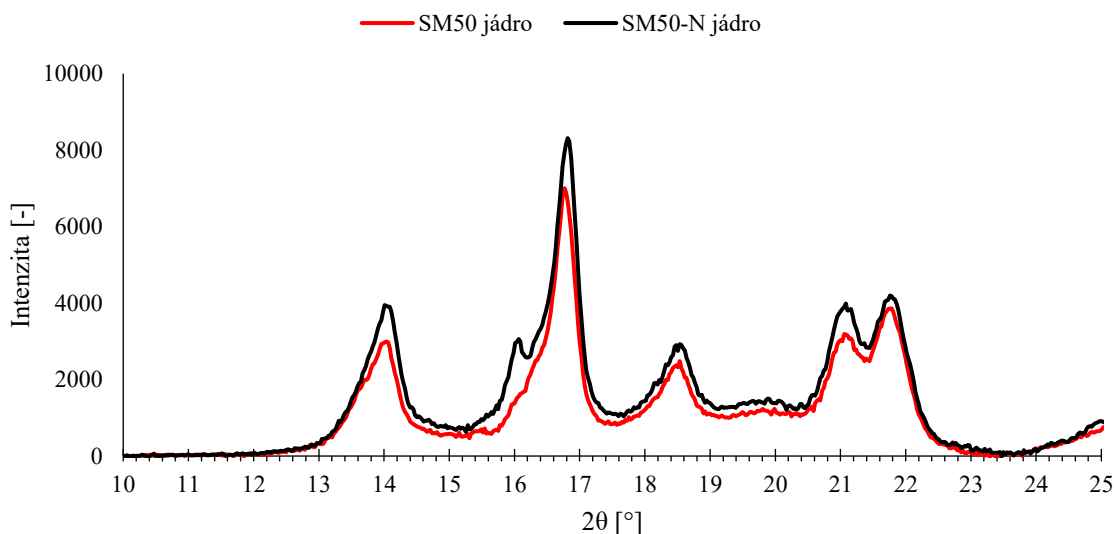


Obrázek 24 Difraktogramy směsí jádra SM 20 a SM20-N

Při porovnání difraktogramů směsí SM20 a SM20-N (Obrázek 23-24), lze pozorovat, že účinnost β -nukleačního činidla byla potlačena s přidavkem 20 hm. % LCB-PP. Dochází k růstu obsahu α - a γ -fáze.

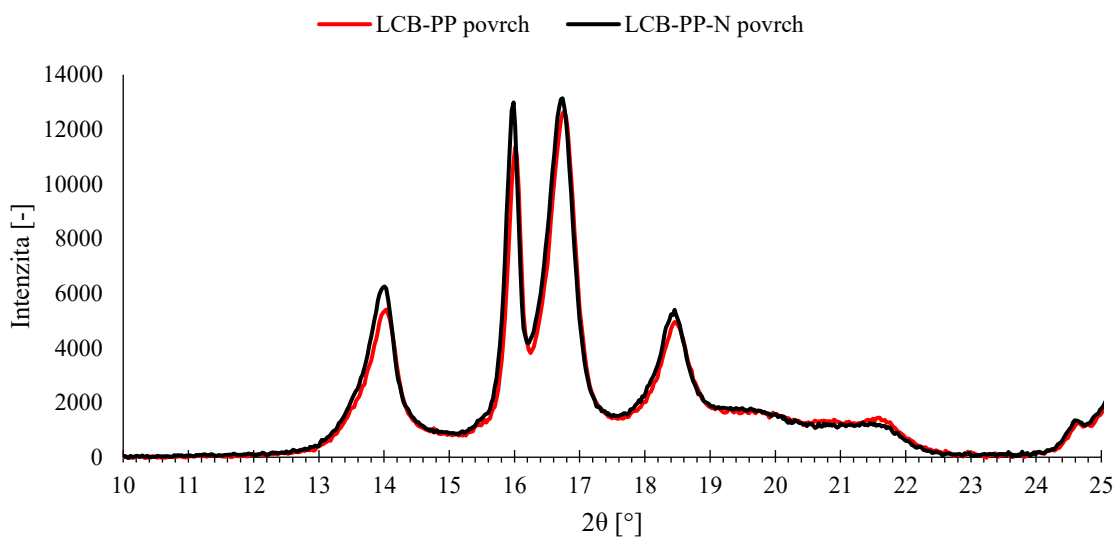


Obrázek 25 Difraktogramy směsí povrchu SM50 a SM50-N

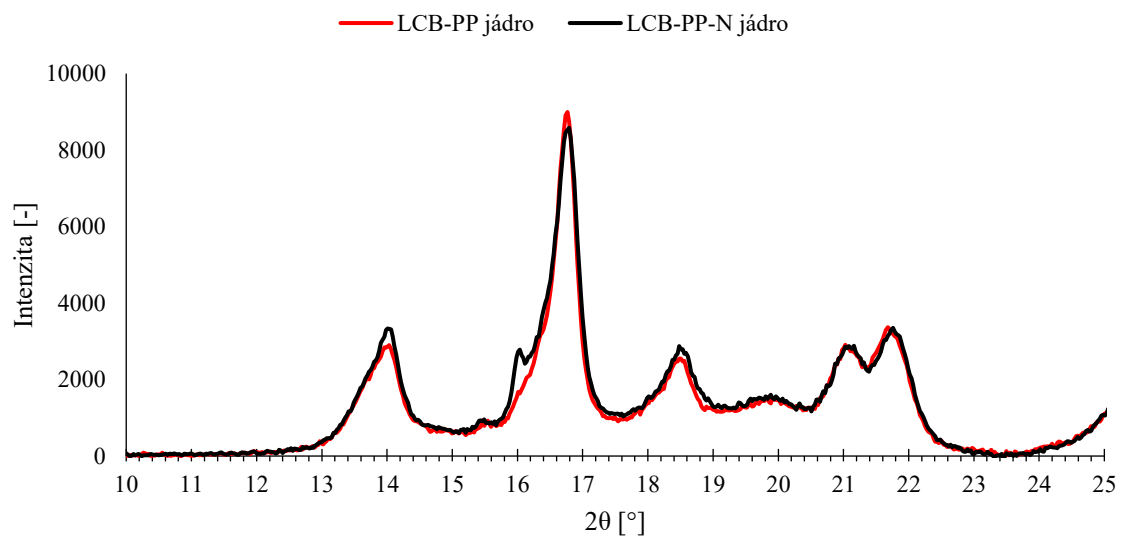


Obrázek 26 Difraktogramy směsí jádra SM50 a SM50-N

Při porovnání difraktogramů směsí SM50 a SM50-N (Obrázek 25-26), lze pozorovat, že účinnost β -nukleačního činidla byla potlačena, ale přesto dochází k růstu obsahu β -fáze na povrchu obou směsí. To znamená, že LCB-PP podporuje nukleaci směsí současně za vzniku γ -fáze v jádře.

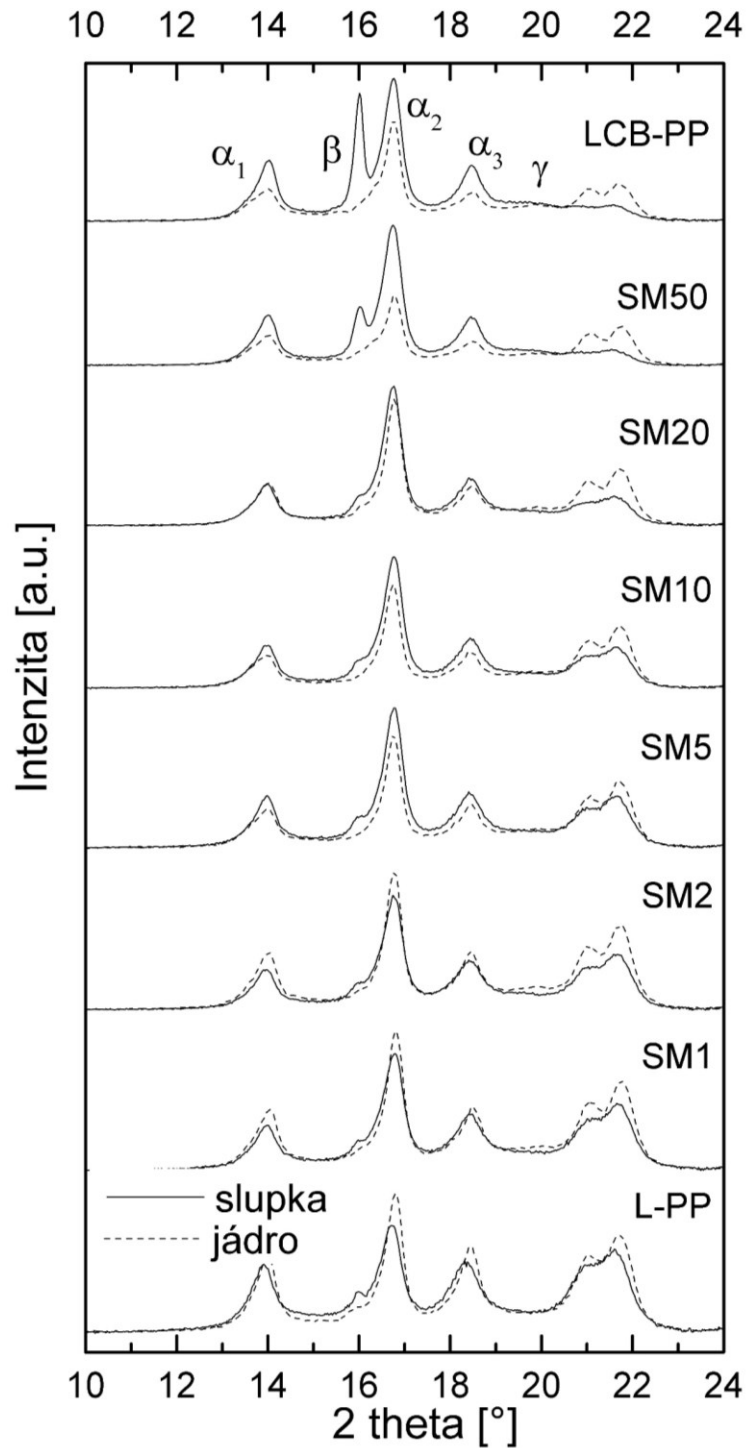


Obrázek 27 Difraktogramy směsí povrchu LCB-PP a LCB-PP-N



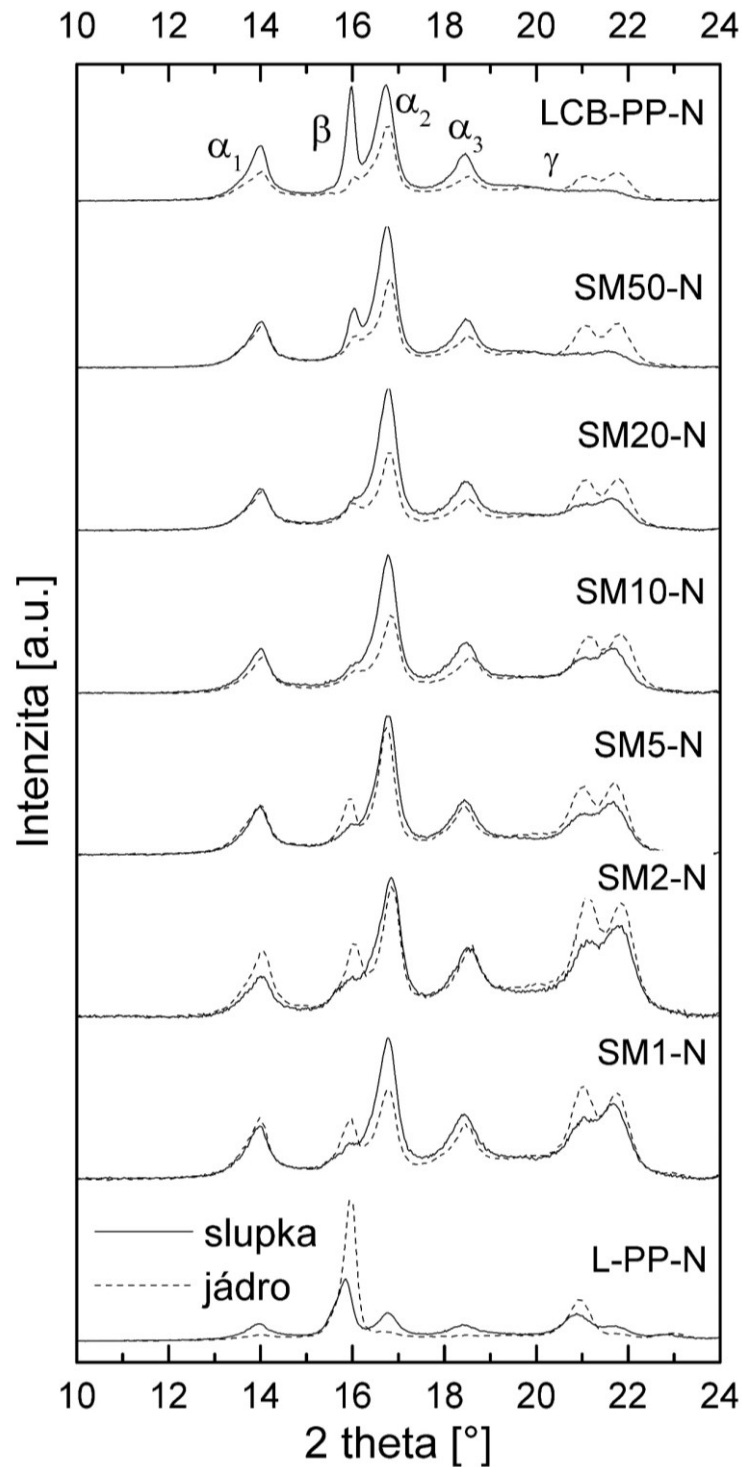
Obrázek 28 Difraktogramy směsí jádra LCB-PP a LCB-PP-N

Při porovnání difraktogramů směsí LCB-PP a LCB-PP-N (Obrázek 27-28), lze pozorovat, že účinnost β -nukleačního činidla byla potlačena s přidavkem 100 hm. % LCB-PP. A dochází k opačnému trendu, než byla pozorována u směsí L-PP a L-PP-N. V jádře dojde k převládajícímu obsahu α -fáze a na povrchu dojde k nárůstu obsahu β -fáze.



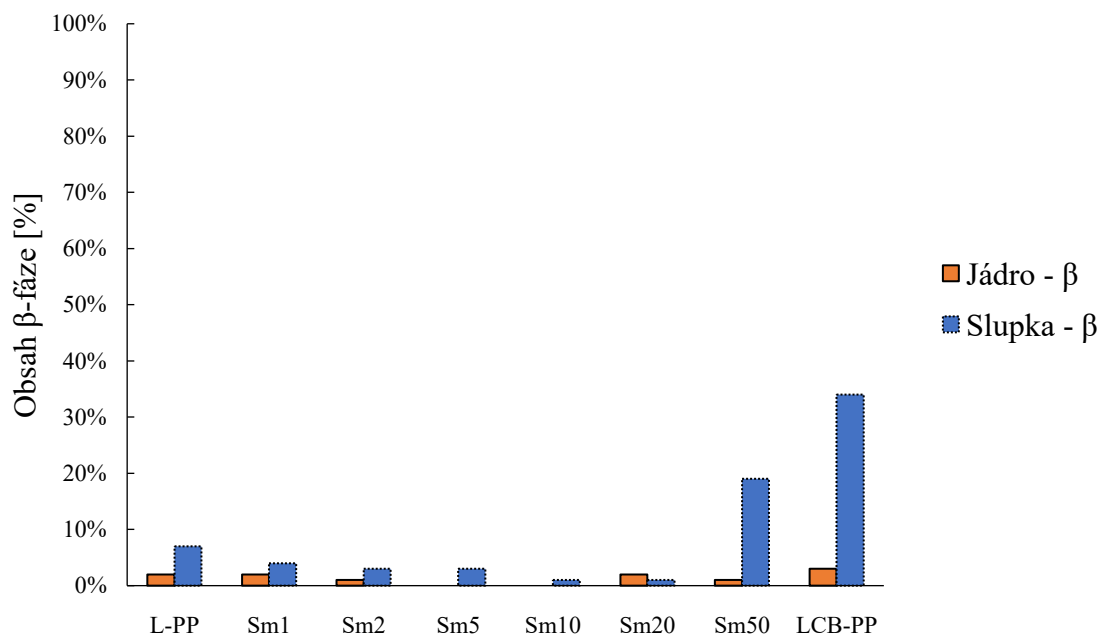
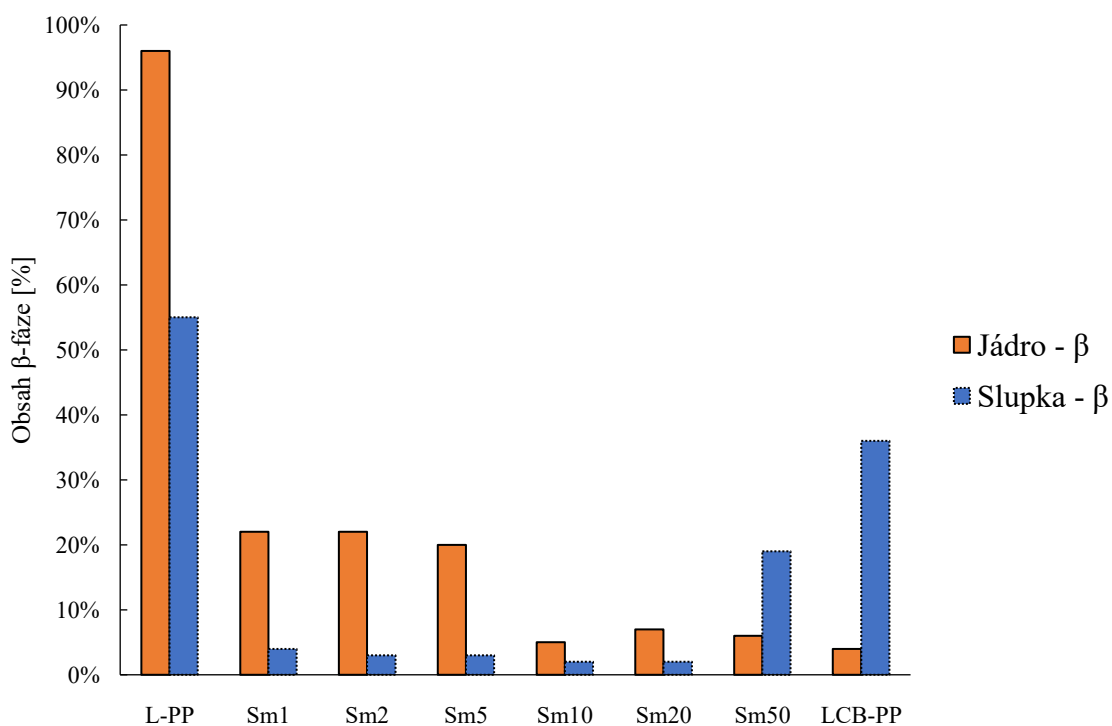
Obrázek 29 Srovnání difraktogramů všech směsí bez NU

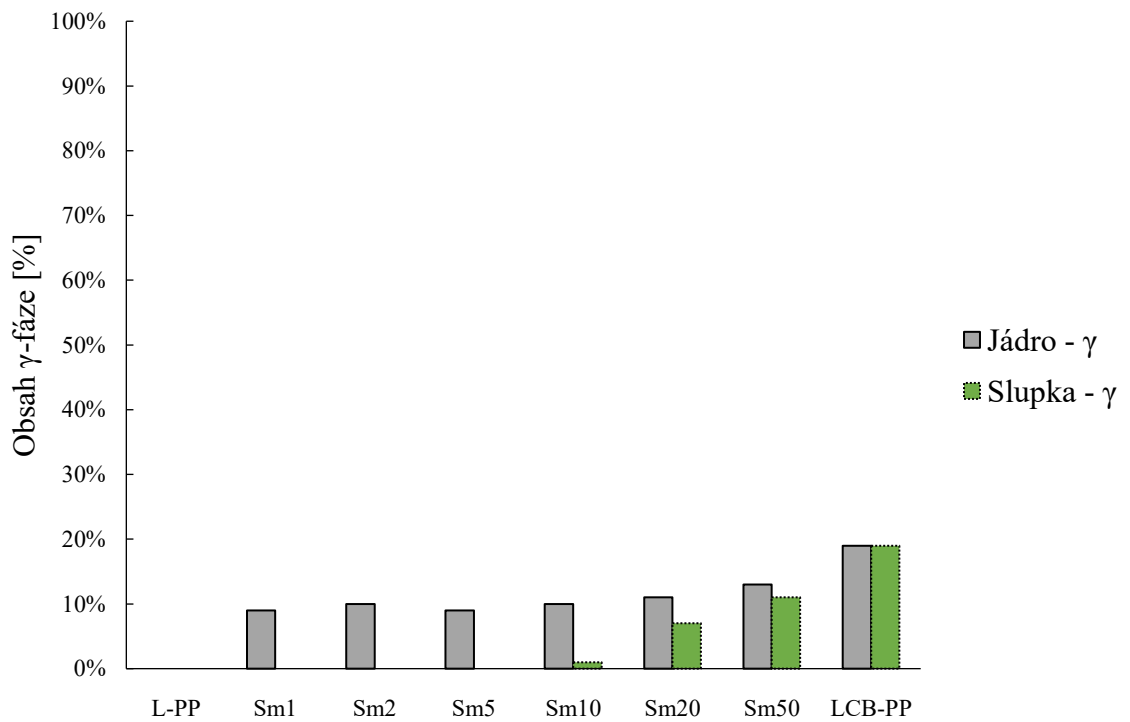
Obrázek 29 srovnává difraktogramy povrchu a jádra všech směsí obohacených o 0 hm. % NJ Star NU 100. Lze pozorovat trend poklesu obsahu β -fáze s rostoucím obsahem LCB-PP ve směsích.



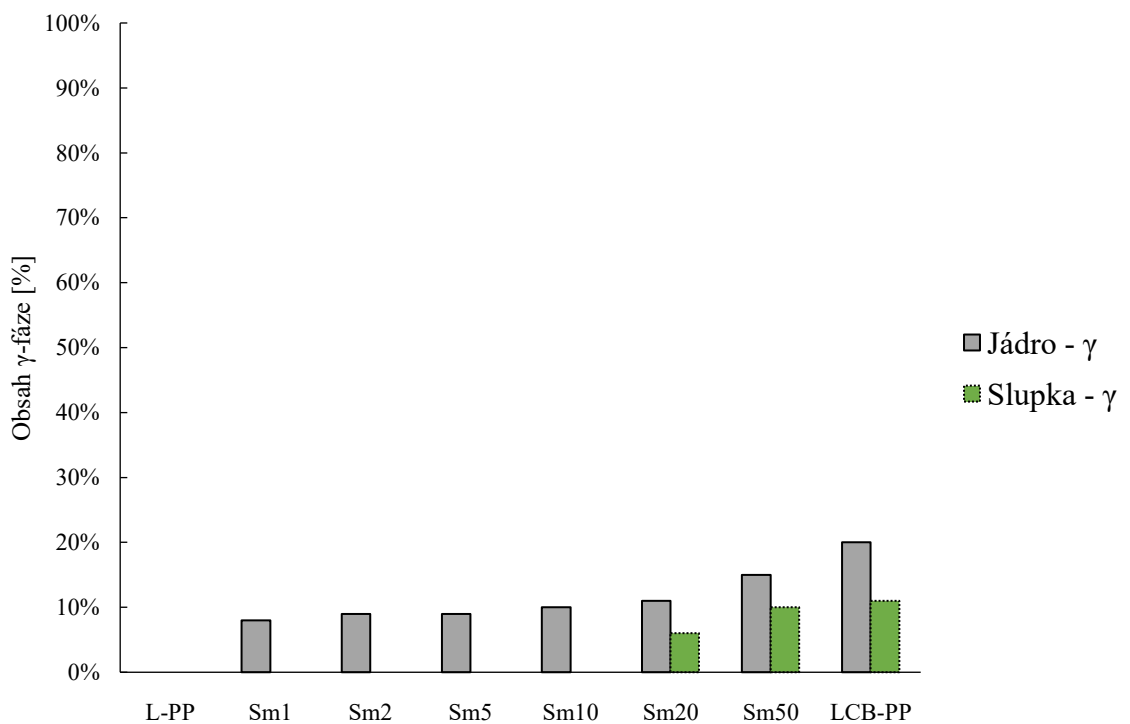
Obrázek 30 Srovnání difraktogramů všech směsí s NU

Obrázek 30 srovnává difraktogramy povrchu a jádra všech směsí obohaceny o 0,03 hm. % NJ Star NU 100. Lze pozorovat zajímavý trend, kdy u L-PP naroste obsah β -fáze v jádře, ale s rostoucím obsahem LCB-PP dojde k jejímu poklesu. Na druhou stranu roste obsah β -fáze na povrchu s převládajícím obsahem LCB-PP ve směsích.


 Obrázek 31 Závislost obsahu β -fáze na složení směsi s 0 hm.% NU 100

 Obrázek 32 Závislost obsahu β -fáze na složení směsi s 0,03 hm.% NU 100



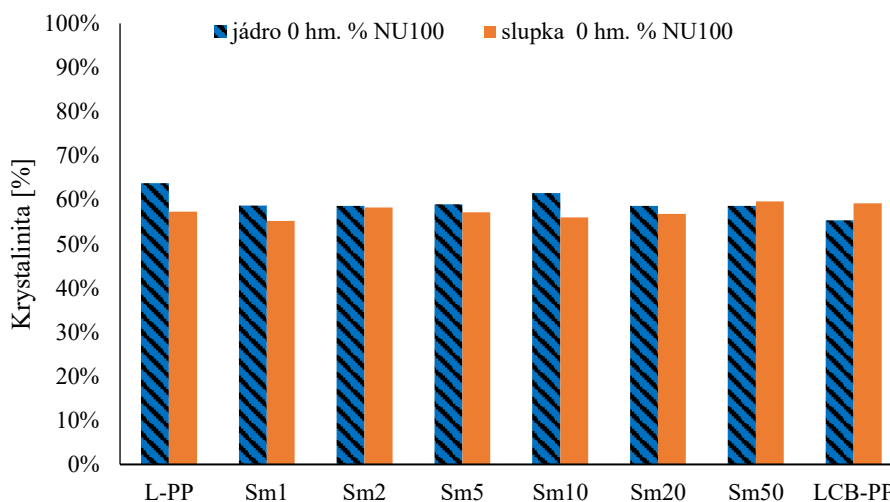
Obrázek 33 Závislost obsahu γ -fáze na složení směsi s 0 hm.% NU 100



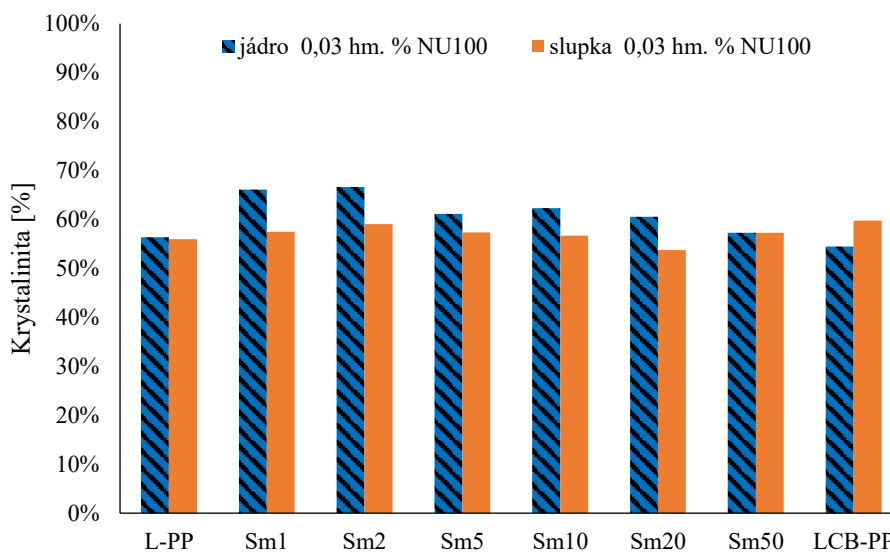
Obrázek 34 Závislost obsahu γ -fáze na složení směsi s 0,03 hm.% NU 100

Pro zjištění obsahu jednotlivých krystalických fází, které lze nalézt v polypropyleny, byly použity rovnice (3)-(8). Z Obrázku 31 a 32 vyplývá, že čistý L-PP se skládá v jádře převážně z α -fáze a pouze ze 2 % z β -fáze, na povrchu téhož vzorku dochází k mírnému růstu obsahu β -fáze o polovinu. Po přidavku 0,03 hm. % NU 100 krystalizuje L-PP v jádře převážně do β -fáze, ale poté dochází k rovnoměrnému poklesu β -fáze s rostoucím obsahem LCB-PP. To znamená, že účinnost nukleačního činidla klesá s rostoucím obsahem větveného polypropyleny. Na povrchu v obou případech dochází k opačnému trendu, dochází ke zvyšování obsahu β -fáze při 50 a 100 hm. % LCB-PP.

Dále s rostoucím obsahem rozvětveného polypropyleny nezávisle na obsahu NU 100 dochází ke vzniku γ -fáze v jádře (Obrázek 33 a 34). Na povrchu vzniká γ -fáze až u směsí s obsahem 20, 50 a 100 hm. % LCB-PP, růst γ -fáze může být zapříčiněn vznikem nepravidelností v řetězci.



Obrázek 35 Závislost krystalinity jádra a slupky na složení směsi s 0 hm.% NU 100



Obrázek 36 Závislost krystalinity jádra a slupky na složení směsi s 0,03 hm.% NU 100

Celková krystalinita všech směsí s 0 hm. % NU 100 (Obrázek 35) v jádře a na povrchu byla o něco vyšší než 55 %, nezávisle na složení směsi. Z grafů lze pozorovat, že krystalinita je v jádře L-PP o něco vyšší. S přibývajícím obsahem LCB-PP ve směsích dochází k opačnému trendu, na povrchu směsí krystalinita vzroste a v jádře dojde k jejímu snížení. To může být způsobeno teplotou formy při vstřikování, která byla nastavena na 40 °C. Slupka vzorků je v přímém kontaktu s relativně chladným povrchem formy, a tudíž dochází k jejímu rychlému zatuhnutí. To se odrazí na nižší krystalinitě. V případě jádra vzorků, zde dochází k pozvolnějšímu chladnutí a docílíme vyšší krystalinity. Přidáním β -nukleačního činidla NJ Star NU 100 (Obrázek 36) se krystalinita výrazněji mění v jádře u směsí s nižším obsahem LCB-PP (0, 1, 2, 5 a 10 hm. % LCB-PP), kde dojde k účinku nukleačního činidla a tím ke zvýšení krystalinity. Ke snížení krystalinity v jádře dojde u směsí s vysokým obsahem LCB-PP (50 a 100 hm. % LCB-PP), to může být zapříčiněno tím, že dlouhé větve brání dokonalejšímu uspořádání a krystalické útvary jsou velice malé. Naopak v povrchové vrstvě dochází k orientaci řetězců a tím k nárůstu krystalinity.

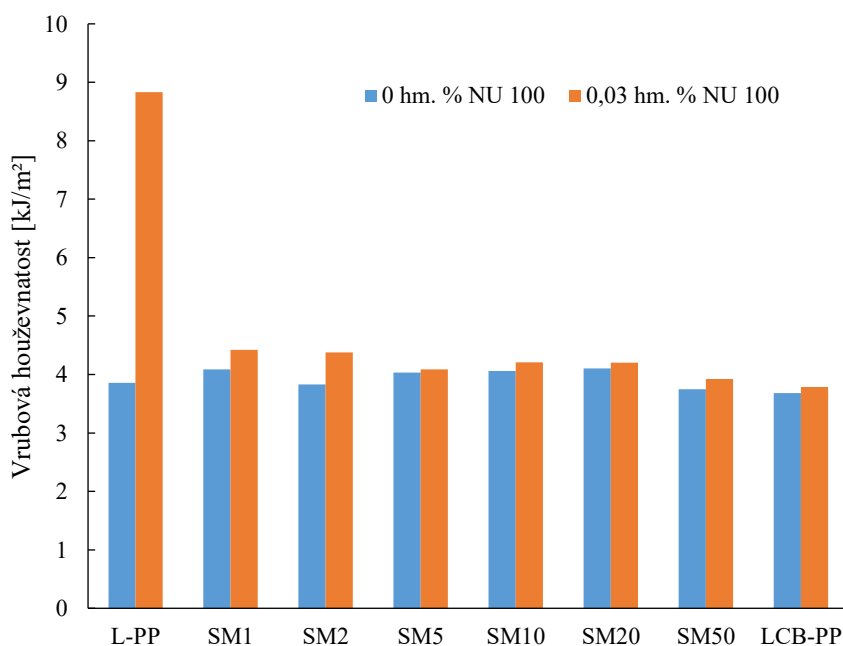
Tyto výsledky jsou v souladu s výzkumem Čermáka a kol., kteří zkoumali vliv teploty formy a dotlaku na vstřikovaný polypropylen modifikovaný β -nukleačním činidlem. Zjistili, že velikost sférolitů se postupně zmenšuje od jádra k povrchu u vzorků vstřikovaných za teploty formy 40 °C, zatímco při postupném zvyšování teploty formy na 120 °C vznikají velké sférolity v těsné blízkosti povrchu [10].

12 VRUBOVÁ HOUŽEVNATOST

Pomocí vrubové houževnatosti, která byla provedena dle normy ČSN EN ISO 179-1, byl zjištěn vliv β -nukleačního činidla a rozvětveného polypropylenu ve směsi s lineárním polypropylenem. Lze pozorovat, že β -nukleační činidlo má obrovský vliv na vrubovou houževnatost čistého lineárního polypropylenu, neboť dojde ke zvýšení vrubové houževnatosti o 100 %. Na druhou stranu, přídavek už pouhého 1 hm. % LCB-PP ve směsi s L-PP značně potlačí účinnost nukleačního činidla a dojde pouze k minimálnímu nárůstu houževnatosti ve srovnání s nenukleovaným vzorkem (Obrázek 37). Hodnoty vrubové houževnatosti jsou uvedeny v Tabulce 4.

Tabulka 4 Hodnoty vrubové houževnatosti jednotlivých směsí [kJ/m²]

Směs	\bar{x} [kJ/m ²]	s [kJ/m ²]	σ [kJ/m ²]	Směs	\bar{x} [kJ/m ²]	s [kJ/m ²]	σ [kJ/m ²]
L-PP	3,85	0,24	0,12	L-PP-N	8,83	0,81	0,47
SM1	3,83	0,19	0,09	SM1-N	4,42	0,45	0,23
SM2	4,10	0,29	0,15	SM2-N	4,38	0,29	0,21
SM5	4,03	0,48	0,24	SM5-N	4,09	0,29	0,15
SM10	4,06	0,11	0,05	SM10-N	4,21	0,18	0,09
SM20	4,11	0,35	0,17	SM20-N	4,21	0,28	0,14
SM50	3,75	0,11	0,05	SM50-N	3,92	0,04	0,02
LCB-PP	3,68	0,17	0,08	LCB-PP-N	3,78	0,18	0,09



Obrázek 37 Závislost vrubové houževnatosti na složení směsi s 0 a 0,03 hm. % NU 100

13 TAHOVÁ ZKOUŠKA

Pomocí tahové zkoušky byly zjištěny mechanické vlastnosti jednotlivých směsí. Modul pružnosti v tahu (E_t) jednotlivých směsí byl vypočten podle rovnice (9), hodnoty jsou uvedeny v Tabulce 5, maximální hodnoty pevnosti v tahu (R_m) a tažnosti (ε) jsou uvedeny v Tabulce 6 a 7.

Tabulka 5 Hodnoty tahových zkoušek jednotlivých směsí – modul pružnosti v tahu [MPa]

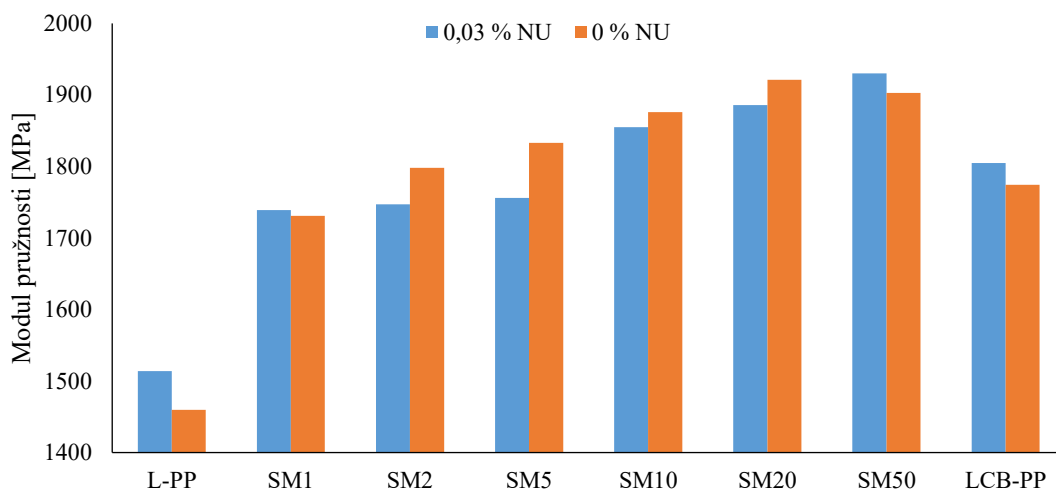
Směs	\bar{x} [MPa]	s [MPa]	σ [MPa]	Směs	\bar{x} [MPa]	s [MPa]	σ [MPa]
L-PP	1459,5	30,9	13,8	L-PP-N	1514,0	21,6	9,7
SM1	1731,0	24,6	11,0	SM1-N	1739,0	27,2	12,2
SM2	1798,0	122,0	54,6	SM2-N	1747,0	19,2	8,3
SM5	1833,0	154,2	68,9	SM5-N	1756,0	23,0	10,3
SM10	1876,0	23,8	10,7	SM10-N	1855,0	24,7	11,1
SM20	1921,0	77,6	34,7	SM20-N	1886,0	10,8	4,85
SM50	1903,0	56,9	25,4	SM50-N	1930,0	22,0	22,0
LCB-PP	1774,5	89,3	40,0	LCB-PP-N	1805,0	51,6	51,6

Tabulka 6 Hodnoty tahových zkoušek jednotlivých směsí – pevnost v tahu [MPa]

Směs	\bar{x} [MPa]	s [MPa]	σ [MPa]	Směs	\bar{x} [MPa]	s [MPa]	σ [MPa]
L-PP	35,25	0,68	0,30	L-PP-N	36,22	5,28	2,36
SM1	37,57	0,29	0,13	SM1-N	36,85	0,63	0,28
SM2	37,76	0,61	0,27	SM2-N	36,67	0,09	0,04
SM5	37,86	0,53	0,24	SM5-N	37,55	0,49	0,22
SM10	38,23	0,44	0,20	SM10-N	38,32	0,23	0,10
SM20	38,63	0,21	0,09	SM20-N	39,13	0,47	0,21
SM50	39,40	0,52	0,23	SM50-N	40,37	0,23	0,10
LCB-PP	38,41	1,17	0,52	LCB-PP-N	39,81	0,47	0,21

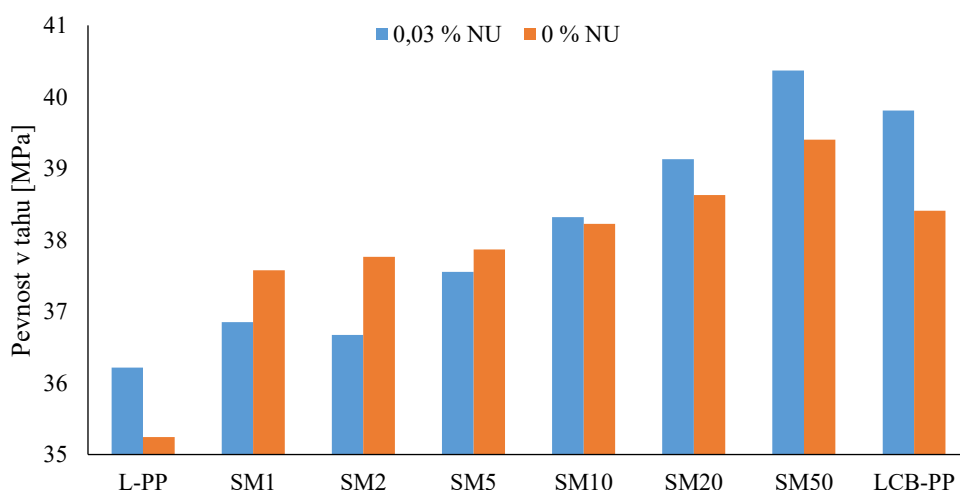
Tabulka 7 Hodnoty tahových zkoušek jednotlivých směsí – tažnost [%]

Směs	\bar{x} [%]	s [%]	σ [%]	Směs	\bar{x} [%]	s [%]	σ [%]
L-PP	148,1	44,3	19,8	L-PP-N	662,5	50,3	22,5
SM1	185,8	38,7	17,3	SM1-N	114,7	16,4	7,32
SM2	152,5	21,9	9,8	SM2-N	104,7	45,9	20,5
SM5	109,9	26,8	12,0	SM5-N	133,9	15,9	7,13
SM10	72,2	29,6	13,2	SM10-N	124,3	21,3	9,5
SM20	79,8	29,6	13,2	SM20-N	62,4	21,2	9,5
SM50	32,4	9,8	4,4	SM50-N	20,9	4,6	2,1
LCB-PP	17,5	1,5	0,7	LCB-PP-N	15,4	0,8	0,4



Obrázek 38 Závislost modulu pružnosti v tahu na složení směsi

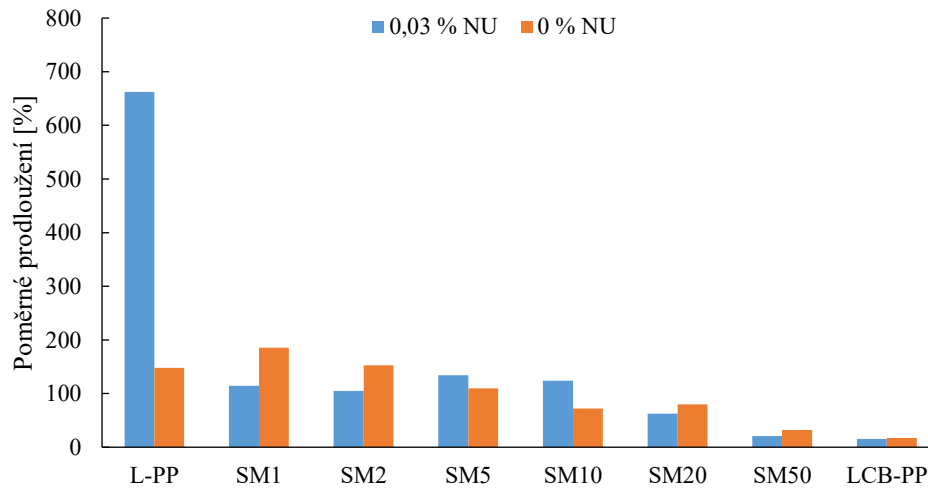
Obrázek 38 ukazuje srovnání modulu pružnosti v tahu jednotlivých směsí obsahující 0 a 0,03 hm. % NU 100. Výsledky ukazují, že se zvyšujícím se obsahem LCB-PP a současně i přítomností 0,03 hm. % NU 100 dochází ke zvyšování pevnosti v tahu, ale při překročení hranice 50 hm. % LCB-PP dojde k prudkému snížení pevnosti v tahu. Nejvyšší modul pružnosti v tahu u směsi s 0 a 0,03 hm. % NU 100 vykazují směsi SM20 a SM50-N.



Obrázek 39 Závislost pevnosti v tahu na složení směsi

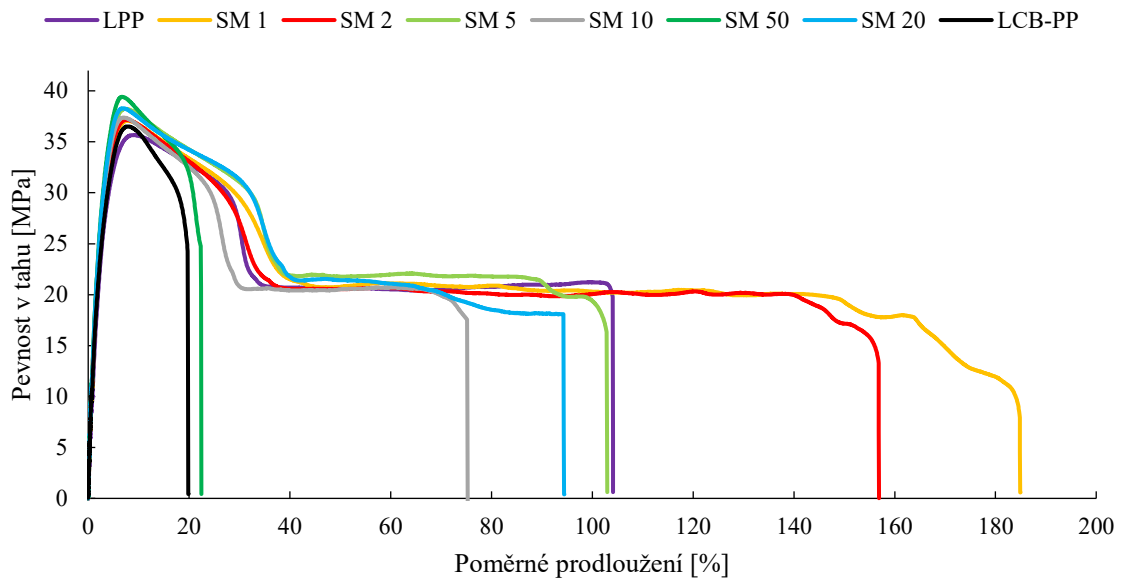
V závislosti pevnosti v tahu na složení směsi (Obrázek 39) u směsí s 0 a 0,03 hm. % NU 100 dochází k nárůstu pevnosti v tahu současně s růstem množství LCB-PP jednotlivých směsí.

Samotné β -nukleační činidlo má výrazný vliv na nárůst hodnoty pevnosti v tahu čistého lineárního polypropylenu a rozvětveného polypropylenu.

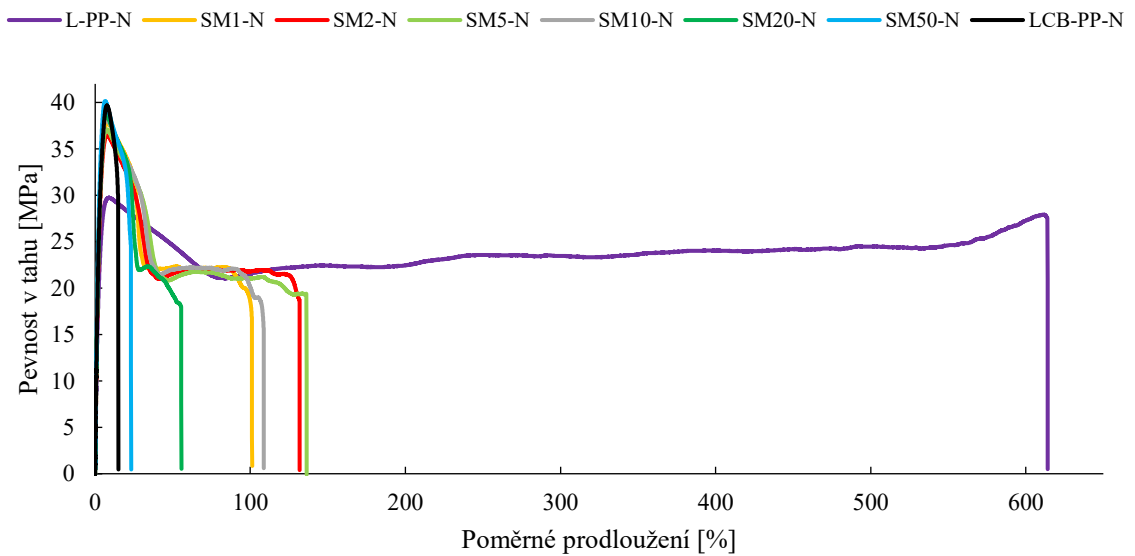


Obrázek 40 Závislost poměrné prodloužení při přetržení na složení směsi

Největší hodnotu poměrného prodloužení (Obrázek 40) vykazuje lineární polypropylen, který byl obohacen o 0,03 hm. % β -nukleačního činidla (L-PP-N), díky přítomnosti NU 100 došlo až k šestinásobnému zvětšení. Poté dochází s rostoucím obsahem LCB-PP ve směsích k poklesu poměrného prodloužení při přetržení, přítomnost nukleačního činidla má na poměrné prodloužení vliv minimální.



Obrázek 41 Průběh tahových zkoušek jednotlivých směsí s 0,00 hm.% NU 100

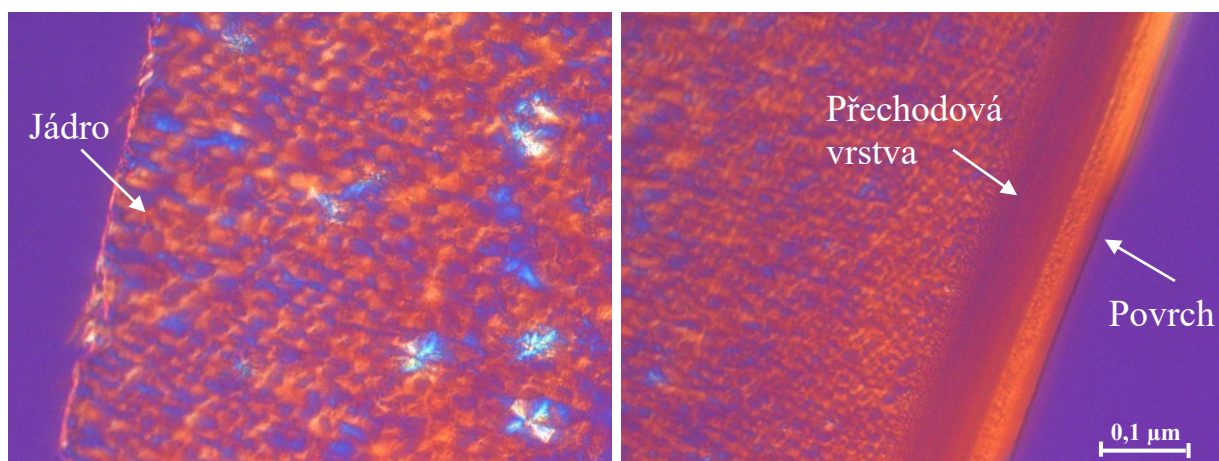


Obrázek 42 Průběh tahových zkoušek jednotlivých směsí s 0,03 hm. % NU 100

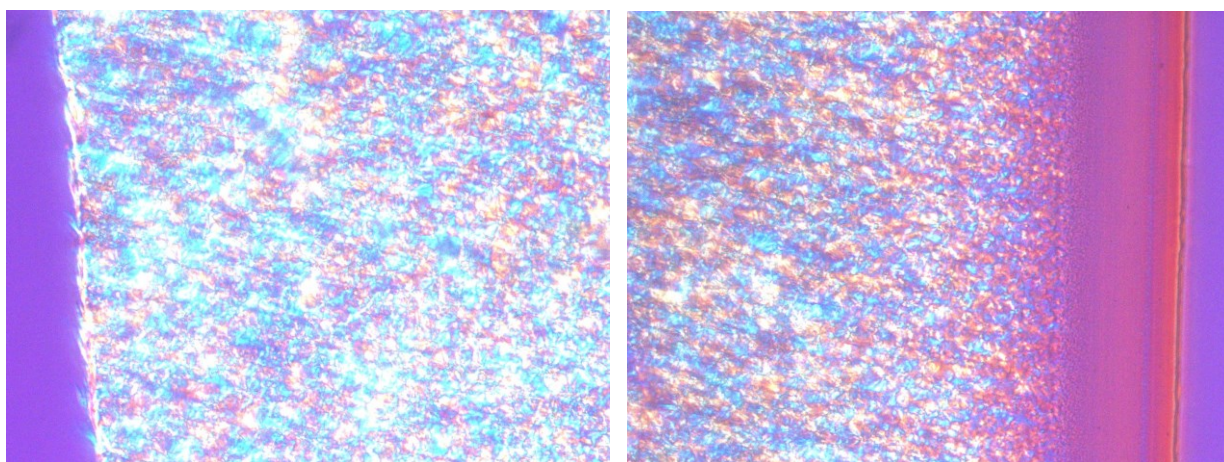
Na Obrázku 41 a 42 lze pozorovat srovnání reprezentativních tahových křivek jednotlivých směsí s 0 a 0,03 hm. % NU 100.

14 POLARIZAČNÍ MIKROSKOP

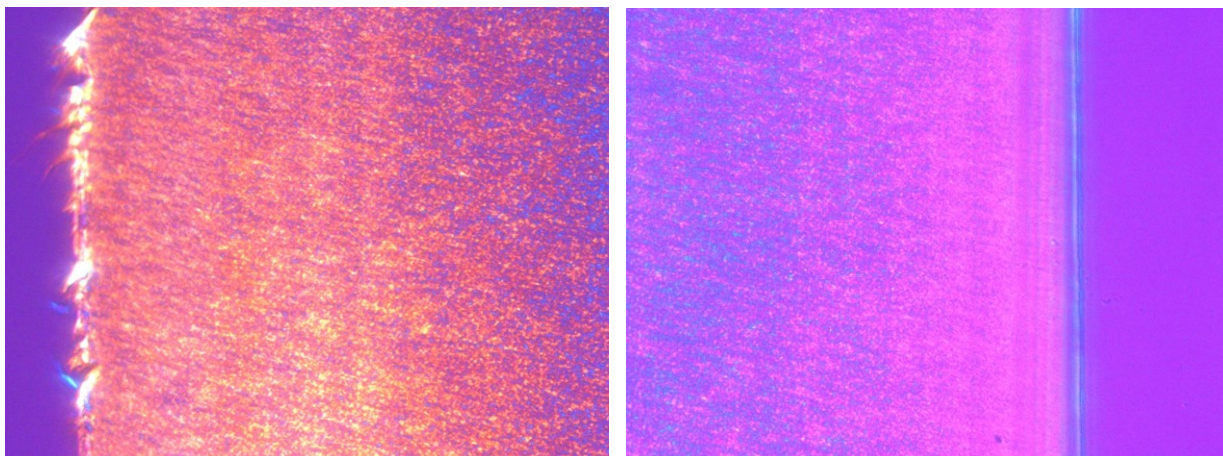
Pro popis a zachycení morfologie skin-core efektu neboli struktury povrch-jádro jednotlivých směsí, které byly vyrobeny metodou vstřikováním, byl použit polarizační optický mikroskop při zvětšení 100krát. Struktura povrch-jádro jednotlivých směsí obsahující 0 a 0,03 hm. % NU 100 jsou znázorněny a srovnány na Obrázku 43-58, vlevo jsou umístěny snímky jádra a vpravo snímky povrchu. Na Obrázku 43 lze pozorovat čistý L-PP, v jeho jádře je patrná sférolitická struktura, vpravo lze pozorovat přechod ze sférolitické struktury, přes přechodovou vrstvu – tmavý pás až na povrchovou vrstvu s velmi jemnou krystalickou strukturou. S přidavkem 0,03 hm. % NU 100 (Obrázek 44) dochází v jádře ke vzniku drobnozrnné struktury, která dle výsledků z WAXS odpovídá β -krytalům. Směrem k povrchu dochází ke zmenšení sférolitů, dále mírně ke zvětšení přechodové vrstvy a současně ke ztenčení povrchové vrstvy, kde není možné rozlišit typickou strukturu.



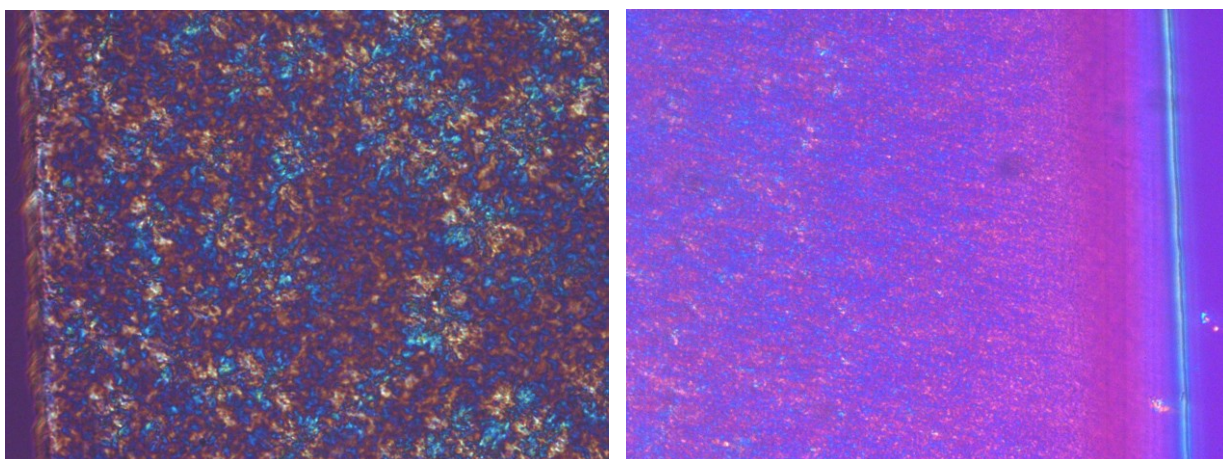
Obrázek 43 Srovnání morfologie jádra a povrchu L-PP



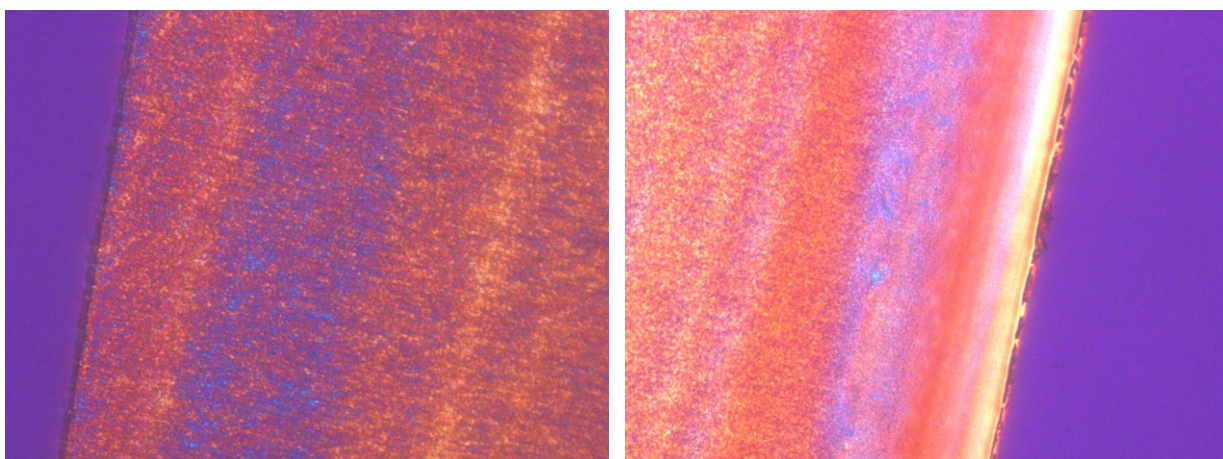
Obrázek 44 Srovnání morfologie jádra a povrchu L-PP-N



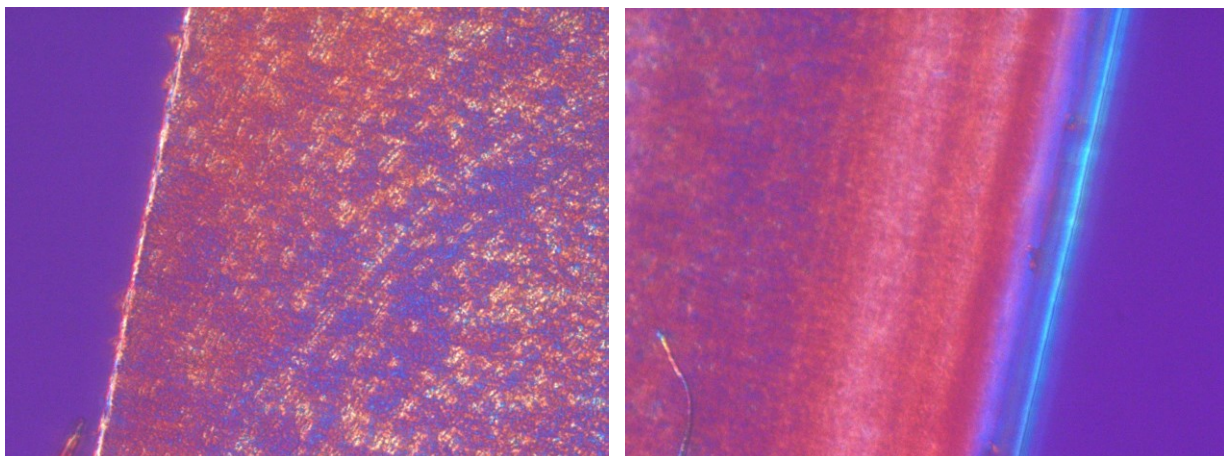
Obrázek 45 Srovnání morfologie jádra a povrchu SM1



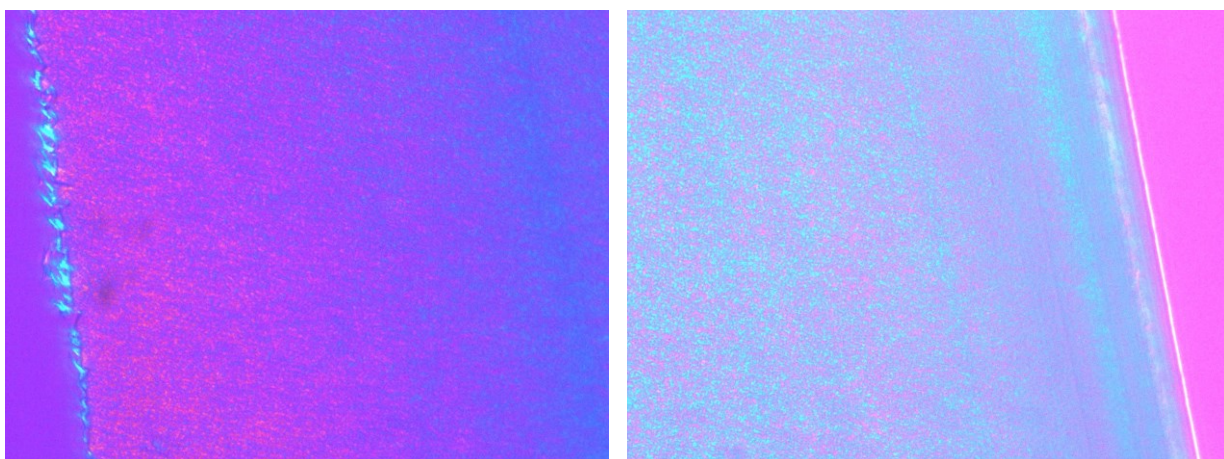
Obrázek 46 Srovnání morfologie jádra a povrchu SM1-N



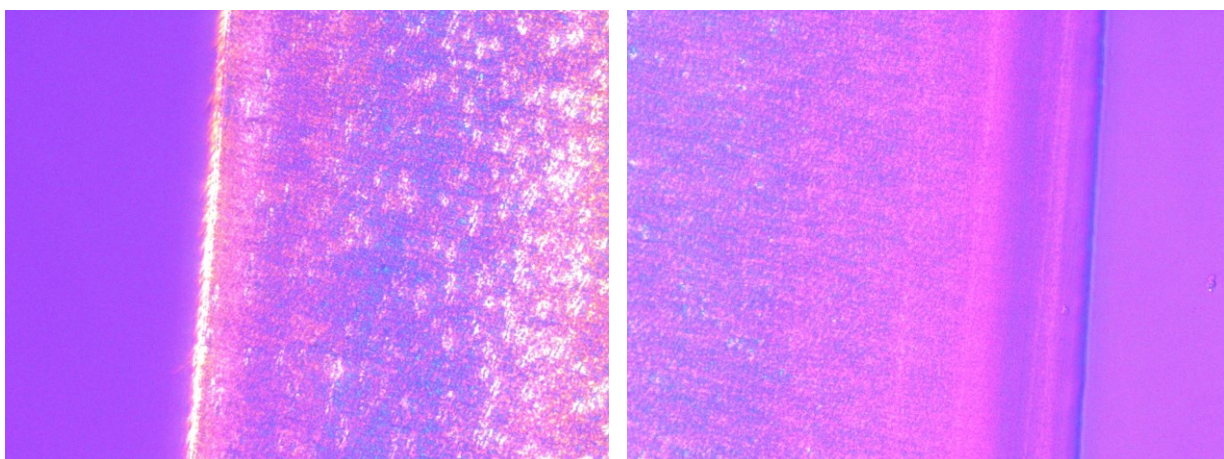
Obrázek 47 Srovnání morfologie jádra a povrchu SM2



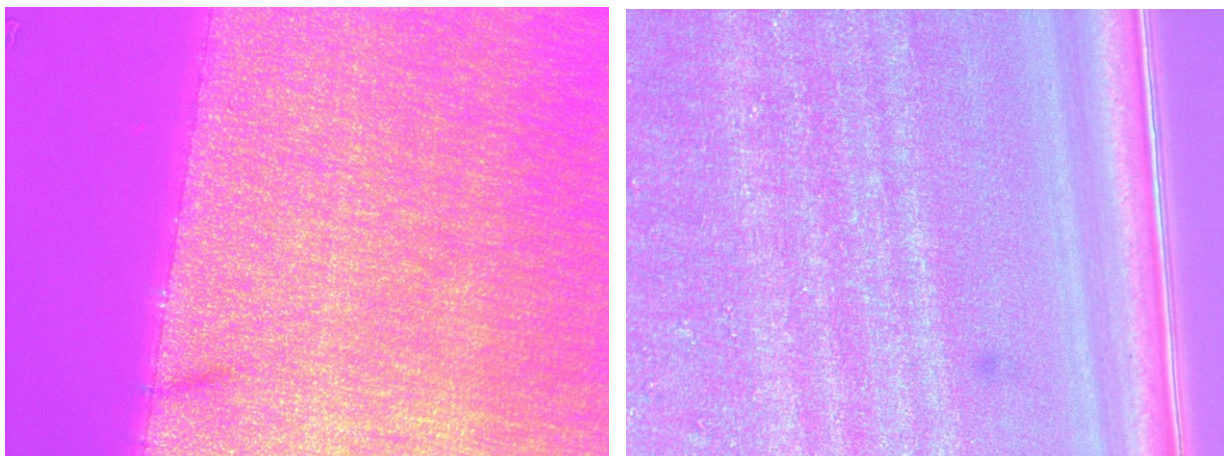
Obrázek 48 Srovnání morfologie jádra a povrchu SM2-N



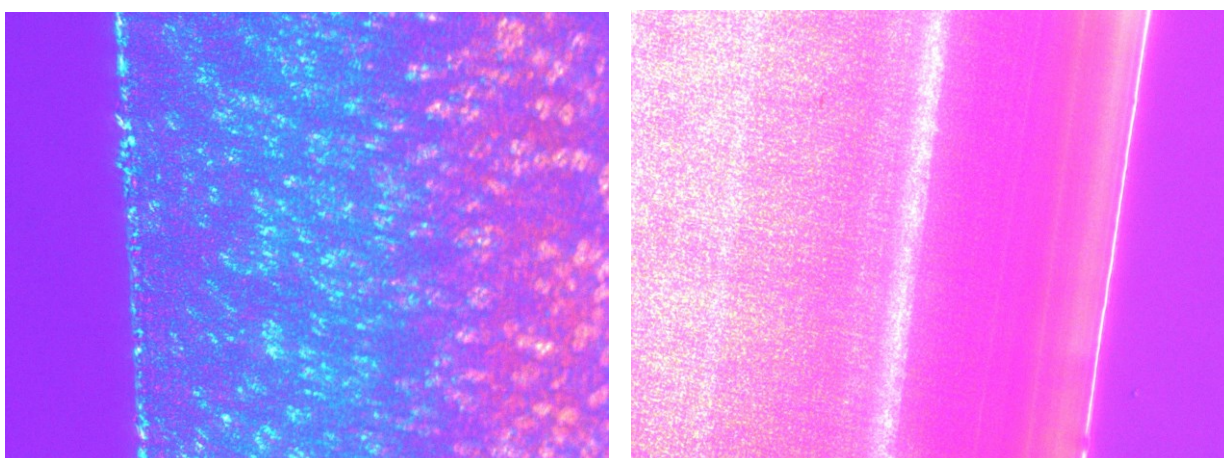
Obrázek 49 Srovnání morfologie jádra a povrchu SM5



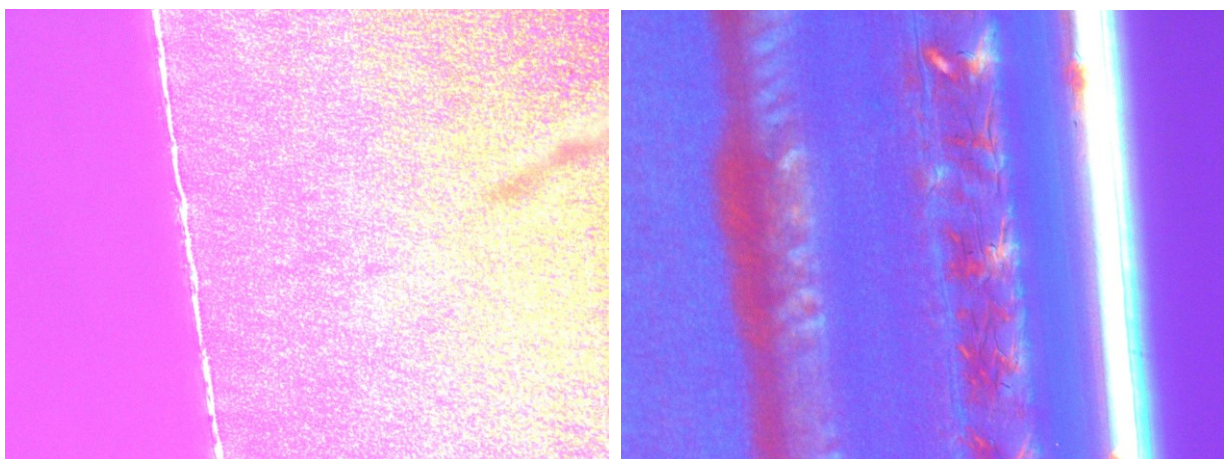
Obrázek 50 Srovnání morfologie jádra a povrchu SM5-N



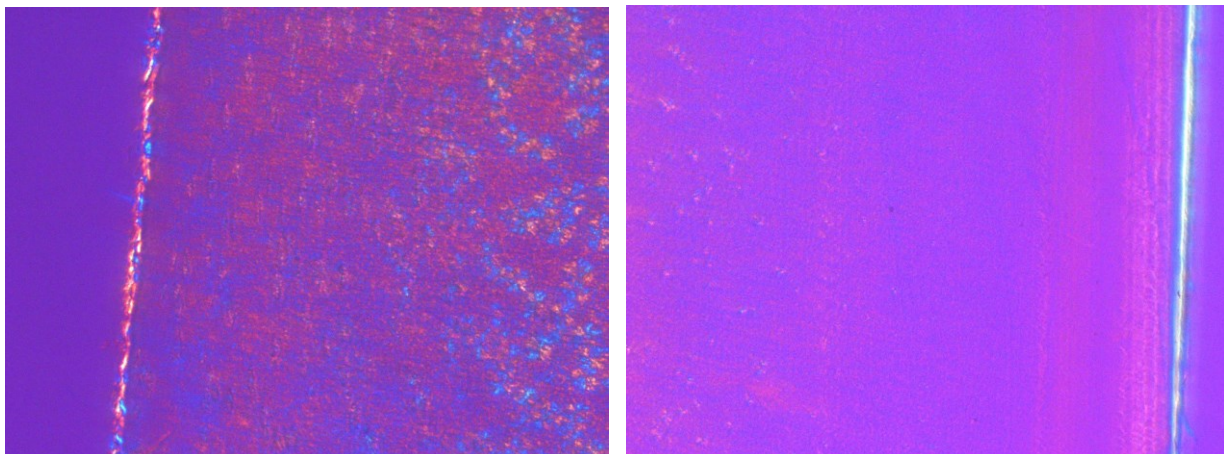
Obrázek 51 Srovnání morfologie jádra a povrchu SM10



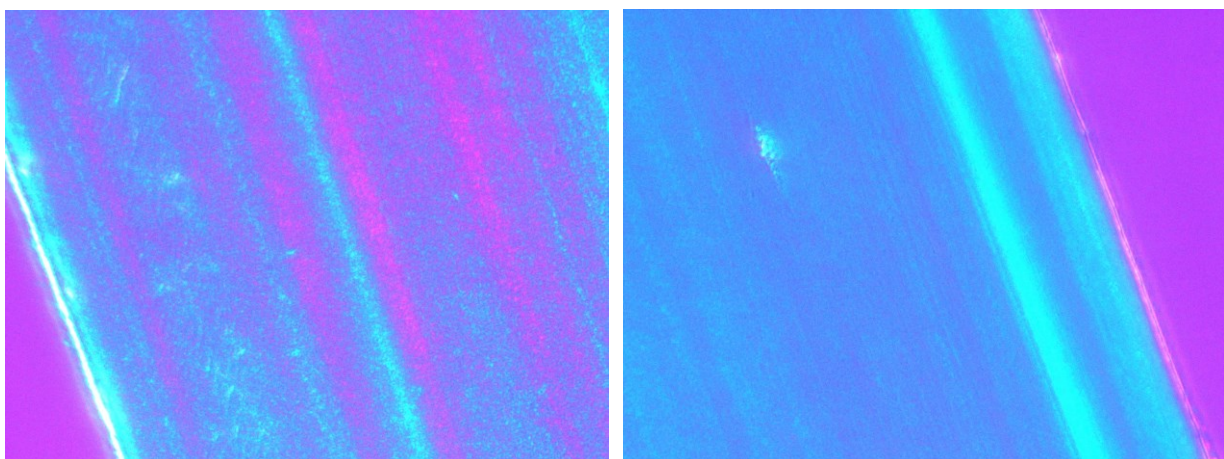
Obrázek 52 Srovnání morfologie jádra a povrchu SM10-N



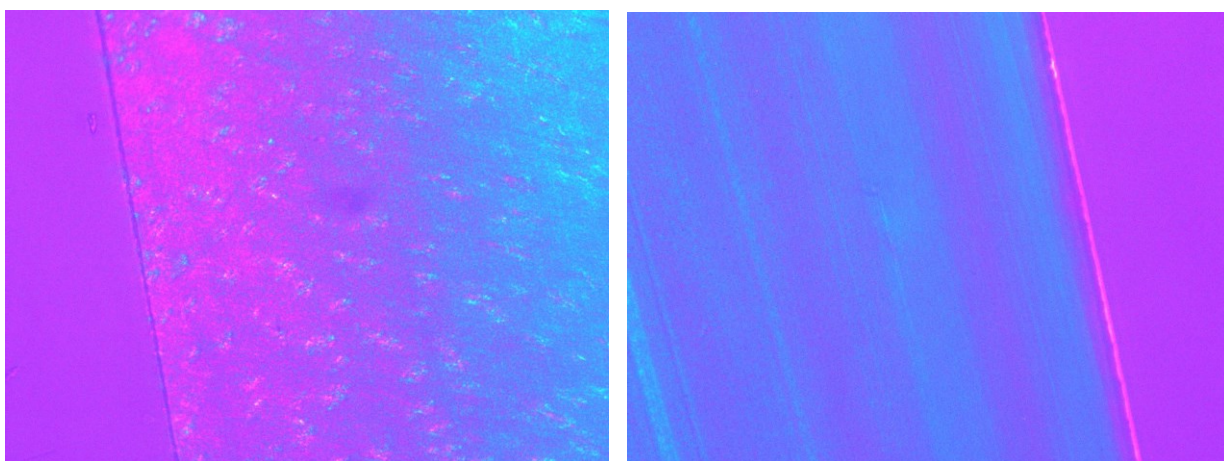
Obrázek 53 Srovnání morfologie jádra a povrchu SM20



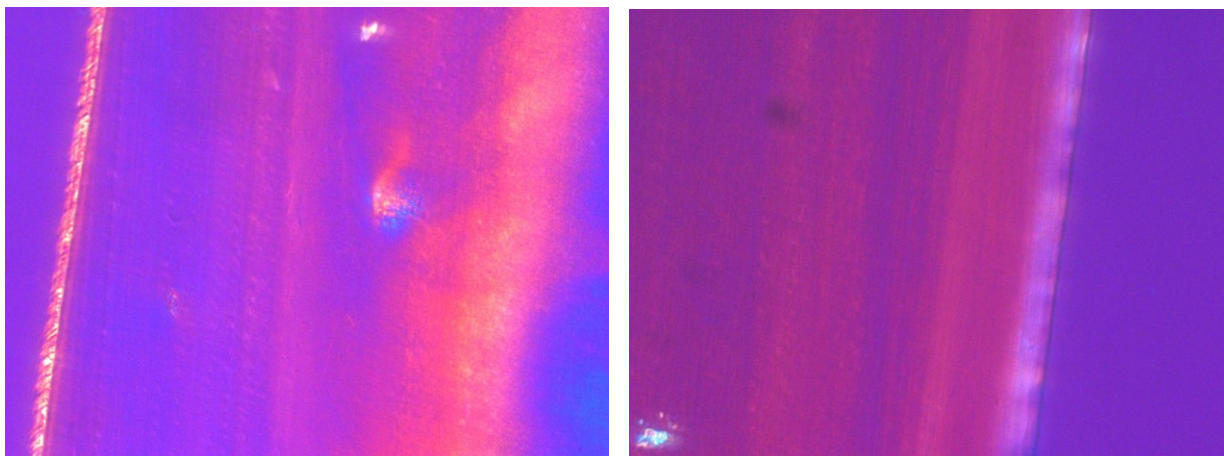
Obrázek 54 Srovnání morfologie jádra a povrchu SM20-N



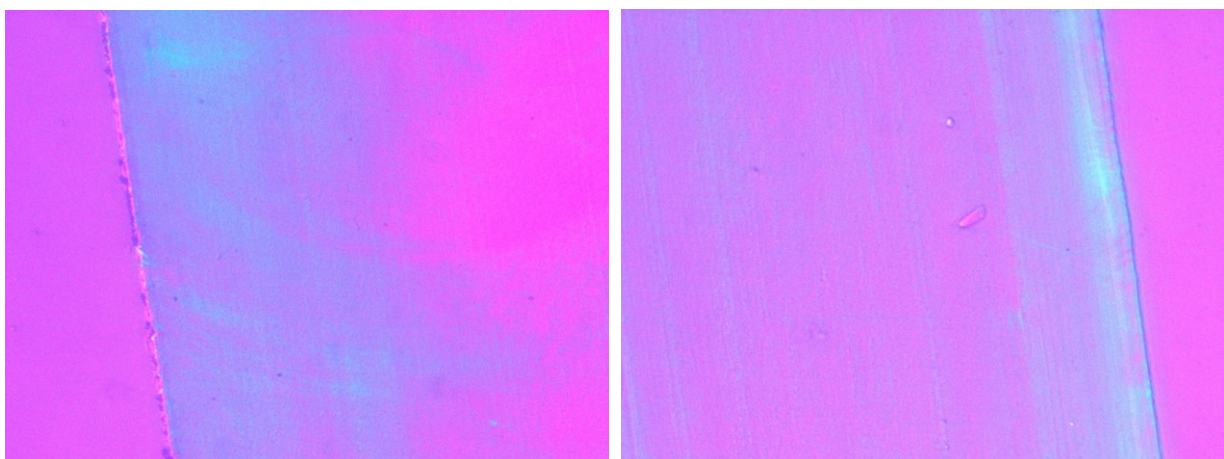
Obrázek 55 Srovnání morfologie jádra a povrchu SM50



Obrázek 56 Srovnání morfologie jádra a povrchu SM50-N



Obrázek 57 Srovnání morfologie jádra a povrchu LCB-PP



Obrázek 58 Srovnání morfologie jádra a povrchu LCB-PP-N

U směsí s nízkým obsahem LCB-PP (do 10 hm. % LCB-PP) bez nukleačního činidla (Obrázek 45, Obrázek 47, Obrázek 49) dochází v jádře ke vzniku drobnozrnné sférolitické struktury (pravděpodobně α -sférolit), s překročením 10 hm. % LCB-PP nelze rozlišit typickou morfologii (Obrázek 53-58), pravděpodobně použitím jiné zobrazovací metody například SEM by bylo možné zobrazit detailnější strukturu. Na povrchu vzniká velice tenká vrstva s jemnou strukturou, kde nelze rozlišit jednotlivé krystaly, ale na druhou stranu s rostoucím množstvím přídavku LCB-PP dochází k rozšiřování přechodové vrstvy v jednotlivých směsích.

Výsledky mohou být podloženy studií Suna a kol., kteří předpokládají, že rozvětvený polypropylen vlivem dlouhých větví a vzniku zapletenin omezuje pohyb molekulárních řetězců. To znamená, že tyto řetězce stěží proudí ve smykovém poli, což způsobuje rozdíl v rychlosti proudění mezi taveninou LCB-PP a PP, a nakonec vede ke zvýšení smykového defektu, který zlepšuje orientaci molekul. Autoři předpokládají, že s největší pravděpodobností dochází vlivem rostoucího obsahu LCB-PP ke zmenšení tloušťky jádra, a tím současně dochází ke zjemnění zrn, což může mít za následek potlačení struktury skin-core, umožněno vlivem silného heterogenního nukleačního účinku LCB-PP na matrici PP [34].

ZÁVĚR

Tato diplomová práce se zabývá vlivem větvení polypropylenu a specifické nukleace na polymorfni složení, morfologii a mechanické vlastnosti vstřikovaných produktů ze směsi lineárního a větveného polypropylenu.

V praktické části se pomocí metody vstřikování připravily dva druhy zkušebních tělísek, prvním typem byly lopatky a druhým typem trámečky. Z lopatek byly připraveny vzorky pro tahovou zkoušku, z trámeček byly připraveny vzorky pro rázovou houževnatost, polarizační mikroskopii a WAXD,.

Modul pružnosti v tahu a pevnosti v tahu směsí roste s rostoucím obsahem polypropylenu s dlouhými větvemi i za současného přidání 0,03 hm. % NU 100. Hraniční množství LCB-PP, při kterém už nedochází ke zvyšování výše zmíněných hodnot, bylo zjištěno na 50 hm. % LCB-PP.

Nejvyšší vliv β -nukleačního činidla byl pozorován u vrubové houževnatosti a poměrného prodloužení u lineárního polypropylenu, došlo až k několikanásobnému zvýšení obou hodnot. Už pouhý přídavek 1 hm. % LCB-PP má za následek potlačení účinnosti nukleačního činidla, a proto dochází k rovnoměrnému poklesu hodnot poměrného prodloužení a současně vrubová houževnatost dosahuje minimálně k původní hodnotě L-PP.

Krystalinita jádra L-PP byla vyšší než krystalinita povrchu, ale s rostoucím obsahem LCB-PP ve směsích se postupně zvyšuje hodnota krystalinity na povrchu. Přídavek β -nukleačního činidla se projeví zvýšením krystalinity v jádře u směsi do 10 hm. % LCB-PP.

Mikroskopie potvrdila vznik skin-core struktury u vstřikovaného lineárního polypropylenu. Bylo zjištěno, že vlivem β -nukleačního činidla, dochází ke vzniku drobnozrné struktury, ale s rostoucím obsahem LCB-PP dochází ke zvětšování přechodové vrstvy a současně ztenčování jádra, a tím dochází k potlačení skin-core struktury.

Byly charakterizovány směsi lineárního polypropylenu a polypropylenu s dlouhými větvemi se dvěma koncentracemi (0 hm. % a 0,03 hm. %) nukleačního činidla NJ Star NU 100. Byl pozorován: vliv β -nukleačního činidla na vrubovou houževnatost L-PP; synergický účinek β -nukleačního činidla a LCB-PP do 50 hm. %. na modul pružnosti v tahu a pevnosti v tahu v L-PP; vyšší krystalinita povrchu oproti jádru u LCB-PP (50 hm. % a 100 hm. %) a současně dochází k potlačení skin-core struktury.

SEZNAM POUŽITÉ LITERATURY

- [1] Chvátalová, L., Výchopňová, J., Čermák, R., Raab, M.: Netradiční polyolefiny: Struktura, vlastnosti a perspektivy. *Plasty a kaučuk*, **44** (7-8): 202-208 (2007). ISSN 0322-7340
- [2] Gajzlerova L., Navratilova J, Slabenakova T.: Joint effects of long-chain branching and specific nucleation on morphology and thermal properties of polypropylene blends. *eXPRESS Polymer Letters*, **14**(10): 952-961 (2020). Dostupné z: <https://doi.org/10.3144/expresspolymlett.2020.77>
- [3] Langston, J., A., a kolektiv: Synthesis and Characterization of Long Chain Branched Isotactic Polypropylene via Metallocene Catalyst and T-Reagent, *Macromolecules*, **40** (8): 2712-2720 (2007). DOI: 10.1021/ma062111+
- [4] Weng W., a kolektiv: Long Chain Branched Isotactic Polypropylene. *Macromolecules*, **35** (10): 3838-3843 (2002). Dostupné z: 10.1021/ma020050j
- [5] Kitade, S., a kolektiv: Oriented crystallization of long chain branched polypropylene induced by step-shear deformation in pre-crystallization régime. *Polymer*, **116**: 395-402(2017). ISSN 0032-3861, Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0032386117301180>
- [6] Nwabunma, D., Kyu, T.: Polyolefin Blends. Wiley: New Jersey, 2008, ISBN 978-0-471-79058-7.
- [7] Fortelný, I.: Řízení fázové struktury polymerních směsí: možnosti a problémy. *Chemické listy*. **107**(10): 791-797 (2013). ISSN 1213-7103 (online)
- [8] Zeman L.: Vstřikování plastů, 1. vydání. Praha: Grada Publishing, 2018, 464 s. ISBN 978-80-247-2918-3
- [9] Guo X., Isayev A., I.: Crystallinity and Microstructure in Injection Moldings of Isotactic Polypropylenes. Part II: Simulation and Experiment. *Polymer engineering and science*, **39** (11): 2132-2149 (1999). Dostupné z: <https://doi.org/10.1002/pen.11603>
- [10] Čermák, R., Obadal, M., Ponížil, P., Polášková, M., Stoklasa, K., Lengálová, A.: Injection-moulded α - and β -polypropylenes: I. Structure vs. processing parameters. *European Polymer Journal*, **41** (8): 1838-1845 (2005). ISSN 0014-3057, Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.eurpolymj.2005.02.020>.

- [11] Obadal, M., Čermák R., Raab, M., Verney, V., Commereuc, S., Fraïsse, F.: Study on photodegradation of injection-moulded β -polypropylenes. *Polymer Degradation and Stability*, **91** (3): 459-463 (2006). ISSN 0141-3910, Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0141391005003198>
- [12] Li, Shuzhao, a kolektiv: A novel strategy for the preparation of long chain branching polypropylene and the investigation on foamability and rheology. *European Polymer Journal*, **48** (2): 362-371 (2012). ISSN 0014-3057, Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0014305711004320>
- [13] Ariff, Z., a kolektiv: Rheological Behaviour of Polypropylene Through Extrusion and Capillary Rheometry. *Polypropylene*, 29-49 (2012). ISBN 978-953-51-0636-4
- [14] Čermák, R., Obadal, M., Ponížil, P., Polášková, M., Stoklasa, K., Hečková, J.: Injection-moulded α - and β -polypropylenes: II. Tensile properties vs. processing parameters. *European Polymer Journal*, **42** (9), 2185-2191 (2006). ISSN 0014-3057, Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0014305706000991>
- [15] Zhu, K., Ding, Q., Hua, Ch., Fu, H., Yao, J.: Effect of β -nucleating agent on crystallization of post-consumer polypropylene. *Thermochimica Acta*, **675**: 63-68 (2019). Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.tca.2019.03.017>
- [16] Výchopňová, J., Čermák, R., Obadal, M. Morphology Variations of Polypropylene. *Modern Research and Educational Topics in Microscopy*, 704-712 (2007), ISBN: 978-84-611-9420-9
- [17] Výchopňová, J., Čermák, R., Obadal, M., Raab, M., Vincent Verney, V., Commereuc, S.: The role of specific nucleation in polypropylene photodegradation. *Polymer Degradation and Stability*, **92** (10): 1763-1768 (2007). ISSN 0141-3910, Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0141391007002261>
- [18] Chvátalová, L., Navrátilová, J., Čermák, R., Raab, M., Obadal, M.: Vliv molekulové struktury a zpracovatelské historie na specifickou nukleaci izotaktického polypropylenu. *Plasty a kaučuk*. **47** (7-8), 203-207 (2010). ISSN 0322-7340
- [19] Cao, J., Zheng, Y., Lin, T.: Synergistic toughening effect of β -nucleating agent and long chain branching on polypropylene random copolymer. *Polymer Testing*, **55**: 318-327 (2016). ISSN 0142-9418, Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0142941816307413>

[20] Chvatalová L., Navratilová J., Čermák R., Raab M., Obadal M.: Joint effects of molecular structure and processing history on specific nucleation of isotactic polypropylene. *Macromolecules*, **42**(19): 7413-7417 (2009).

Dostupné z: <https://doi.org/10.1021/ma9005878>

[21] Sheng Q. a kolektiv: A new insight into the effect of β modification on the mechanical properties of iPP: The role of crystalline morphology. *Materials and Design*, **95**: 247-255(2016). Dostupné z: <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2016.01.114>

[22] Wang, Y., a kolektiv: An unusual promotion of γ -crystals in metallocene-made isotactic polypropylene from orientational relaxation and favorable temperature window induced by shear, *Polymer*, **134**: 196-203(2018), ISSN 0032-3861, Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.polymer.2017.11.040>.

[23] Von Baeckmann, C., a kolektiv: The influence of crystallization conditions on the macromolecular structure and strength of γ -polypropylene. *Thermochimica Acta*, **677**: 131-138(2019). ISSN 0040-6031, Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.tca.2019.03.007>.

[24] Angeloz, C., a kolektiv: Crystallization of Isotactic Polypropylene under High Pressure (γ Phase), *Macromolecules*, **33** (11): 4138-4145(2000). DOI: 10.1021/ma991813e

[25] Thomann, R., a kolektiv: On the γ -Phase of Isotactic Polypropylene, *Macromolecules*, **29** (26): 8425-8434(1996). DOI: 10.1021/ma951885f

[26] Pawan, K., a kolektiv: Shear-Induced Crystallization in Novel Long Chain Branched Polypropylenes by in Situ Rheo-SAXS and -WAXD, *Macromolecules*, **36** (14): 5226-5235 (2003), DOI: 10.1021/ma034154l

[27] Maroufkhani, M., Golshan, E., N.: Melt rheology of linear and long-chain branched polypropylene blends. *Iranian Polymer Journal*, **24** (9): 715–724 (2015). Dostupné z: <https://doi.org/10.1007/s13726-015-0357-9>

[28] Pantanin R., Coccorullo I., Speranza V., Titomanlio G.: Modeling of morphology evolution in the injection molding process of thermoplastic polymers. *Progress in polymer science*, **30** (12): 1185-1222(2005). doi: 10.1016/j.progpolymsci.2005.09.001

[29] Fujiyama M., Wakino T.: Structure of Skin Layer in Injection-molded Polypropylene. *Journal of Applied Polymer Science*, **35** (1): 29-49(1988). Dostupné z: <https://doi.org/10.1002/app.1988.070350104>

- [30] Kantz M., R., Newman H., D.: The Skin-core Morphology and Structure-Property Relationships in Injection-Molded Polypropylene, *Journal of Applied Polymer Science*, **16** (5): 1249-1260(1972). Dostupné z: <https://doi.org/10.1002/app.1972.070160516>
- [31] Varga, J., Karger-Kocsis, J.: Rules of supermolecular structure formation in sheared isotactic polypropylene melts. *Journal of Polymer Science Part B: Polymer Physics*, **34** (4): 657-670 (1996). Dostupné z: [https://doi.org/10.1002/\(SICI\)1099-0488\(199603\)34:4<657::AID-POLB6>3.0.CO;2-N](https://doi.org/10.1002/(SICI)1099-0488(199603)34:4<657::AID-POLB6>3.0.CO;2-N)
- [32] Li, J. X., Cheung, W.L.: Effect of mould temperature on the formation of α/β polypropylene blends in injection moulding. *Journal of Materials Processing Technology*, **63** (1-3): 472-475 (1997). ISSN 0924-0136, Dostupné z: [https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(96\)02667-2](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(96)02667-2).
- [33] Chang, B., a kolektiv: Pre-shear induced anomalous distribution of β -form in injection molded iPP, *Polymer Testing*, **32**(3): 545-552 (2013). ISSN 0142-9418, Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.polymertesting.2013.01.012>.
- [34] Sun, H., Zhao, Z., Yang, Q., a kolektiv: The morphological evolution and β -crystal distribution of isotactic polypropylene with the assistance of a long chain branched structure at micro-injection molding condition. *Journal of Polymer Research*, **24**(5): 1-13 (2017). <https://doi.org/10.1007/s10965-017-1234-3>
- [35] LEDNICKÝ, F. Mikroskopie a morfologie polymerů. Vyd. 1. Liberec: Technická univerzita, 2009. ISBN 978-80-7372-486-3
- [36] Zheng G., Q. a kolektiv: Gas-Assisted Injection Molded Polypropylene: The Skin-Core Structure, *Polymer engineering and science*, **48** (5): 976-986 (2008). DOI:10.1002/pen.21005
- [37] Ruan, C.: "Skin-Core-Skin" Structure of Polymer Crystallization Investigated by Multiscale Simulation. *Materials*, **11**(4): 610 (2018). Dostupné z: <https://doi.org/10.3390/ma11040610>
- [38] Dargazany, R., a kolektiv: Constitutive modeling of strain-induced crystallization in filled rubbers. *Physical Review E*, **89** (2): 022604 (2014). Dostupné z: <http://dx.doi.org/10.1103/PhysRevE.89.022604>
- [39] Lenfeld, P.: Technologie II: Zpracování plastů. Skripta [online]. Oddělení tváření kovů a plastů, Katedra strojírenské technologie, Fakulta strojní, TU Liberec. 2001.

Dostupný z:

http://www.ksp.tul.cz/cz/kpt/obsah/vyuka/skripta_tkp/sekce_plasty/01.htm#014

[40] Tabatabaei S., H., Carreau P., J.: Rheological and thermal properties of blends of a long-chain branched polypropylene and different linear polypropylenes. *Chemical Engineering Science*, **64**(22): 4719–4731 (2009). Dostupné z:

<https://doi.org/10.1016/j.ces.2009.04.009>

[41] Tian, J., Yu, W., Zhou, C.: Crystallization behaviors of linear and long chain branched polypropylene. *Journal of applied polymer science*, **104** (6): 3592-3600 (2007). Dostupné z: <https://doi.org/10.1002/app.26024>

[42] Cerrada, M., L., a kolektiv: Wide-Angle X-ray Diffraction Study of the Phase Behavior of Vinyl Alcohol–Ethylene Copolymers. *Macromolecules* **31** (8): 2559-2564 (1998). DOI: 10.1021/ma9705127

[43] Wypych G.: Handbook of Nucleating Agents. Toronto: ChemTec Publishing, 2016, s. 217-223. Kap. 13. Important Analytical Methods Used in the Studies of Nucleating Agents. ISBN 978-1-895198-93-5. Dostupné z:

<https://app.knovel.com/hotlink/pdf/id:kt010VJZ2B/handbook-nucleating-agents/polypropylene>

[44] L'Hocine Y., Famili A., Shandas R.: Shape Memory Polymers for Biomedical Applications. Oxford: Elsevier, 2015, s. 35-63. Kap. 3. Characterization of Shape-Memory Polymers for Biomedical Applications. ISBN 978-0-85709-698-2. Dostupné z:

<https://app.knovel.com/hotlink/pdf/id:kt00UR3NI1/shape-memory-polymers/structural-chemical-characterization>

[45] Machado, G., a kolektiv: Crystalline properties and morphological changes in plastically deformed isotactic polypropylene evaluated by X-ray diffraction and transmission electron microscopy. *European Polymer Journal*, **41** (1): 129-138 (2005). ISSN 0014-3057, Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.eurpolymj.2004.08.011>.]

[46] Abrahamsson, S., a kolektiv: MultiFocus Polarization Microscope (MF-PolScope) for 3D polarization imaging of up to 25 focal planes simultaneously. *Optics express*, **23**(6), 7734-7754 (2015). Dostupné z: <https://doi.org/10.1364/OE.23.007734>

[47] Hošek, J.: Přehled klasických a moderních mikroskopických metod. *ČVUT Praha*, 2008.

[48] Šulc, J.: Technologická a strojnická měření pro SPŠ strojnické. 2. vydání. Praha: SNTL, 1982. 420 s.

[49] Martinák, M.: Kontrola a měření pro 3. ročník SPŠ strojnických. 1. vydání. Praha: SNTL, 1989. 216 s. ISBN 80-03-00103-X. Dostupné z: http://www.strojirenstvi.wz.cz/stt/rocnik1/06a_pruznost_pevnost.php

[50] EN ISO 527-1. Plastics—Determination of tensile properties—Part 1: General principles. *International Organization of Standardization: Geneva, Switzerland*, 2012.

[51] Jančář, J., Nezbedová, E.: Zkoušení plastů. Brno: VUT FCH, 2007, 47 s.

SEZNAM POUŽITÝCH SYMBOLŮ A ZKRATEK

PP	polypropylen
L-PP	lineární polypropylen
LCB-PP	polypropylen s dlouhými větvemi
i-PP	izotaktický polypropylen
WAXD	Širokoúhlá rentgenová difrakce
X [%]	krystalinita
I_K	plocha pásů pro krystalickou fázi
I_A	plocha pásů pro amorfni fázi
H	intenzita
K_α	relativní podíl α -fáze
K_β, B	relativní podíl β -fáze
K_γ, G	relativní podíl γ -fáze
hm. %	hmotnostní procento
SEM	skenovací elektronová mikroskopie
E_t [MPa]	modul pružnosti v tahu
\bar{x}	aritmetický průměr
s^2	rozptyl
s	směrodatná odchylka
σ	Střední kvadratická chyba aritmetického průměru
ε [%]	relativní prodloužení
R_m [MPa]	pevnost v tahu

SEZNAM OBRÁZKŮ

Obrázek 1	Struktura lineárního polypropylenu [13].....	11
Obrázek 2	Morfologická struktura čistého α -polypropylenu ze skenovací elektronové mikroskopie (SEM) s různým zvětšením [16].....	12
Obrázek 3	Morfologická struktura β -nukleovaného polypropylenu ze SEM s různým zvětšením [16].....	13
Obrázek 4	Syntéza LCB-PP za použití metallocenového katalyzátoru [3]	14
Obrázek 5	Morfologická struktura vstřikování, A – povrchová vrstva, B – přechodová vrstva, C – sférolitické jádro, tzv. „skin-core“ [35].....	16
Obrázek 6	Struktura shish-kebabu [38]	17
Obrázek 7	Hierarchická struktura semikrytalických polymerů od lamely přes sférolit až k sférolitické struktuře [39].....	18
Obrázek 8	Vstřikovací cyklus [39]	21
Obrázek 9	Standardní obrazec iPP ilustrující (a) Braggovy odrazy; (b) amorfní část; (c) skutečná čára pozadí [45].....	24
Obrázek 10	Schéma uspořádání kyvadla pro rázovou zkoušku [48].....	25
Obrázek 11	Obecná tahová křivka [51]	26
Obrázek 12	Chemický vzorec NJ Star NU 100	29
Obrázek 13	Difraktogramy směsí povrchu L-PP a L-PP-N	37
Obrázek 14	Difraktogramy směsí jádra L-PP a LPP-N.....	38
Obrázek 15	Difraktogramy směsí povrchu SM1 a SM1-N	38
Obrázek 16	Difraktogramy směsí jádra SM1 a SM1-N	39
Obrázek 17	Difraktogramy směsí povrchu SM2 a SM2-N	39
Obrázek 18	Difraktogramy směsí jádra SM2 a SM2-N	40
Obrázek 19	Difraktogramy směsí povrchu SM5 a SM5-N	40
Obrázek 20	Difraktogramy směsí jádra SM5 a SM5-N	41
Obrázek 21	Difraktogramy směsí povrchu SM10 a SM10-N	41
Obrázek 22	Difraktogramy směsí jádra SM10 a SM10-N	42
Obrázek 23	Difraktogramy směsí povrchu SM20 a SM20-N	42
Obrázek 24	Difraktogramy směsí jádra SM 20 a SM20-N	43
Obrázek 25	Difraktogramy směsí povrchu SM50 a SM50-N	43
Obrázek 26	Difraktogramy směsí jádra SM50 a SM50-N	44
Obrázek 27	Difraktogramy směsí povrchu LCB-PP a LCB-PP-N.....	44
Obrázek 28	Difraktogramy směsí jádra LCB-PP a LCB-PP-N.....	45
Obrázek 29	Srovnání difraktogramů všech směsí bez NU	46
Obrázek 30	Srovnání difraktogramů všech směsí s NU	47

Obrázek 31 Závislost obsahu β -fáze na složení směsi s 0 hm.% NU 100.....	48
Obrázek 32 Závislost obsahu β -fáze na složení směsi s 0,03 hm.% NU 100.....	48
Obrázek 33 Závislost obsahu γ -fáze na složení směsi s 0 hm.% NU 100	49
Obrázek 34 Závislost obsahu γ -fáze na složení směsi s 0,03 hm.% NU 100	49
Obrázek 35 Závislost krystalinity jádra a slupky na složení směsi s 0 hm.% NU 100.....	50
Obrázek 36 Závislost krystalinity jádra a slupky na složení směsi s 0,03 hm.% NU 100...	51
Obrázek 37 Závislost vrubové houževnatosti na složení směsi s 0 a 0,03 hm. % NU 100 .	52
Obrázek 38 Závislost modulu pružnosti v tahu na složení směsi	54
Obrázek 39 Závislost pevnosti v tahu na složení směsi.....	54
Obrázek 40 Závislost poměrné prodloužení při přetržení na složení směsi	55
Obrázek 41 Průběh tahových zkoušek jednotlivých směsí s 0,00 hm.% NU 100.....	56
Obrázek 42 Průběh tahových zkoušek jednotlivých směsí s 0,03 hm. % NU 100.....	56
Obrázek 43 Srovnání morfologie jádra a povrchu L-PP.....	57
Obrázek 44 Srovnání morfologie jádra a povrchu L-PP-N	57
Obrázek 45 Srovnání morfologie jádra a povrchu SM1	58
Obrázek 46 Srovnání morfologie jádra a povrchu SM1-N.....	58
Obrázek 47 Srovnání morfologie jádra a povrchu SM2	58
Obrázek 48 Srovnání morfologie jádra a povrchu SM2-N	59
Obrázek 49 Srovnání morfologie jádra a povrchu SM5	59
Obrázek 50 Srovnání morfologie jádra a povrchu SM5-N	59
Obrázek 51 Srovnání morfologie jádra a povrchu SM10	60
Obrázek 52 Srovnání morfologie jádra a povrchu SM10-N.....	60
Obrázek 53 Srovnání morfologie jádra a povrchu SM20	60
Obrázek 54 Srovnání morfologie jádra a povrchu SM20-N.....	61
Obrázek 55 Srovnání morfologie jádra a povrchu SM50	61
Obrázek 56 Srovnání morfologie jádra a povrchu SM50-N.....	61
Obrázek 57 Srovnání morfologie jádra a povrchu LCB-PP	62
Obrázek 58 Srovnání morfologie jádra a povrchu LCB-PP-N.....	62

SEZNAM TABULEK

Tabulka 1 Složení jednotlivých směsí	30
Tabulka 2 Parametry vstřikování	31
Tabulka 3 Procesní teplota jednotlivých zón	31
Tabulka 4 Hodnoty vrubové houževnatosti jednotlivých směsí [kJ/m ²]	52
Tabulka 5 Hodnoty tahových zkoušek jednotlivých směsí – modul pružnosti v tahu [MPa]	53
Tabulka 6 Hodnoty tahových zkoušek jednotlivých směsí – pevnost v tahu [MPa].....	53
Tabulka 7 Hodnoty tahových zkoušek jednotlivých směsí – tažnost [%]	53

SEZNAM PŘÍLOH

Příloha P I: materiálový list Borclean HC310BF

PRODUCT DATA SHEET

02.03.2017 Ed.1


Description

Borclean HC310BF - is a high crystallinity homopolymer film resin.

Applications

Borclean HC310BF is recommended for:

BOPP Dielectrical film for capacitors

Metalisable film

Additives

Borclean HC310BF does not contain slip or antiblock additives.

Special Features

Borclean HC310BF is optimised to deliver:

Super high purity
Improved high thermal stability
Low dissipation factor
Good stiffness

Easy surface roughness control
Outstanding processability
Metalisable
Very low ash content

Physical Properties

Property	Typical Value	Test Method
<small>Data should not be used for specification work</small>		
Melt Flow Rate (230 °C/2,16 kg)	3,3 g/10min	ISO 1133
Catalyst residues Titanium (ICP)	<3 ppm	Borealis Method
Catalyst residues Aluminium (ICP)	<3 ppm	Borealis Method
Catalyst residues Chloride (XRF)	<3 ppm	Borealis Method
Total ash content	<20 ppm	ISO 3451-1
Molecular weight distribution	Broad	

Electrical Properties

Property	Typical Value	Test Method
<small>Data should not be used for specification work</small>		
Dielectric constant	2,25	IEC 60250

Borclean is a trademark of the Borealis group. Borclean is a trademark of the Borealis group.

Borealis AG | Wagramer Strasse 17-19 | 1220 Vienna | Austria
Telephone +43 1 224 00 0 | Fax +43 1 22 400 333
FN 269958a | CCC Commercial Court of Vienna | Website www.borealisgroup.com



PRODUCT DATA SHEET

02.03.2017 Ed. 1

**Polypropylene**
Borclean HC310BF**Storage**

Borclean HC310BF has a minimum shelf life of 18 months from production date if stored in unopened original packages, under dry and clean conditions and protected from UV light.

Recommended storage time at customer's should not exceed 6 months.
Improper storage can initiate degradation, which results in odour generation and colour changes and can have negative effects on the physical properties of this product.

Safety

The product is not classified as dangerous.

Please see our "Safety data sheet" / "Product safety information sheet" for details on various aspects of safety, recovery and disposal of the product. For more information, contact your Borealis representative.

Recycling

The product is suitable for recycling using modern methods of shredding and cleaning. In-house production waste should be kept clean to facilitate direct recycling.

Related Documents

The following related documents are available on request, and represent various aspects on the usability, safety, recovery and disposal of the product.

"Safety data sheet" / "Product safety information sheet"
Statement on compliance to food contact regulations
Statement on chemicals, regulations and standards

Borealis AG | Wagramer Strasse 17-19 | 1220 Vienna | Austria
Telephone +43 1 224 00 0 | Fax +43 1 22 400 333
FN 266858a | CCC Commercial Court of Vienna | Website www.borealisgroup.com

Page 2 of 3



PRODUCT DATA SHEET

02.03.2017 Ed.1

 **Polypropylene**
Borclean HC310BF**Disclaimer**

The product(s) mentioned herein are not intended to be used for medical, pharmaceutical or healthcare applications and we do not support their use for such applications.

To the best of our knowledge, the information contained herein is accurate and reliable as of the date of publication; however we do not assume any liability whatsoever for the accuracy and completeness of such information.

Borealis makes no warranties which extend beyond the description contained herein. Nothing herein shall constitute any warranty of merchantability or fitness for a particular purpose.

It is the customer's responsibility to inspect and test our products in order to satisfy itself as to the suitability of the products for the customer's particular purpose. The customer is responsible for the appropriate, safe and legal use, processing and handling of our products.

No liability can be accepted in respect of the use of any Borealis product in conjunction with any other products and/or materials. The information contained herein relates exclusively to our products when not used in conjunction with any other material unless as specifically provided for in the test methods stated above.

Borealis AG | Wagramer Strasse 17-19 | 1220 Vienna | Austria
Telephone +43 1 224 00 0 | Fax +43 1 22 400 333
FN 209898a | CCC Commercial Court of Vienna | Website www.borealisgroup.com

Příloha P II: materiálový list Daploy WB140HMS

PRODUCT DATA SHEET

17.09.2019 Ed.2

 Polypropylene
Daploy™ WB140HMS

Description

Daploy WB140HMS is a structurally isomeric modified propylene homopolymer. It is a long chain branched homopolymer

Applications

Daploy WB140HMS is recommended for:

Foamed application in automotive, food packaging or other foamed sheet converting technologies.

Special Features

Daploy WB140HMS is optimised to deliver:

High stiffness
High service temperature
Excellent processability

Foamability in foam extrusion processes
Good insulation properties of foamed materials
Good thermal and acoustic insulation properties

Physical Properties

Property	Typical Value	Test Method
	<small>Data should not be used for specification work</small>	
Melt Flow Rate (230 °C/2,16 kg)	2,1 g/10min	ISO 1133
Tensile Modulus	2.000 MPa	ISO 527-2

Application Related Properties

Property	Typical Value	Test Method
	<small>Data should not be used for specification work</small>	
Melt strength	36 c N	Borealis Method
Melt Extensibility	230 mm/sec	Borealis Method

Storage

Daploy WB140HMS should be stored in dry conditions at temperatures below 50°C and protected from UV-light. Improper storage can initiate degradation, which results in odour generation and colour changes and can have negative effects on the physical properties of this product.

Safety

The product is not classified as dangerous.

Please see our "Safety data sheet" / "Product safety information sheet" for details on various aspects of safety, recovery and disposal of the product. For more information, contact your Borealis representative.

Daploy is a trademark of the Borealis group.

Borealis AG | Wagramer Strasse 17-19 | 1220 Vienna | Austria
Telephone +43 1 224 00 0 | Fax +43 1 22 400 333
FN 260858a | CCC Commercial Court of Vienna | Website www.borealisgroup.com



PRODUCT DATA SHEET

17.09.2019 Ed.2



Polypropylene

Daploy WB140HMS

Recycling

The product is suitable for recycling using modern methods of shredding and cleaning. In-house production waste should be kept clean to facilitate direct recycling.

Related Documents

The following related documents are available on request, and represent various aspects on the usability, safety, recovery and disposal of the product.

"Safety data sheet" / "Product safety information sheet"
Statement on chemicals, regulations and standards
General statement on compliance to food contact regulations
Statement on Origin of Raw Materials

Disclaimer

The product(s) mentioned herein are not intended to be used for medical, pharmaceutical or healthcare applications and we do not support their use for such applications.

To the best of our knowledge, the information contained herein is accurate and reliable as of the date of publication; however we do not assume any liability whatsoever for the accuracy and completeness of such information.

Borealis makes no warranties which extend beyond the description contained herein. Nothing herein shall constitute any warranty of merchantability or fitness for a particular purpose.

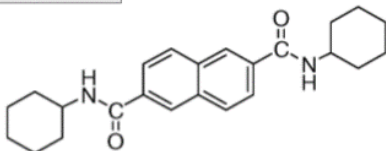
It is the customer's responsibility to inspect and test our products in order to satisfy itself as to the suitability of the products for the customer's particular purpose. The customer is responsible for the appropriate, safe and legal use, processing and handling of our products.

No liability can be accepted in respect of the use of any Borealis product in conjunction with any other products and/or materials. The information contained herein relates exclusively to our products when not used in conjunction with any other material unless as specifically provided for in the test methods stated above.

Borealis AG | Wagramer Strasse 17-19 | 1220 Vienna | Austria
Telephone +43 1 224 00 0 | Fax +43 1 22 400 333
FN 269858a | CCC Commercial Court of Vienna | Website www.borealisgroup.com

Příloha P III: materiálový list NJ Star NU 100


New Japan Chemical Co., Ltd.

Product name	NJSTAR NU-100		
Chemical name	N,N'-dicyclohexyl-2,6-naphthalene dicarboxamide		
Molecular formula (molecular weight)	C ₂₄ H ₃₀ N ₂ O ₂ (378)	Structural formula	
ENCS No.	4 - 1799		
CAS No	153250-52-3		
EINECS No.	430-540-6		
TSCA	PMN approved		
PL, FDA, EFSA	Registered		
Applications	β crystal nucleating agent for polypropylene/Nucleating agent for synthetic resins		
Feature/Function	This completely new nucleating agent, originally developed by our company, changes the crystalline form of PP resins. It exerts great effects for improvement of secondary processability and enhancement of shock resistance and heat resistance by lowering the melting point of PP resins, and therefore it can be used for various applications including injection molding and extrusion molding.		
Representative properties			
Appearance, shape, etc.	White/Powder solid	Melting point (°C)	380 - 390
Water content (%)	Less than 1%		
Package form	10 kg paper bag		
For inquiries, contact us:			

<About handling of the descriptions herein>

Descriptions herein were created based on materials, information, and data that have been obtained to date, but the data, evaluations, risks, etc. described are not warranted at all. In addition, the items described are intended for usual ways of handling, and therefore if the product is handled in a special manner, handle it after taking a safety measure appropriate for the application or usage.