



VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ

BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY

FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING

ÚSTAV MATERIÁLOVÝCH VĚD A INŽENÝRSTVÍ

INSTITUTE OF MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

OPTIMALIZACE VÝROBY VOLNĚ KOVANÝCH VÝKOVKŮ ZA TEPLA Z KOROZIVZDORNÉ AUSTENITICKÉ OCELI 08CH18N10T

PRODUCTION OPTIMIZATION OF SMITH HOT FORGED FORGINGS OF
STAINLESS AUSTENITIC STEEL 08CH18N10T

DIZERTAČNÍ PRÁCE

DOCTORAL THESIS

AUTOR PRÁCE

AUTHOR

Ing. Martin Gregor

ŠKOLITEL

SUPERVISOR

prof. Ing. Rudolf Foret, CSc.

ŽĎÁR NAD SÁZAVOU 2022

Abstrakt

Práce se zabývá výrobou a vlastnostmi volně kovaných výkovků za tepla z austenitické oceli 08Ch18N10T. Pozornost je věnována zejména vlivu technologie tváření za tepla a tepelného zpracování na výsledné mechanické vlastnosti při pokojové teplotě a teplotě 350 °C. Výsledky práce zahrnují hodnocení mikrostruktury metodou EBSD a statistický rozbor vlivu výrobních a strukturních parametrů na výsledné mechanické vlastnosti s využitím programu STATISTICA.

Abstract

The thesis deals with the production and properties of smith hot forged forgings from austenitic steel 08Ch18N10T. Attention is dedicated to the influence of hot forming technology and heat treatment on the resulting mechanical properties at room temperature and 350 °C. The results of the thesis include the evaluation of microstructure by the EBSD method and a statistical analysis of the influence of production and structural parameters on the resulting mechanical properties using the STATISTICA software.

Klíčová slova

austenit, 08Ch18N10T, AISI 321, ingot, volné kování, kování za tepla, stupeň prokování, rozpouštěcí žihání, mechanické vlastnosti, EBSD, STATISTICA

Keywords

austenite, 08Ch18N10T, AISI 321, ingot, smith forging, hot forging, forging coefficient, solution annealing, mechanical properties, EBSD, STATISTICA

Bibliografická citace dle ČSN ISO 690

GREGOR, Martin. *Optimalizace výroby volně kovaných výkovků za tepla z korozivzdorné austenitické oceli 08Ch18Ni10T*. Brno, 2022, 135 s. Dizertační práce. Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, Ústav materiálových věd a inženýrství. Vedoucí dizertační práce prof. Ing. Rudolf Foret, CSc.

Prohlašuji, že jsem předkládanou práci vytvořil samostatně a na základě uvedených literárních zdrojů.

Ve Žďáru nad Sázavou dne 28. 4. 2022

.....
Martin Gregor

Poděkování

Tímto děkuji vedoucímu dizertační práce, prof. Ing. Rudolfu Foretovi, CSc., za svědomité a trpělivé vedení s řadou cenných rad a připomínek.

Dále děkuji všem vedoucím pracovníkům a kolegům ze společnosti ŽDAS, a.s., s nimiž jsem spolupracoval při realizaci experimentů a bez jejichž pomoci a rad bych nebyl schopen tuto práci vytvořit. Za všechny zmíněné děkuji zejména Ing. Martinu Balcarovi, Ph.D., Ing. Janu Čechovi, Ph.D., Ing. Jaroslavu Novákovi, Ing. Monice Papežové, Bc. Pavlu Růžičkovi a Ladislavu Laštovicovi. Ostatním kolegům, kteří se podíleli na realizaci experimentálních prací a nejsou zde jmenováni patří stejný dík.

Jelikož byla práce vytvořena v rámci grantového programu Epsilon (TH01021066), děkuji tímto také všem členům řešitelského týmu, zejména pak Ing. Davidu Hradilovi a jeho kolegům ze společnosti COMTES FHT, a.s. za realizaci tepelného zpracování a následných zkoušek mechanických vlastností.

Děkuji také zaměstnancům ÚMVI FSI VUT, Brno a zaměstnancům Ústavu fyziky materiálů AV ČR, Brno za provedená hodnocení s využitím elektronové mikroskopie a odborné připomínky.

Poděkování patří také mojí rodině a partnerce za všestrannou podporu v průběhu tvorby této práce.

OBSAH

1. ÚVOD.....	1
2. TEORETICKÁ ČÁST	1
2.1 Austenitické oceli	1
2.2 Fázové složení	2
2.3 Tváření za tepla.....	7
2.4 Tepelné zpracování	12
2.5 Průmyslové využití.....	13
2.6 EBSD.....	14
3. CÍLE PRÁCE.....	16
4. ZPŮSOB ŘEŠENÍ A POUŽITÉ EXPERIMENTÁLNÍ METODY.....	17
5. EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST.....	20
5.1 Chemické složení experimentálních taveb.....	20
5.2 Volné kování na lisu za tepla.....	21
5.2.1 Optimalizace horní kovací teploty.....	21
5.2.2 Kování experimentálních ingotů	28
5.3 Separace vzorků pro tepelné zpracování.....	32
5.4 Tepelné zpracování	32
6. VÝSLEDKY.....	33
6.1 Výsledky tahových zkoušek a zkoušek rázem v ohybu.....	33
6.2 Výsledky EBSD	34
6.3 Výsledky kvalitativního hodnocení hustoty dislokací.....	35
6.4 Výsledky fraktografické analýzy	36
6.5 Statistické zpracování vlivu výrobních parametrů a chemického složení na mechanické vlastnosti a velikost strukturních jednotek v programu STATISTICA	39
7. DISKUZE VÝSLEDKŮ.....	43
8. ZÁVĚR.....	49
9. SEZNAM POUŽITÉ LITERATURY.....	50
10. PŘEHLED POUŽITÝCH ZKRATEK A SYMBOLŮ.....	55
11. PŘÍLOHY	56

1. ÚVOD

Předkládaná práce dokladuje komplexní optimalizaci technologie výroby výkovků z oceli 08Ch18N10T. Z hlediska výsledných mechanických vlastností produktu je optimalizace zaměřena na volbu vhodné technologie volného kování na lisu za tepla a vychlazení po dokování v provozních podmínkách společnosti ŽĎAS, a.s. a dále také na volbu vhodného postupu tepelného zpracování realizovaného v podmínkách společnosti COMTES FHT, a.s. Výrobní proces je z hlediska výsledných vlastností hodnocen jako celek, a tedy vklad jednotlivých technologických procesů se sčítá.

Předkládaná práce byla vytvořena v rámci programu Epsilon (identifikační kód projektu TH01021066) spolufinancovaného Technologickou agenturou České republiky (TAČR). Předmětem řešení v rámci podprogramu „Energetika a materiály“ je technologie tváření za tepla výkovků z austenitických ocelí a jejich tepelného zpracování.

2. TEORETICKÁ ČÁST

2.1 AUSTENITICKÉ OCELI

Austenitické oceli představují významně zastoupenou skupinu korozivzdorných ocelí, kterou lze dále dělit na oceli Cr–Mn, Cr–Ni, Cr–Ni–Mo a austenitické žáruvzdorné oceli. Korozní odolnost austenitických ocelí je sice úzce spojena s chemickým složením, technologií výroby a provozními podmínkami konečného produktu, je však všeobecně považována za dobrou. Mezi další vlastnosti, pro něž jsou austenitické oceli preferovány, patří dobrá tvářitelnost, svařitelnost a houževnatost i v oblasti kryogenních teplot.

Ocel 08Ch18N10T, nebo též AISI 321, X6CrNiTi1810, 1.4541, patří do skupiny austenitických Cr–Ni ocelí označovaných také jako 18–8 (přibližně 18 hm.% Cr a 8 hm.% Ni) [1]. Charakteristickou vlastností této titanem stabilizované oceli je její dobrá odolnost proti mezikrystalové korozi. Ta může být kromě legování feritotvorným karbidotvorným Ti dána také přísadou Nb stabilizujícího stejné fáze. Korozivzdornost oceli je v tomto případě podmíněna obsahem nejméně 13 hm.% volného atomárního Cr rozpuštěného v matici. Stabilizace oceli je zajištěna přísadou Ti s minimální doporučenou koncentrací $Ti_{th} \geq 5 * (\% C + \% N)$ [2], resp. $Ti \geq 0.15 + 4 * (\% C + \% N)$ [3]. Nežádoucí z hlediska korozivzdornosti je mikrosegregace Cr a C na hranice austenitických zrn a následná tvorba karbidických částic typu $M_{23}C_6$ za současného snížení korozní odolnosti. Aby byl takový proces co nejvíce potlačen, je volena nízká koncentrace C řádově v setinách hm.% a legování oceli Ti, popř. Nb, které mají k C vyšší afinitu než Cr. Kromě stabilizace oceli se legování titanem, popř. niobem, provádí za účelem zvýšení pevnostních vlastností za zvýšených teplot [1, 2, 4]. V následujícím textu jsou uvedeny další významné prvky včetně jejich vlivu na vybrané vlastnosti [1, 3, 5, 6] a předpis chemického složení dle normy GOST 5632–72 (viz **Tab. 1** [7]):

C – výrazně zvyšuje pevnost, snižuje odolnost proti mezikrystalové korozi,
Mn – stabilizuje austenitickou strukturu, zvyšuje tvárnost za tepla, zvyšuje rozpustnost N,
Si – zvyšuje žáruvzdornost a korozní odolnost v prostředí kyseliny sírové,

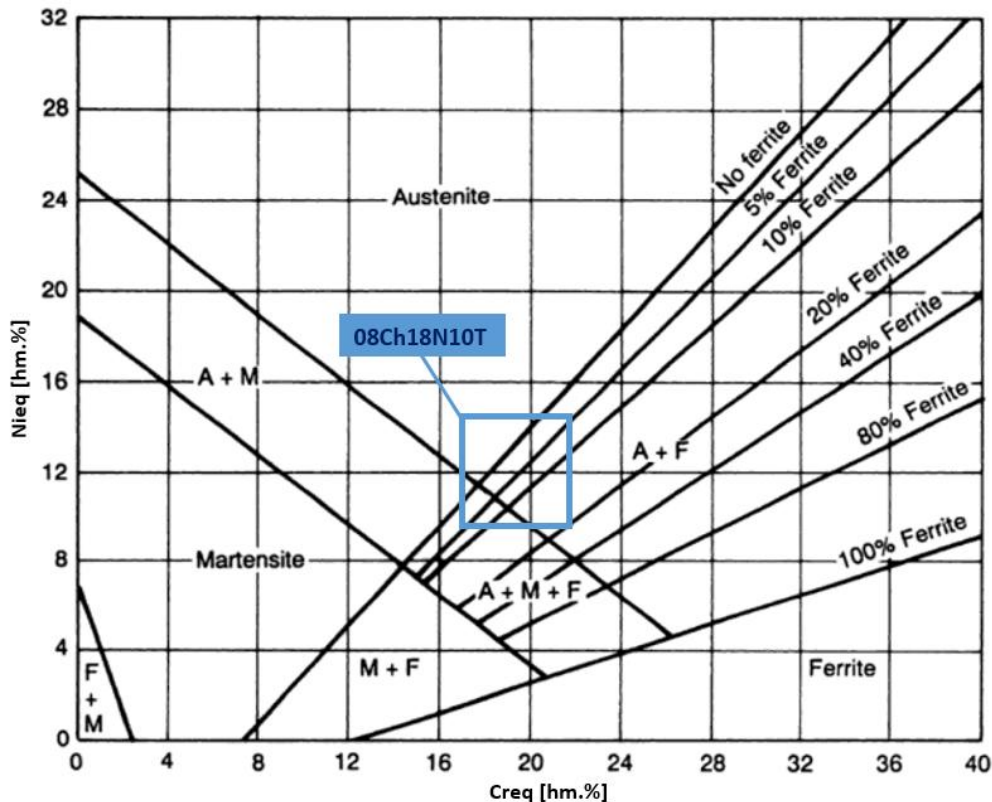
- P – nepříznivě ovlivňuje tváritelnost za tepla, při svařování společně se sírou podporuje tvorbu trhlin za tepla při ochlazení svarového kovu,
- S – zlepšuje obrobitelnost, mírně snižuje korozní odolnost, houževnatost, svařitelnost a tváritelnost za tepla,
- Cr – podmiňuje korozní odolnost oceli, zvyšuje žáruvzdornost,
- Ni – podmiňuje tvorbu austenitické struktury, zvyšuje pevnost a houževnatost, snižuje rychlost koroze,
- Mo – zvyšuje odolnost proti důlkové a štěrbinové korozi v prostředí chloridů a kyseliny sírové, podílí se na precipitačním vytvrzení,
- Al – zvyšuje žáruvzdornost,
- V – podílí se na tvorbě karbidů a nitridů,
- N – zvyšuje mez kluzu, pevnost a odolnost proti místní korozi v prostředí chloridů, zpomaluje tvorbu sekundárních fází na bázi C,
- Cu – může být přidána za účelem zlepšení tváritelnosti a obrobitelnosti, zvyšuje odolnost proti korozi v prostředí kyseliny sírové,
- Ce – zvyšuje žáruvzdornost.

Tab. 1 Předpis chemického složení oceli 08Ch18N10T dle normy GOST 5632-72.

prvek								
koncentrace [hm.%]	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Ti
min.	-	-	-	-	-	17	9	5°C
max.	0,08	2	0,8	0,035	0,02	19	11	0,7

2.2 FÁZOVÉ SLOŽENÍ

Přítomnost odlišných druhů fází, resp. tuhých roztoků v korozivzdorných ocelích lze vyjádřit s využitím Schaefflerova diagramu. Tento umožňuje odhad fázového složení uvedených ocelí vnesením chromového (Cr_{eq}) a niklového (Ni_{eq}) ekvivalentu do binárního systému, přičemž Cr_{eq} zahrnuje vliv feritotvorných a Ni_{eq} austenitotvorných prvků na výslednou strukturu oceli v litém stavu. Jak je patrné z vyznačené oblasti v Schaefflerově diagramu na **Obr. 1** [8], předpis chemického složení dle **Tab. 1** zahrnuje kromě austenitu také přítomnost všech fází, které se v diagramu vyskytují. V závislosti na chemickém složení lze tedy v lité struktuře očekávat jak přítomnost austenitu jako jediného tuhého roztoku, tak kombinace austenitu a δ -feritu, austenitu a martenzitu a kombinace všech tří zmíněných tuhých roztoků.



Obr. 1 Schaefflerův diagram s vyznačením oblasti chemického složení dle Tab. 1.

Výsledná struktura austenitické oceli je obecně závislá na termodynamické stabilitě slitiny, jež je pro dané teplotní podmínky funkcí chemického složení vyjádřeného Cr_{eq} a Ni_{eq} , resp. energie vrstevné chyby γ ($mJ \cdot m^{-2}$), dále stavu napjatosti a tepelného zpracování [9, 10]. Samotný austenit se vyznačuje relativně vysokou houževnatostí bez výskytu tranzitního chování (fcc), což z něj činí materiál vhodný pro kryogenní aplikace [11]. Napěťové charakteristiky jsou zejména u stabilizovaných austenitických ocelí s relativně vysokou energií vrstevné chyby dány především velikostí zrna, a tedy například pro stanovení meze kluzu lze uvažovat Hallův–Petchův vztah. Energie vrstevné chyby je z tohoto hlediska významná hlavně proto, že jejím snížením, řízeným chemickým složením tuhého roztoku, lze docílit zvýšení množství parciálních Shockleyho dislokací, které slouží jako zárodky pro heterogenní nukleaci dvojčat. Pro napěťové charakteristiky austenitických ocelí s nízkou energií vrstevné chyby, mezi něž patří také ocel 08Ch18N10T s hodnotou $\gamma = 20 \text{ mJ} \cdot m^{-2}$ [12], je tedy namísto velikosti zrna významnější množství dvojčat, resp. jejich vzdálenost [11, 13]. Korozní odolnost austenitických ocelí úzce souvisí s pH korozního prostředí, jemuž je ocel vystavena a zejména v prostředí anorganických kyselin, mezi něž patří například kyselina sírová, chlorovodíková, fosforečná a dusičná, je korozivzdornost nižší v porovnání s jinými korozními medii [11].

Tvorba martenzitu v jinak austenitické matici je doprovázena zvýšením meze pevnosti. Výskyt martenzitu výhradně jako výsledek tepelného zpracování lze v oceli 08Ch18N10T očekávat pouze v případě podchlazení slitiny do oblasti záporných teplot. Autoři [9] publikují výsledky experimentálního měření teploty M_s provedené na vzorcích s chemickým složením přibližně odpovídajícím oceli 08Ch18N10T dle GOST 5632–72, ovšem bez uvedení koncentrace Ti (tavba č. 6625V).

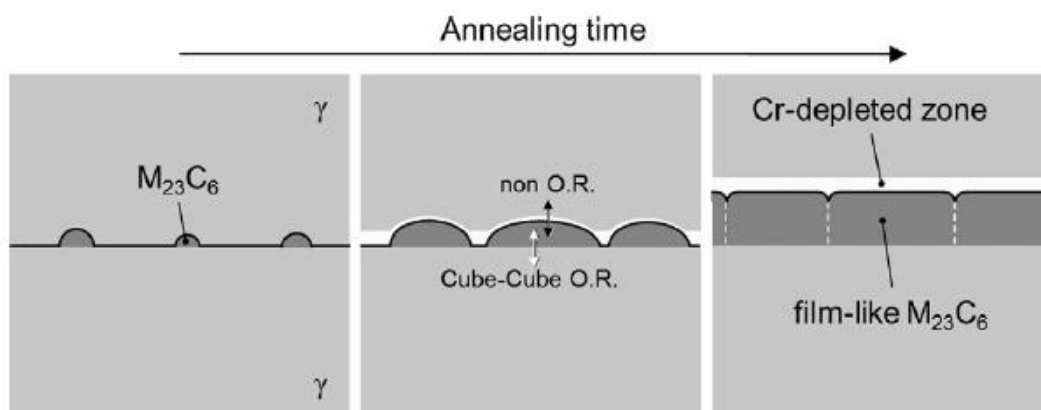
Vzorky byly odebrány z překovaného ingotu a žíhány na teplotě 1095 °C s následným ochlazením na vzduchu do přibližně 205 °C a dále řízeným ochlazováním kapalným dusíkem až do teploty -195 °C. Experimentálně byla změřena teplota $M_s = -45,6$ °C. Teplota M_s je z hlediska chemického složení nejvíce snižována přísadou C a N, dále pak Ni, Cr, Mn a Si. Dalším významným aspektem ovlivňujícím teplotu M_s je precipitace sekundárních fází, resp. karbidů v průběhu teplotních cyklů, ze kterých se skládá procházejících výrobní postup součástí. Zvyšující se koncentrace karbidů může mít u některých ocelí typu 18Cr-8Ni za následek zvýšení teploty M_s nad teplotu pokojovou. Z tohoto hlediska je zásadní rozpustnost C v tuhém roztoku, teplota prodlevy aplikovaného teplotního cyklu a rychlost ochlazování z této teploty [9].

V případě působení vnějšího zatížení lze dosáhnout tvorby martenzitu také v oblasti pokojové teploty deformačně indukovanou transformací austenitu (γ , fcc). Jsou známy dva typy deformačně indukovaného martenzitu, a to paramagnetický označovaný jako ϵ (hcp) a feromagnetický označovaný jako α , nebo α' (bcc). Uvažovány jsou tyto sekvence tvorby martenzitu: 1) $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$, 2) $\gamma \rightarrow \alpha'$, 3) $\gamma \rightarrow \epsilon$ [10, 14, 15]. První a třetí sekvence je řízena tvorbou ϵ -martenzitu, jehož maximální objemový podíl dosahuje 10 % při stupni deformace 5 % [14]. Druhá sekvence představuje možnost tvorby α' -martenzitu přímo z γ smykovým mechanismem v hustě obsazených rovinách mřížky fcc [16]. Množství α' -martenzitu je závislé na řadě parametrů, mezi něž patří stav napjatosti, rychlost deformace, velikost zrna a energie vrstevné chyby. Čím složitější je stav napjatosti (trojosá napjatost), větší rychlost deformace, menší velikost zrna a menší energie vrstevné chyby, tím větší lze očekávat množství α' -martenzitu [14, 16]. V práci [15] autoři publikují výsledky fázového složení vzorků po tahové zkoušce z oceli, jejíž chemické složení je s výjimkou koncentrace fosforu a titanu v dobrém souladu s normou GOST 5632-72 (viz **Tab. 1**). Z výsledků je patrné, že pouze v podélném směru bylo po deformaci přibližně 35 % při teplotě +20 °C dosaženo tvorby 20 % α' -martenzitu prakticky bez výskytu ϵ -martenzitu.

Tvorba δ -feritu v austenitických korozivzdorných ocelích je ovlivněna především chemickým složením slitiny (Schaefflerův diagram) a méně pak rychlostí ochlazování v průběhu tuhnutí taveniny [17]. Doporučené množství δ -feritu se pohybuje v rozsahu 3–7 % [18], resp. 3–9 % [19]. Při množství menším než 3 % se zvyšuje riziko tvorby trhlin za horka při svařování, a naopak při množství větším než 7 %, resp. 9 % se ve struktuře vyskytují souvislé oblasti δ -feritu, jež jsou příčinou snížení houževnatosti [8, 18, 19]. Určité množství δ -feritu zaručuje také zvýšení odolnosti proti creepu [9]. Pozitivní vliv δ -feritu je dále shledáván ve zvýšení napěťových charakteristik v důsledku disperzního zpevnění matrice [19, 20, 21]. Naopak výskyt δ -feritu ve struktuře exponované při dlouhé prodlevě za zvýšených teplot má negativní vliv na houževnatost oceli způsobený rozpadem δ -feritu na σ -fázi a další intermetalické fáze [9]. Z hlediska korozní odolnosti je známo, že δ -ferit v ocelích typu 18Cr-8Ni zvyšuje odolnost proti praskání při korozi pod napětím [18].

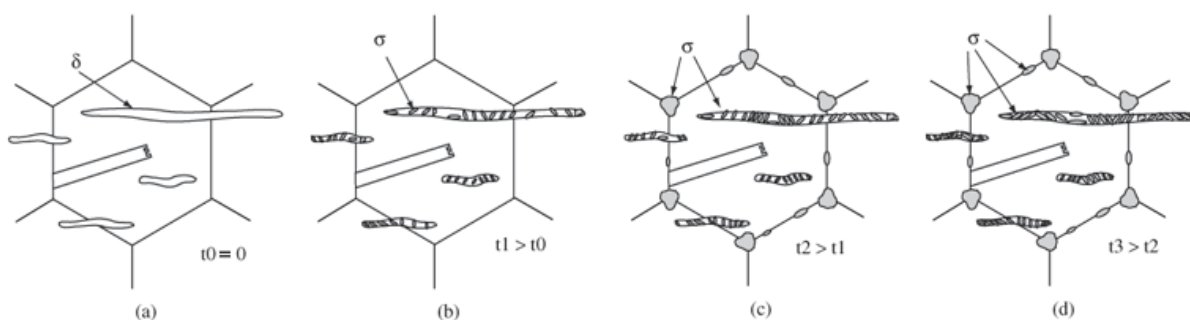
V průběhu výroby může u produktů z oceli 08Ch18N10T s ohledem na chemickém složení docházet k precipitaci celé řady intermetalických fází. Nejčastějším typem intermetalické fáze vyskytujícího se v oceli 08Ch18N10T je karbid $M_{23}C_6$, který obvykle precipituje jako komplexní karbid $(Cr, Fe)_{23}C_6$ a $(Cr, Mo, Fe)_{23}C_6$ v rozsahu teplot 500–950 °C, přičemž nejvyšší rychlost jeho tvorby se pohybuje v rozsahu teplot 650–700 °C [20, 23, 24].

Precipitace částic $M_{23}C_6$ s deskovou morfologií probíhá přednostně na rozhraní $\delta F-\delta F$ a $\gamma-\delta F$, dále na nekoherentních hranicích (zrno, dvojčatové hranice), na hranici inkluze a matrice, kde snižuje odolnost oceli proti koroznímu praskání pod napětím, a intrakrystalicky v oblasti jader dislokací [20, 22, 23, 24, 25]. V případě precipitace na velkoúhlové hranici dvou austenitických zrn (viz **Obr. 2**) nejprve probíhá tvorba zárodku komplexního karbidu $M_{23}C_6$, který precipituje, stejně jako austenit, v kubické plošně centrované mřížce (fcc). Snaha o minimalizaci aktivační energie nukleace se projevuje tvorbou zárodku s podobnou orientací krystalické mřížky jako u jednoho z austenitických zrn tvořících hranici. Další růst zárodku pohybem mezifázového rozhraní je preferován do objemu austenitického zrna s podobnou orientací krystalické mřížky. Tento růst souvisí s tvorbou oblasti ochuzené o atomy Cr v sousedním znu. Návaznost krystalické mřížky zárodku $M_{23}C_6$ na krystalickou mřížku austenitického zrna není optimální z důvodu odlišného mřížkového parametru (misfit). Tento nesoulad spojený s tvorbou vnitřní elastické deformace (napjatost) je kompenzován přítomností dislokací a difúzí atomů železa a substitučních prvků. V případě legování oceli borem lze očekávat nárůst hustoty počtu částic $M_{23}C_6$ na velkoúhlové hranici zrna a v souvislosti s tímto také nárůst meze pevnosti při tečení (R_{mT}). Intrakrystalická precipitace $M_{23}C_6$ se vyznačuje tvorbou částic kubické nebo deskové morfologie v oblasti jader dislokací [25].



Obr. 2 Tvorba precipitátu $M_{23}C_6$ na hranici zrna austenitu za současné tvorby oblasti ochuzené o Cr.

Hranice mezi dvěma a více zrny δ -feritu a intergranulárně vyloučené částice $M_{23}C_6$ se stávají preferentním preferenčním místem pro σ -fázi precipitující v tetragonální plošně centrované mřížce (bct) se stechiometrickým vzorcem B_xA_y (A – Ti, V, Cr; B – Mn, Fe, Co, Ni), která se výrazně podílí na tvorbě křehkosti za teplot nižších než $595\text{ }^\circ\text{C}$ a negativně ovlivňuje také odolnost proti korozi. Interkrystalická precipitace částic σ -fáze má také negativní vliv na creepové vlastnosti, kdežto vliv intrakrystalických částic je z tohoto hlediska zanedbatelný. Zatímco tvorba σ -fáze v objemu zrna δ -F probíhá eutektoidním rozpadem δ -ferit \rightarrow A + σ -fáze, na hranici zrna se tato tvorba odehrává mechanismem mikrosegregace a následné precipitace (viz **Obr. 3** [26]) [20, 25, 26]. Intrakrystalická precipitace σ -fáze (**Obr. 3 a, b**) probíhá na nekoherentních dvojčatových hranicích a na hranicích matrice–inkluze. Interkrystalická precipitace σ -fáze (**Obr. 3 c, d**) potom přednostně probíhá na hranicích tří zrn (triple points) [25].



Obr. 3 Schematické zobrazení tvorby σ -fáze v austenitické korozivzdorné oceli.

a, b– přednostní tvorba σ -fáze v objemu zrna δ -F,
c, d– následná precipitace σ -fáze po hranici austenitického zrna

Dalším intragranulárně vylučovaným karbidem je M_6C , který precipituje ve formě $(Fe, Mo)_6C$, $(Fe, Nb)_6C$ a $(Fe, Cr, Nb)_6C$ s kubickou plošně centrovanou mřížkou (fcc). V rozsahu teplot 950–1050 °C se vylučuje karbid M_7C_3 .

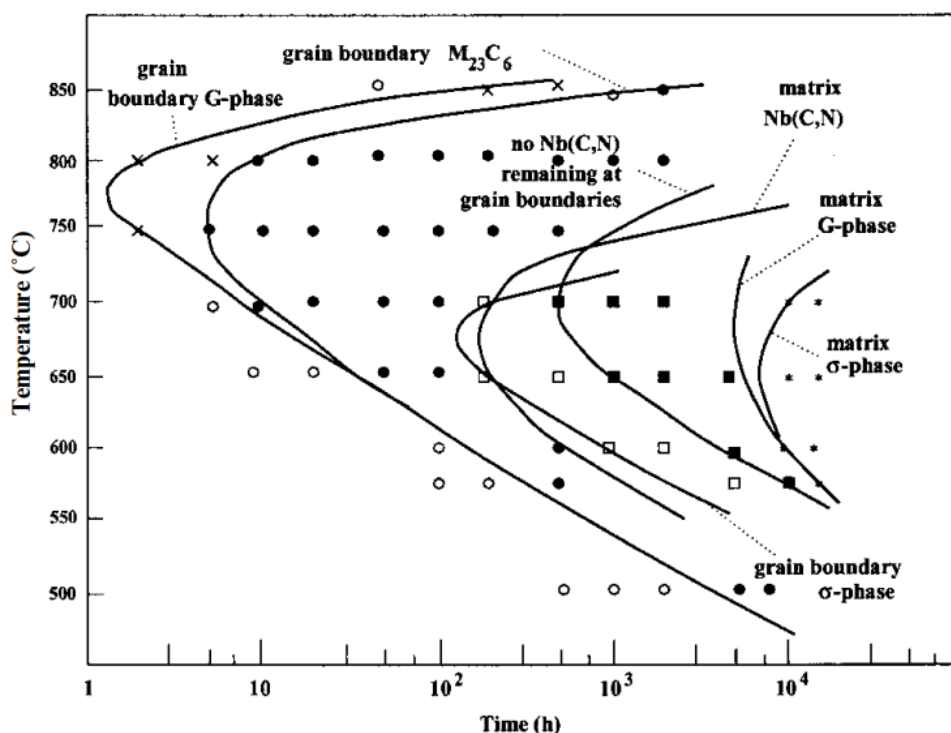
Fází, která precipituje obvykle se stechiometrií $(Mo, Cr)_{18}C$ je χ fáze (χ) s kubickou plošně centrovanou mřížkou (bcc) vznikající přednostně na hranici zrna, dále pak na nekoherentních dvojčatových hranicích a také intragranulárně v oblasti jader dislokací. V oceli 08Ch18N10T lze očekávat výskyt této jen ve velmi malém množství. Fáze χ se stejně jako σ -fáze podílí na poklesu houževnatosti a korozní odolnosti oceli.

Přítomnost Mo, Ti a Nb podporuje v rozsahu teplot 650–950 °C tvorbu Lavesových fází (η). V titanem a niobem stabilizovaných austenitických ocelích je výskyt Lavesových fází poněkud vzácný a uvažována je tvorba částic Fe_2Nb a Fe_2Ti , přičemž přednostní je pro precipitaci objem austenitického zrna, méně častá je potom precipitace interkrystalická. Z hlediska kinetiky je důležitá přítomnost δ -feritu, který tvorbu Lavesových fází zpomaluje [20, 24, 25].

Další skupinu tvoří karbonitridy na bázi stabilizačních prvků (Ti, Nb, V, Zr, Ta) obecně označované jako MX. Vyznačují se kubickou plošně centrovanou mřížkou (fcc) a jak interkrystalickou, tak intrakrystalickou precipitací kubických útvarů.

V oceli 08Ch18N10T byl pozorován také výskyt G-fáze, jejíž obecné označení je ve tvaru $A_{16}D_6C_7$ (A – přechodový prvek, obvykle Ni; D – přechodový prvek, obvykle Nb nebo Ti; C – prvek 4. skupiny). Jedná se o fázi s kubickou plošně centrovanou mřížkou (fcc) vyskytující se typicky na hranici zrna matrice.

Kromě precipitátů MX se mohou v austenitických ocelích stabilizovaných niobem při relativně vysoké koncentraci dusíku vyskytovat další karbonitridy označované jako Z-fáze precipitující s tetragonální mřížkou. Tvorba této fáze může probíhat jak interkrystalicky, tak transkrystalicky ve formě jemné disperze tyčinkovitých, nebo kubických částic [25]. Teplotní a časová závislost tvorby vybraných typů precipitátů je uvedena na **Obr. 4** [25].



Obr. 4 TTP diagram vybraných typů precipitátů v oceli 20Cr–25Ni.

2.3 TVÁŘENÍ ZA TEPLA

Většinu austenitických ocelí lze tvářet v širokém teplotním rozsahu s dolní kovací teplotou 930 °C [27], přičemž horní kovací teplota pro ocel typu 18–8 je doporučena v rozsahu 1150–1260 °C [28, 29]. Tvářením za tepla je doprovázeno statickým, popřípadě dynamickým procesem zotavení a následné rekystalizace, která v případě oceli 08Ch18N10T nastává v závislosti na chemickém složení za teplot vyšších než přibližně 510–730 °C, což odpovídá homologické teplotě 0,35–0,5. V průběhu zotavení dochází k celé řadě jevů, mezi něž patří přeuspořádání mřížkových dislokací do dislokačních stěn (polygonizace) s výsledkem tvorby malouhlových hranic zrn, a naopak procesy mající za následek anihilaci dislokací tvořících malouhlovou hranici zrn (příčný skluz a difúzní šplhání dislokací) [21, 30–33]. Hnací silou tvorby malouhlové hranice zrna je snižování vnitřní napjatosti, jejíž existence spočívá v převažující tvorbě dislokací nad jejich anihilací [34]. Útvary ohraničené malouhlovými hranicemi v rámci zrna s velkouhlovou hranicí jsou označovány jako subzrna, resp. dislokační buňky. Další deformace má za následek změnu orientace sousedních dislokačních buněk, a tedy tvorbu velkouhlové hranice, resp. zjemnění zrna (Obr. 5 [30]). Výsledný efekt zotavení tudíž souvisí také se snížením množství mřížkových dislokací. U kovů s nízkou energií vrstevné chyby je proces zotavení relativně pomalý a změny v přeuspořádání dislokací před samotnou rekystalizací nemusejí být ve výsledné struktuře patrné [32, 33].

Pro doplnění schéma mechanismu zjemnění zrna na Obr. 5 je dlužno poznamenat, že tvářením za studena je zde charakterizováno tvorbou deformačních mikropásů (nebo též domén, buněčných bloků), jejichž orientace se může měnit zrna od zrna. V průběhu deformace postupně dochází k přeorientování malouhlové hranice deformačních mikropásů na velkouhlovou hranici již při relativně nízkém stupni deformace ε (%). Zvýšením stupně deformace dochází k tvorbě transversálních hranic deformačních mikropásů, jejichž malouhlový charakter se mění na velkouhlový a výsledkem je rozvoj ultrajemné

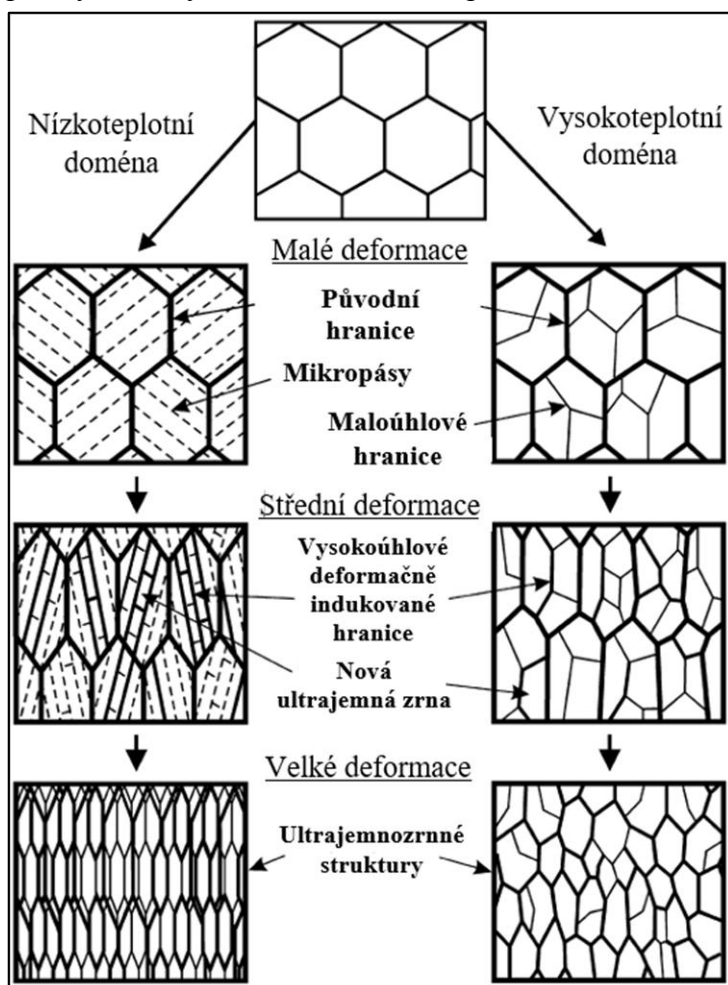
struktury. Zmíněný proces změny je výsledkem heterogenity plastické deformace, jejíž příčinou je vliv sousedních plasticky se deformujících zrn [30, 32].

Při následné rekrytalizaci probíhá přednostně na hranicích deformovaných zrn k nukleaci a růstu zrn s podstatně nižší hustotou dislokací (primární rekrytalizace). Hnací silou rekrytalizace je uvolňování nahromaděné elastické energie, jejíž existence spočívá v přítomnosti dislokací. Pro aktivaci statické rekrytalizace je zapotřebí podstatně nižší deformace, než je tomu v případě dynamické rekrytalizace, a proto je třeba uvažovat její existenci v průběhu tváření za tepla, obzvláště jsou-li prováděny malé úběry s jistou časovou prodlevou. Velikost dynamicky rekrytalizovaného zrna přitom nezávisí na velikosti zrna před deformací a stupni deformace, ale na vhodné kombinaci teploty a rychlosti deformace $\dot{\epsilon}$ (s^{-1}). Také podíl dynamicky rekrytalizované struktury je tím větší, čím je větší teplota a menší rychlost deformace, jak je graficky znázorněno na **Obr. 6** [33].

Na proces dynamické rekrytalizace navazuje při následném žhání metadynamická rekrytalizace, při níž dynamicky rekrytalizovaná zrna slouží jako zárodky pro růst metadynamicky rekrytalizovaných zrn. Z názvu je patrné, že společně se statickým zotavením a statickou rekrytalizací patří metadynamická rekrytalizace do skupiny postdynamických uzdravovacích procesů, ovšem na rozdíl od statické rekrytalizace

nevyžaduje takřka žádnou inkubační dobu a probíhá až o jeden řád rychleji.

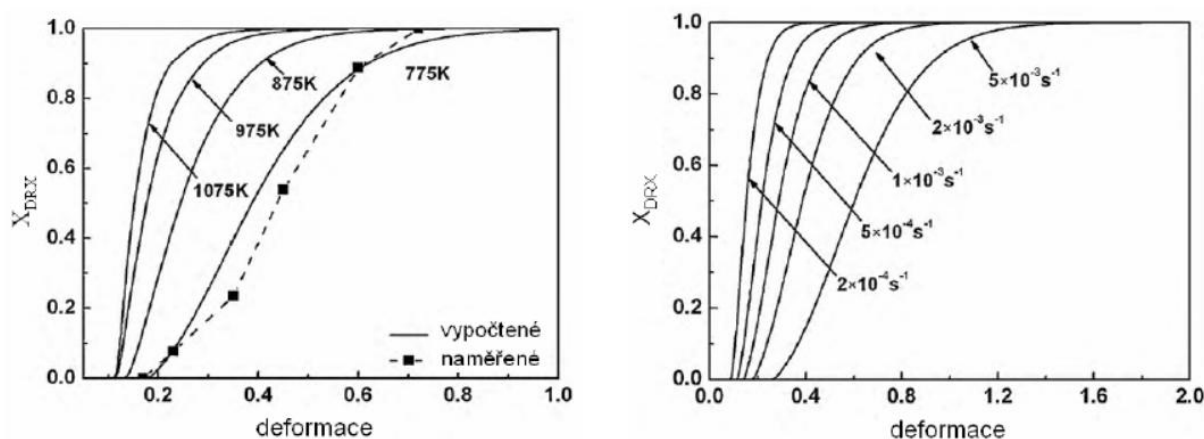
Dalšími zdroji rekrytalizovaných zrn mohou být smykové pásy (typické pro oceli s nízkou energií vrstevné chyby) a bezprostřední okolí relativně hrubých nerozpuštěných částic sekundárních fází, které uchycují dislokace (částicově stimulovaná nukleace – PSN). Na průběh rekrytalizace má zásadní vliv přítomnost mikrolegujících prvků rozpuštěných v tuhém roztoku, sekundární částice přítomné před zahájením tváření a sekundární částice vzniklé deformačně indukovanou a dynamickou precipitací. Atomy mikrolegujících prvků jako vanad, titan nebo niob mikrosegregují do oblastí vrstevných chyb, čímž snižují mobilitu dislokací a v důsledku toho také schopnost nukleace zárodků rekrytalizovaných zrn.



Obr. 5 Schéma mechanismu zjemnění zrna korozivzdorné oceli za podmínek válcování.

Mechanismus deformačně indukované precipitace souvisí s difúzí atomů mikrolegujících prvků do oblasti defektů vytvořených plastickou deformací (např. jádra dislokací) a při následné precipitaci dochází k tvorbě velmi jemných částic, které slouží jako překážka při pohybu hranice zrna a tímto zpomalují kinetiku rekrystalizace. Stejný efekt na kinetiku rekrystalizace mají také jemné částice vznikající v důsledku dynamické precipitace vyvolané změnou rozpustnosti přísadových prvků v deformovaném objemu matrice.

Po dokončení primární rekrystalizace následuje v případě delší výdrže na dané teplotě nežádoucí sekundární rekrystalizace spojená s difúzním hrubnutím zrna. Charakter hrubnutí zrna může být na základní úrovni rozlišován jako normální, nebo abnormální spojený s přehřátím oceli. Struktura s abnormální hrubozrnností se v porovnání s normální hrubozrnností vyznačuje značnou heterogenitou velikosti zrna a odstranění této následným tvářením za tepla je velmi obtížné [30, 32, 33].



Obr. 6 Vliv teploty, deformace a rychlosti deformace na podíl dynamicky rekrystalizované struktury.

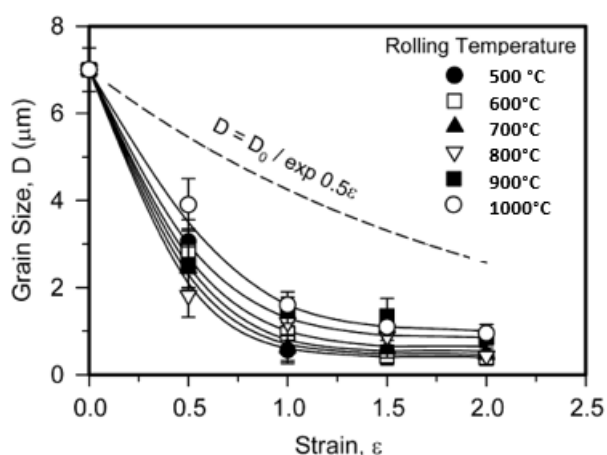
S operací tvářením za tepla je spjata zcela zásadní technologická vlastnost – tvářitelnost za tepla. Tato není zejména v případě austenitické oceli 08Ch18N10T na dobré úrovni [9, 35], přičemž ještě větší pokles tvářitelnosti je pozorován v oblasti koexistence austenitu a δ -feritu při teplotách vyšších než 1250 °C [35]. Tvářitelnost oceli úzce souvisí se schopností rekrystalizace, a tedy také s charakteristikami, na nichž tato schopnost závisí. Zejména pro popis kinetiky rekrystalizace je důležitou charakteristikou aktivační energie deformace Q ($\text{J}\cdot\text{mol}^{-1}$). Jedná se o materiálovou konstantu, pro jejíž výpočet je třeba znát rychlost deformace $\dot{\epsilon}$ (s^{-1}), materiálové konstanty C (s^{-1}), α (MPa^{-1}), n , molární plynovou konstantu R ($\text{J}\cdot\text{mol}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$), deformační teplotu T (K) a maximální deformační napětí σ_{max} (MPa), jak je uvedeno v rovnici (1) [35]:

$$\dot{\epsilon} = C * \exp \left[-\frac{Q}{R*T} \right] * [\sinh(\alpha * \sigma_{\text{max}})]^n \quad (1).$$

S rostoucí rychlostí deformace a snižující se teplotou dochází k opoždění rekrystalizace. Deformační podmínky ($\dot{\epsilon}$, T) by ovšem neměly mít zásadní vliv na aktivační energii deformace oceli s nízkou energií vrstevné chyby. Velikost aktivační energie má přímý vliv na rychlost nukleace rekrystalizovaného zrna, přičemž tato rychlost s rostoucí aktivační energií klesá. Kromě deformačních podmínek má na velikost aktivační energie vliv přítomnost přísadových prvků. Přítomnost substitučních prvků jako Cr, Mn, Si, Al a Ni podporuje tvorbu jemných precipitátů, které brzdí migraci hranice zrna, přičemž dochází ke zvýšení aktivační energie deformace a zpomalení rekrystalizace.

Také přítomnost vysokoteplotních karbidů, resp. karbonitridů a δ -feritu zvyšuje aktivační energii deformace. Z toho důvodu je nutné uvažovat také vhodný poměr feritotvorných a austenitotvorných prvků. Intersticiální atomy rozpuštěné v matici snižují aktivační energii deformace, a tedy urychlují rekrytalizaci. Vliv energie vrstevné chyby na tvářitelnost za tepla a zpevnění oceli souvisí s omezením příčného skluzu šroubových dislokací a převládajícím difúzním šplháním hranových dislokací v průběhu zotavení. Zpevnění austenitických ocelí vlivem tváření je velikosti energie vrstevné chyby nepřímo úměrné, resp. čím menší je tato, tím větší je zpevnění a horší tvářitelnost [12]. Byť ne zásadním způsobem, ale také rychlost tvářecího nástroje má vliv na tvářitelnost austenitických ocelí, přičemž vyšší rychlosti jsou vzhledem k minimalizaci problémů s přestupem tepla doporučovány [28].

Dalším důležitým aspektem výroby austenitických ocelí je střední velikost zrna, která se v závislosti na zvolené technologii tváření vlivem deformace a tepelné expozice



Obr. 7 Vliv deformace na střední velikost zrna v příčném směru válcované austenitické korozi-vzdorné oceli S304H.

mění. Vliv stupně deformace a teploty při válcování na střední velikost zrna oceli AISI 304 byl vyhodnocen autory práce [30]. Z výsledků experimentu reprezentovaných na **Obr. 7** je patrný pokles střední velikosti zrna s rostoucí hodnotou stupně deformace v rozsahu teplot 500–1000 °C. Dále je patrné, že s rostoucí teplotou válcování roste střední velikost zrna. Dle [36] může hrubnutí zrna oceli AISI 304, 321 a 347 v závislosti na čase probíhat již při teplotách 620–650 °C.

V publikaci [37] je uvedeno, že při teplotách žíhání oceli AISI 304L nižších než 800 °C

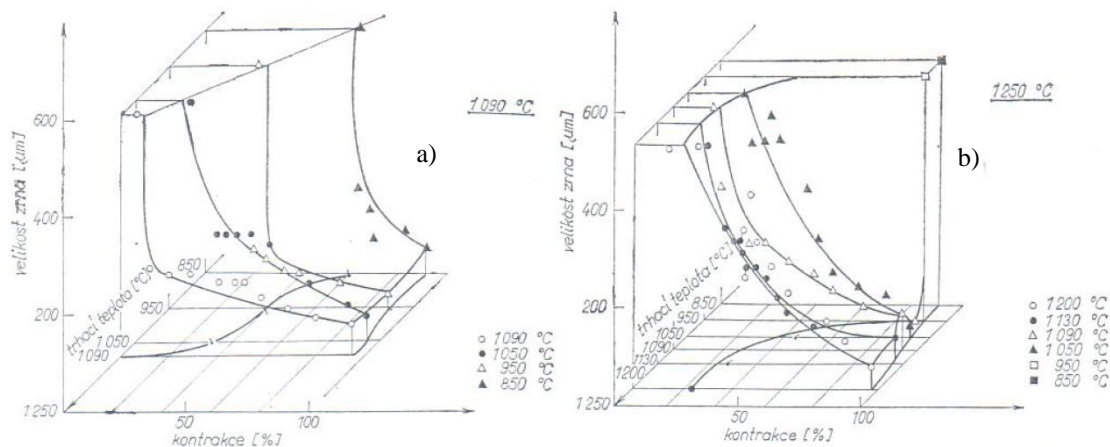
není pozorováno výrazné hrubnutí zrna austenitu. Dále bylo zjištěno, že velikost zrna dosažená po žíhání 1000 °C / 4 h je ekvivalentní velikosti zrna dosažené po žíhání 1150 °C / 2 h. Autoři publikace [38] pro ocel AISI 304L uvádějí dobrou odolnost proti značnému hrubnutí zrna (abnormálnímu růstu zrna, resp. sekundární rekrytalizaci) do homologické teploty 0,65 (850 °C). Rozsah homologických teplot 0,7–0,8 (900–1100 °C) je považován za oblast normálního růstu zrna.

Autor práce [39] uvádí výskyt povrchové hrubozrnnosti u výkovků průměru 260 mm z oceli 08Ch18N10T vyrobených volným kováním z ingotu I2,2 až I6,5 při třech i více ohřevech. Mezi možné příčiny výskytu hrubozrnných oblastí na základě provedeného rozboru patří persistence fragmentů primárních hrubých zrn, která nebyla rozbita v průběhu kování, nebo z těchto statickou rekrytalizací vzniklá hrubá sekundární zrna a volba nevhodné technologie tváření. V průběhu kování za vysoké teploty se vzrůstajícím stupněm deformace vzrůstá uložená deformační energie a mohou být splněny podmínky pro průběh rekrytalizace.

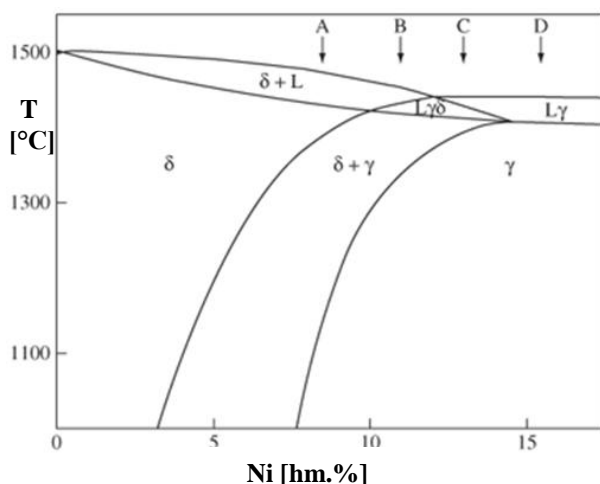
Z rekrytalizačních diagramů v práci [40] je patrná relativně snadná rekrytalizace za teplot 1090–1200 °C po deformaci 5–10 % (viz **Obr. 8**). Při poklesu tvářecí teploty se zvyšuje velikost deformace potřebné pro aktivaci rekrytalizace. Optimální teplota tváření oceli

08Ch18N10T je 1150 °C, přičemž z ekonomických i technických důvodů bývá překračována. Doporučeno je také postupné snižování teploty ohřevu při navazujících ohřevech na tvářecí teplotu až na 1050 °C pro zamezení hrubnutí zrna a zvýšení stupně deformace při prvním ohřevu na tvářecí teplotu. Hrubozrnné povrchové oblasti výkovku a zejména hrany kvadrátu nemohou vzhledem k nízkému stupni deformace a relativně rychlému poklesu teploty v průběhu kování rekrystalizovat. Na případné absenci rekrystalizace oceli 08Ch18N10T se podílí patrně také zvýšené množství dispergovaných částic Ti(C, N), které vznikají v průběhu kování a brání pohybu dislokací, ovšem jejich pozitivní vliv je sledován ve zpomalení růstu zrna při ohřevu na horní kovací teplotu. Při následném ohřevu na vysokou kovací teplotu jsou i přes nízký stupeň deformace splněny podmínky pro statickou rekrystalizaci. Potlačení rekrystalizace v průběhu tváření může souviset také s vysokou kovací teplotou (1250 °C), při níž lze v porovnání s nižší teplotou uvažovat rozpuštění velkého množství karbidů do tuhého roztoku a také zvýšení obsahu δ -feritu (viz **Obr. 9** [21]) [32, 39, 41, 42].

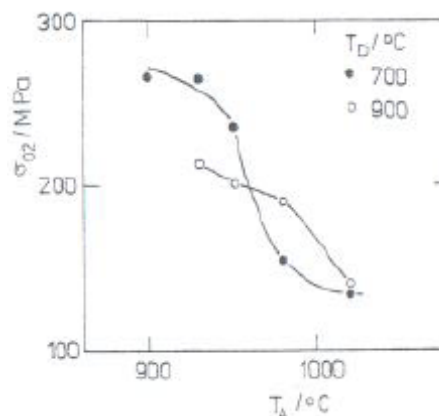
Z výsledků experimentální práce v publikaci [42] je patrné, že statická rekrystalizace probíhá za tím nižších teplot, čím nižší jsou teploty tvářecí (viz **Obr. 10**). Důvodem je omezení rozvoje zotavení v průběhu tváření. Experimentálně ověřená teplota rekrystalizace perzistujících fragmentů hrubých primárních zrn leží nad 1100 °C. V průběhu kování za teploty 1050 °C a rozpouštěcího žihání je tedy rekrystalizace vyloučena [39, 41]. V průběhu rozpouštění karbidů roste v tuhém roztoku množství volného atomárního uhlíku, který zvyšuje energii vrstevné chyby. S rostoucí energií vrstevné chyby je usnadněn pohyb dislokací a tím také proces zotavení, který vede ke snížení deformační energie potřebné pro rozvoj rekrystalizace. Také s tvorbou δ -feritu roste v okolní matici množství volného atomárního uhlíku a uvažovaný vliv na energii vrstevné chyby je analogický rozpouštění karbidů. Účinek vysoké teploty by se mohl na potlačení rekrystalizace projevit také v nárůstu střední velikosti zrna [42].



Obr. 8 Rekrystalizační diagram lité oceli 08Ch18N10T pro počáteční teplotu ohřevu a) 1090 °C, b) 1250 °C.



Obr. 9 Pseudobinární diagram Fe–Ni s 19 hm.% Cr.



Obr. 10 Závislost smluvní meze kluzu $R_{p0,2}$ na teplotě rekrytalizačního žhání pro tvářecí teplotu 700 °C a 900 °C ($\varepsilon = 0,15$).

2.4 TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ

Výkovky z korozivzdorné austenitické oceli by měly být pro dosažení maximální houževnatosti a korozní odolnosti zpracovány rozpouštěcím žháním [20, 28, 29]. Pro austenitické oceli se podle literatury [22, 43] pohybuje teplota rozpouštěcího žhání v rozsahu 950–1150 °C v závislosti na typu oceli, přičemž teplota doporučená pro ocel 08Ch18N10T leží v rozsahu 955–1120 °C [29]. Aplikace teploty pod doporučeným intervalem má za následek nedostatečné rozpuštění precipitátů, a naopak hrubnutí zrna nad tímto intervalem [20]. Za účelem potlačení precipitace karbidů Cr a dosažení maximálního množství austenitu ve struktuře je po tepelném zpracování doporučeno ochlazení v oleji, nebo ve vodě pro velikost příčného průřezu větší než 6,4 mm [29].

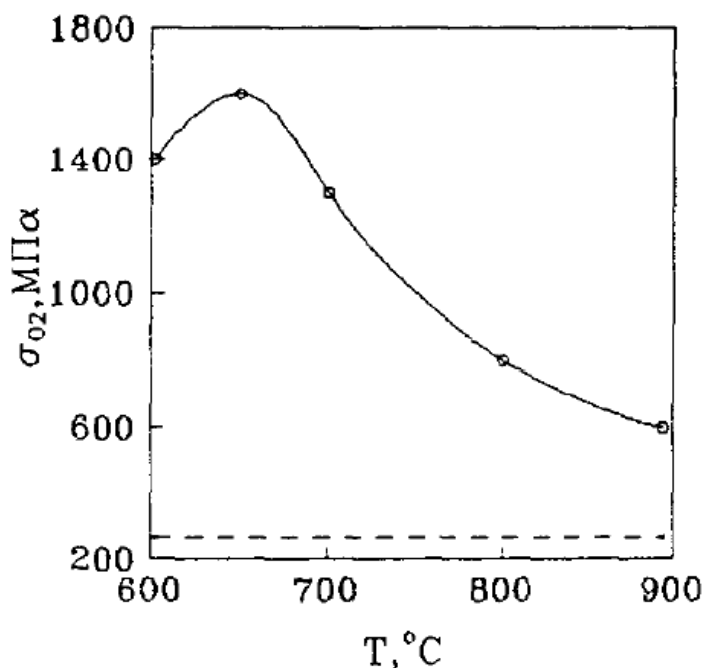
Dalšího zvýšení korozní odolnosti lze docílit stabilizačním žháním. Doporučená teplota stabilizačního žhání se pro ocel 08Ch18N10T pohybuje v rozsahu 850–950 °C s dobou tepelné expozice 2–4 h [43], resp. 845–900 °C s dobou tepelné expozice maximálně 5 h v závislosti na velikosti příčného průřezu součásti a následné ochlazení ve vodě [20, 29]. Korozní odolnost je v průběhu stabilizačního žhání podpořena precipitací karbidů na bázi Ti a Nb, a tedy snížením množství volného atomárního C, který by bez přítomnosti stabilizačních prvků vytvářel s Cr interkrytalické karbidy a snižoval tím odolnost proti korozi.

Negativní vliv má z hlediska stabilizace N, který s Ti a Nb vytváří nitridy, resp. karbonitridy a je tedy nutné udržovat vhodný poměr C / N [20]. Dalším cílem stabilizačního žhání může být dosažení vyšších pevnostních charakteristik (zejména pro použití za zvýšených teplot), které opět souvisí s precipitací částic TiC, popř. TiCN [43, 44]. Doprovodným efektem však může být výrazné snížení deformačních charakteristik, a to až pod minimální požadované hodnoty, zejména je-li součin hm.% C a hm.% Ti z tavbového rozboru větší než 0,037 [44]. Vzhledem k vyššímu množství karbidotvorných prvků a vyšší difuzivitě substitučních atomů ve feritu v porovnání s austenitem je právě ferit hlavním nositelem precipitátů. Ze zmíněného plyne pozitivní vliv Cr_{eq} na napěťové charakteristiky, ovšem jeho vliv na výslednou strukturu by musel být vzhledem k požadavku omezeného množství feritu (3–8 %) případně kompenzován zvýšením Ni_{eq} [43]. Niklový ekvivalent má také pozitivní vliv na napěťové vlastnosti. S jeho rostoucí hodnotou roste energie vrstevné chyby [45] a je upřednostňován

planární skluz dislokací. V důsledku zmíněného lze pozorovat zvýšení meze kluzu. Vliv Cr_{eq} na velikost energie vrstevné chyby je inverzní vlivu Ni_{eq} [46]. V publikaci [47] je dále patrný významný vliv Ni, Mo a (C + N) na mechanické vlastnosti oceli s 18 % Cr a 10 % Mn. Zvýšením množství Ni a Mo bylo dosaženo zvýšení meze kluzu a meze pevnosti. Rovněž z hlediska houževnatosti je zvýšení množství Ni a Mo žádoucí, stejně jako legování C a N.

Stabilizační žihání může být následováno žiháním ke snížení pnutí, které je prováděno za účelem zvýšení deformačních charakteristik. Krátkodobé žihání ke snížení pnutí za teploty 705 °C bez hrozby další precipitace karbidů je doporučeno v publikaci [20]. U součástí pro letecký průmysl je žihání ke snížení pnutí prováděno za teploty 900 °C s následným ochlazením na vzduchu, popř. v polymeru nebo vodě [29].

Vliv teploty postdeformačního žihání na pevnostní vlastnosti oceli typu 18Cr–10Ni je vyhodnocen v publikaci [48]. Proces zpracování experimentálních vzorků (D = 5 mm, L = 25 mm) byl následující: válcování za teploty 1000 °C (redukce průřezu 35 %) s následným ochlazením ve vodě,



Obr. 11 Závislost smluvní meze kluzu $R_{p0.2}$ na teplotě postdeformačního žihání oceli 18Cr–10Ni.

válcování v podmínkách tekutého dusíku (–196 °C, redukce průřezu 35 %), žihání v rozsahu teplot 500–1000 °C po dobu 1 h. Výsledná struktura vzorků je autory charakterizována jako ultrajemnozrná. Z hlediska napěťových vlastností se jako optimální teplota postdeformačního žihání osvědčila teplota 650 °C (viz Obr. 11). Po překročení teploty 650 °C je patrný pokles meze kluzu související se snížením hustoty dislokací, mírným zhrubnutím austenitického zrna a precipitátů a transformací napěťově indukovaného martenzitu na austenit.

2.5 PRŮMYSLOVÉ VYUŽITÍ

Austenitické korozivzdorné oceli jsou používány převážně v korozním prostředí a některé skupiny těchto ocelí také za zvýšených teplot do přibližně 650–700 °C [29]. V současnosti nejpoužívanější austenitickou ocelí je AISI 304 (X5CrNi1810). Motivací k zavedení oceli 08Ch18N10T bylo rozšíření užitečných vlastností zmíněné AISI 304 výrobou oceli s lepší odolností proti mezikrystalové korozi a také lepší svařitelností. Právě díky své relativně dobré creepové a korozní odolnosti a svařitelnosti je tato ocel uplatňována v celé řadě odvětví. Technicky nejnáročnější aplikací je výroba primárního okruhu parogenerátoru jaderné elektrárny, v němž proudí teplotnosné medium – radioaktivní voda [44].

Dále své využití nalézají například v oblasti petrochemického průmyslu, potravinářství, zdravotnictví, kuchyňských potřeb, farmaceutického průmyslu, výroby kryogenních nádob, vzduchotechnice a doporučena je také pro výrobu svařovaných součástí bez následného žíhání [12, 29, 25].

2.6 EBSD

Výroba ocelových součástí zejména pro aplikace v jaderném průmyslu vyžaduje velmi specifický technologický přístup a finální produkty musejí splňovat celou řadu mechanických vlastností předepsaných normami a technickými dodacími podmínkami. Jakákoliv změna mnohdy komplikovaného technologického postupu výroby může mít za následek zásadní změny ve struktuře součásti a s tím spojené změny mechanických vlastností. Aby byl výrobní proces zcela řízený a smysluplný, je tedy nezbytné hledat souvislost mezi aplikovanou technologií, výslednou strukturou a mechanickými vlastnostmi. Pro studium struktury existuje celá řada metod od prosté stereolupy až po sofistikovanou elektronovou mikroskopii, přičemž výběr vhodné metody závisí na pozorovaném strukturním parametru.

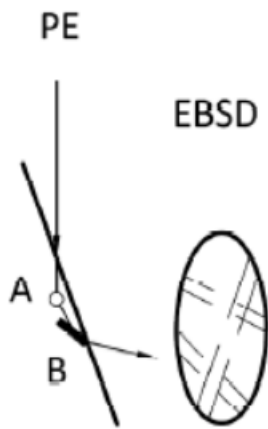
Mezi sofistikované metody využívající fokusovaného svazku elektronů pro získání analytické informace patří difrakce zpětně odražených elektronů označovaná zkratkou EBSD (Electron BackScatter Diffraction). Existují dva základní fyzikální modely EBSD, a to dvojinterakční a kanálovací [49]. Pro účely disertační práce byla aplikována metoda EBSD s dvojinterakčním fyzikálním modelem, a právě tento bude v následujícím textu stručně popsán.

Interakci primárního svazku elektronů se zkoumaným vzorkem lze schematicky popsat prostřednictvím **Obr. 12** [50] a **Obr. 13** [49, 51]. Po proniknutí primárních elektronů do určité hloubky pod povrch vzorku (přibližně 10–50 nm) nastává jejich rozptyl, který může být pružný i nepružný (oblast “A“ na **Obr. 12**). Rozptyl primárních elektronů probíhá do všech směrů a je vždy doprovázen poklesem kinetické energie elektronů. Elektrony, které prodělaly výhradně pružné interakce, popř. jedinou nepružnou (velkoúhlovou) interakci si zachovávají téměř veškerou svoji původní kinetickou energii [49, 52]. Pokud je energiová ztráta těchto elektronů menší, než přibližně 10 % energie primárního elektronu [53], jedná se o nízkoztrátové BSE (Back Scattered Electron), které přispívají k signálu EBSD. Dále existuje vysoká pravděpodobnost, že do všech směrů rozptýlené BSE naleznou vhodně orientované systémy krystalografických rovin, na nichž bude splněna Braggova difrakční podmínka daná rovnicí (2):

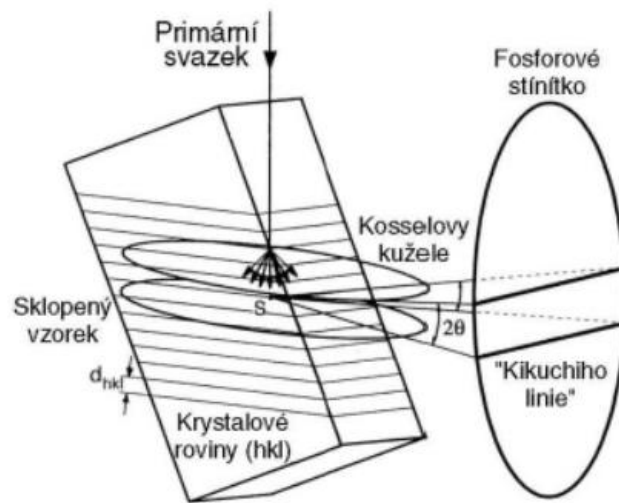
$$n\lambda = 2d_{hkl}\sin\Theta \quad (2),$$

kde n je řád difrakce, λ je vlnová délka elektronu, d_{hkl} je mezirovinná vzdálenost dané osnovy rovin a Θ je úhel dopadu elektronů na danou osnovu rovin (oblast “B“ na **Obr. 12** a oblast “S“ na **Obr. 13**). Při splnění Braggovy podmínky dochází k difrakci BSE, které následně vystupují po přímkových trajektoriích ven ze vzorku. Protože k difrakci BSE dochází ve všech směrech, přímkové trajektorie vytvářejí povrch tzv. Kosselova kuželu (viz **Obr. 13**). Každé osnově rovin přísluší dva Kosselovy kužely, které představují difrakci z obou stran dané osnovy rovin.

Průřezem Kosselových kuželů na rovinném fosforovém stínítku je potom pár Kikuchiho linií (ve skutečnosti úseky hyperboly), které reprezentují danou osnovu krystalových rovin (viz **Obr. 12** a **13**) [49].



Obr. 12 Schéma dvojinterakčního modelu.



Obr. 13 Schéma popisující princip difrakce BSE.

Analýza difrakčních stop poskytuje velmi cenné informace o struktuře pozorovaného vzorku, mezi něž patří například fázové složení, orientace krystalografické mřížky a velikost zrna a strukturních jednotek. Fyzikální princip dvojinterakčního modelu a interpretace dosažených výsledků jsou velmi obsáhlé problematiky a výše uvedený popis je spíše stručným úvodem do metody EBSD.

3. CÍLE PRÁCE

Stanovené cíle práce jsou následující:

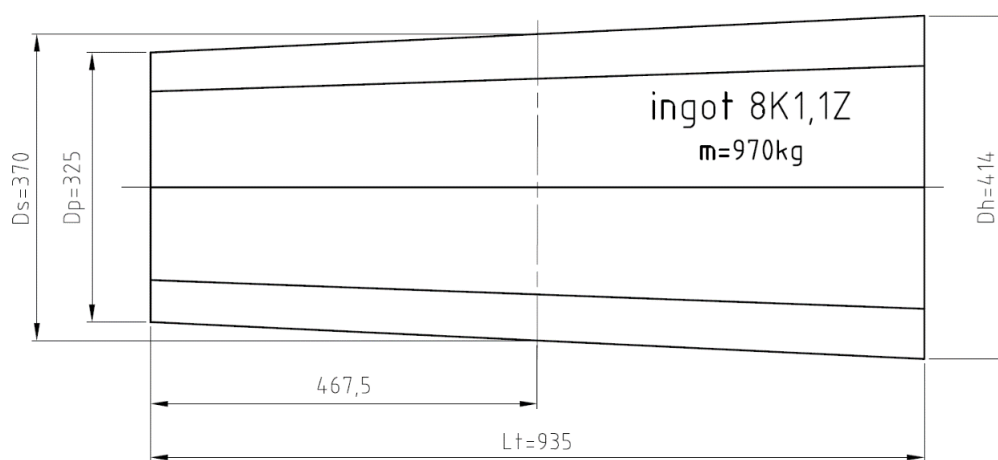
- 1) Optimalizace horní kovací teploty a stanovení vhodného postupu volného kování experimentálních výkovků za tepla na hornotlakém čtyřsloupovém lisu CKV 630, včetně následného vychlazení v provozních podmínkách kovárny ŽĐAS, zejména z hlediska výsledných mechanických vlastností při pokojové teplotě a teplotě 350 °C.
- 2) Stanovení vhodného postupu tepelného zpracování laboratorních vzorků separovaných z experimentálních výkovků zejména z hlediska výsledných mechanických vlastností při pokojové teplotě a teplotě 350 °C.
- 3) Optimalizace výroby výkovků kruhového průřezu do průměru 280 mm z oceli 08Ch18N10T v ŽĐAS, a.s. pro dosažení vyhovujících mechanických vlastností dle TS Škoda JS Ae 4113/Dok Rev. 7

4. ZPŮSOB ŘEŠENÍ A POUŽITÉ EXPERIMENTÁLNÍ METODY

Experimentální práce uvedené v kapitole 5.1 až 5.3 byly realizovány ve společnosti ŽĐAS, a.s. Pracovní postup byl zahájen na elektroocelárně výrobou základní legované taveniny s využitím EOP (Elektrická Oblouková Pec, výrobce Siemens Elin Union), v níž byla po roztavení vsázky provedena oxidace tekutého kovu a snížení koncentrace některých prvků, zejména pak uhlíku a křemíku.

Po odstranění oxidační strusky byla tavenina přelita do rafinační pánve a převezena na LF (Ladle Furnace – pánvová pec, výrobce Fuchs GmbH). Na LF proběhlo legování přísadovými prvky (Mn, Cr, Ni) a ohřev taveniny na teplotu nezbytnou pro následné zpracování technologií VOD (Vacuum Oxygen Decarburization – vakuové oxidační oduhlíčení) s využitím agregátu VD/VOD (výrobce MDM AG).

Technologie VOD umožňuje u vysokolegované chromové oceli především dosažení velmi nízké koncentrace uhlíku za současného vysokého využití přísadových prvků. Po oduhlíčení taveniny procesem VOD následovala redukce strusky a zpracování technologií VD (Vacuum Degassing – odplynění ve vakuu) za účelem desoxidace oceli, odsíření a snížení koncentrace dusíku a vodíku. V závěrečné fázi zpracování byla tavenina legována prvky, které mají vysokou afinitu ke kyslíku a jsou nezbytné pro dosažení požadované kvality oceli. Odléváním oceli do kokil spodem přes vtokovou soustavu byla ukončena výroba ocelových ingotů 8K1,1Z, jejichž schematické znázornění je uvedeno na **Obr. 14**.



Obr. 14 Schematické znázornění ingotu 8K1,1Z.

Dalším krokem byl ohřev ingotu na kovací teplotu v komorové ohřívací peci vytápěné zemním plynem s maximální dosažitelnou teplotou vsázky 1200 °C. Bezprostředně po ohřátí ingotu na kovací teplotu bylo provedeno volné kování na hornotlakém čtyřsloupovém lisu CKV 630 s jedním lisovacím válcem a dvěma zpětnými válci s maximální pracovní silou 6,3 MN. Převoz ingotu, popř. předkovku, mezi ohřívací pecí a pracovním prostorem lisu byl proveden s využitím kolového manipulátoru firmy Wellman o nosnosti 2,5 t. V průběhu kování bylo v pracovním prostoru lisu s ingotem, popř. předkovkem, manipulováno prostřednictvím olejohydraulického kolejového manipulátoru QKK s nosností 3 t. Výkovky byly po dokování vychlazeny a následně rozřezány na kotoučové pile PHA 27A. Vzorky separované podle rozřezového plánu v kapitole 5.3 byly určeny pro následné tepelné zpracování, které bylo realizováno ve společnosti COMTES FHT, a.s.

V rámci experimentu popsaného v kapitole 5.2.1 bylo provedeno laboratorní tepelné zpracování s využitím elektrické odporové pece K120/14 s jmenovitým topným příkonem 10,5 kW a maximální jmenovitou teplotou 1400 °C. Následně byl z každého tepelně zpracovaného vzorku připraven metalografický výbrus za účelem stanovení střední velikosti zrna. Prvním krokem při zhotovení výbrusu byl odběr reprezentativního vzorku s využitím metalografické pily Discotom–6 a jeho zalisování na přístroji STRUERS CitoPress–1. Následovalo broušení za mokra na přístroji LECO Spectrum System 2000 s využitím brusných papírů se zrnitostí 200, 350, 500, 1000 a 2000. Dalším krokem bylo leštění s využitím leštících pláten, na které byly nanесeny pasty obsahující diamantové částice o rozměrech 3 a 1 μm. Jako smáčedlo byl použit etanol. Posledním krokem přípravy metalografického výbrusu bylo chemické leptání s využitím leptadla Portevin (2 díly HCl + 1 díl HNO₃). Velikost zrna byla stanovena přímo na světelném mikroskopu NEOPHOT 32 srovnávací metodou podle normy ASTM E112 – 13 [54] s využitím měření středního rozměru zrna. V terminologii normy ASTM je uvedeno číslo velikosti zrna s označením G, které bylo původně definováno rovnicí (3):

$$N_{AE} = 2^{G-1} \quad (3),$$

kde N_{AE} je počet zrn na čtvereční palec. Srovnávací metoda je založena na srovnávání snímku struktury metalografického výbrusu se standardy, které zobrazují struktury s označením čísla velikosti zrna G, přičemž zvětšení pořízeného snímku struktury musí být stejné, jako zvětšení dané standardní série. Za účelem stanovení velikosti zrna byly pořizovány snímky při zvětšení 100x. V průběhu srovnávání se standardy je struktuře pořízeného snímku přiřazena taková hodnota G, která odpovídá nejvíce podobnému standardu.

Vyhodnocení obsahu δ-feritu uvedeného v **Tab. 2** a **Tab. 3** bylo provedeno magnetickou metodou pomocí feritometru FC–2 na vzorku průměru 7 mm a délky 60 mm.

Kapitola 5.4 byla realizována ve společnosti COMTES FHT, a.s. Tepelné zpracování bylo provedeno v jedné z elektrických odporových pecí, kterými COMTES disponuje. První z těchto je KS120 s maximální pracovní teplotou 1200 °C. Další je KM 30–13 s maximální pracovní teplotou 1330 °C.

Po tepelném zpracování následovalo vyhodnocení mechanických vlastností (kapitola 6.1) tahovými zkouškami při pokojové teplotě a teplotě 350 °C. Tahové zkoušky při pokojové teplotě byly provedeny na elektromechanickém zkušebním stroji ZWICK Z250 s laserovým, případně tenzometrickým snímačem deformace podle normy ČSN EN ISO 6892–1. Tahové zkoušky při teplotě 350 °C byly provedeny na servo-hydraulickém zkušebním stroji Inova s teplotní komorou do 500 °C podle normy ČSN EN ISO 6892–2. Deformace byla v případě tahových zkoušek při 350 °C měřena kapacitním snímačem deformace (do 500 °C).

Kromě tahových zkoušek byly podrobeny čtyři vybrané vzorky (identifikační číslo 25; 133; 164; 175) také zkouškám rázem v ohybu (kapitola 6.1) při pokojové teplotě dle normy ČSN EN ISO 148–1 s využitím zkušebního stroje Charpy RKP 450 od firmy ZWICK/ROELL.

Z oblasti hlavy a měrné délky tahových zkušebních tyčí všech výše uvedených vzorků byly odebrány vzorky pro následný metalografický výbrus analogicky, jako tomu je v kapitole 5.2.1. Dále byly tyto vzorky hodnoceny na ÚMVI FSI VUT s využitím EBSD detektoru NOR_DYS fy Oxford Instruments, který je nainstalován jako příslušenství k rastrovacímu elektronovému mikroskopu Zeiss Ultra Plus (kapitola 6.2). Misorientace pro hranici zrna byla nastavena na minimálně 10° s minimální velikostí uvažovaného objektu $10 \mu\text{m}^2$. Ve všech čtyřech případech byly vynechány dvojčatové hranice.

U vybraných vzorků byla hodnocena také hustota dislokací (kapitola 6.3) v Laboratoři elektronové mikroskopie na Ústavu fyziky materiálů AV ČR, Brno. Ze vzorků byly elektrojiskrovou pilou nařezány tenké plátky o tloušťce 0,8 mm, které byly dále broušeny na karbidových brusných papírech. Tenké fólie byly potom připraveny standardní metodou tryskového elektrochemického leštění. K pozorování mikrostruktury byl použit transmisní elektronový mikroskop Philips TEM/STEM CM12 vybavený energiově–dispersním spektrometrem EDAX Phoenix. Urychlovací napětí bylo 120 kV a velikost stopy přibližně 10 nm.

Fraktografická analýza v kapitole 6.4 byla provedena na ÚMVI FSI VUT s využitím rastrovacího elektronového mikroskopu Zeiss Ultra Plus, přičemž lomové plochy byly studovány pomocí obrazu sekundárních elektronů.

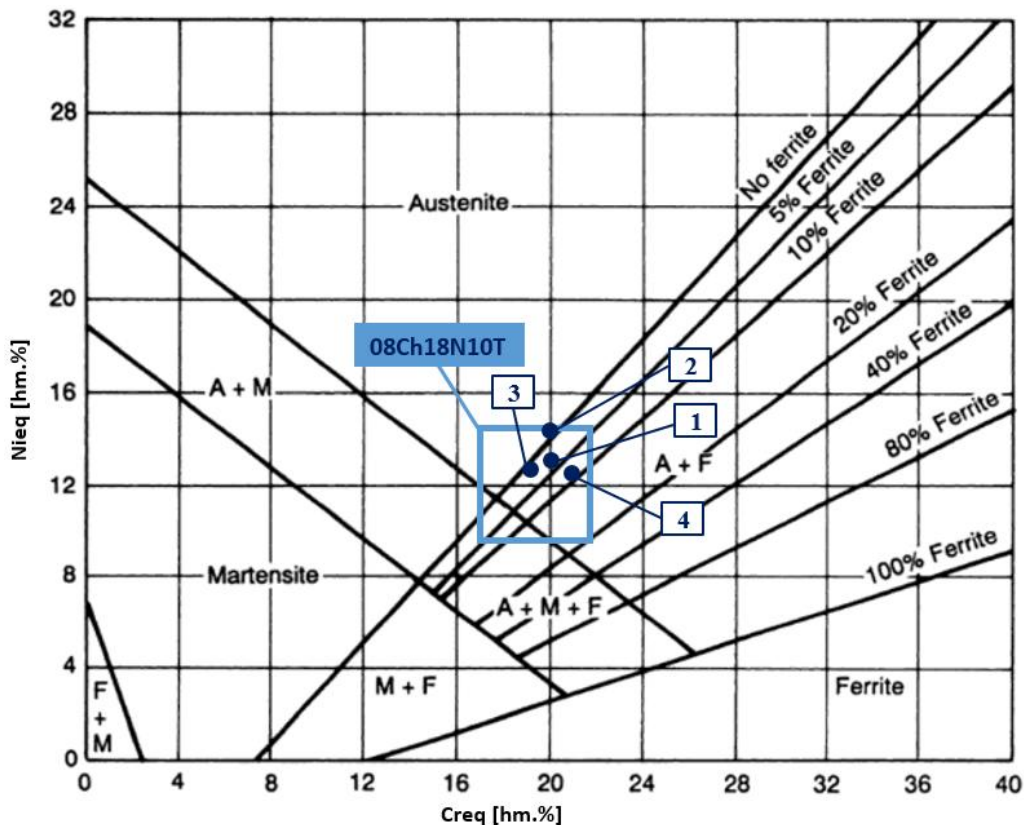
5. EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST

5.1 CHEMICKÉ SLOŽENÍ EXPERIMENTÁLNÍCH TAVEB

Z oceli 08Ch18N10T byly vyrobeny celkem čtyři tavby s chemickým složením uvedeným v **Tab. 2**. Tavba č. 1 obsahuje nejvyšší koncentraci C, která je na horní hranici předpisu dle GOST 5632–72 a zároveň obsahuje nejnižší koncentraci N. Charakteristikou tavby č. 2 je maximální potlačení vzniku δ -feritu obsahem Ni v blízkosti horní hranice a obsahu Cr v blízkosti spodní hranice předpisu dle GOST 5632–72. V případě tavby č. 3 bylo dosaženo nejnižší koncentrace C ze všech čtyř uvedených taveb. Tavba č. 4 se vyznačuje obsahem Ni v blízkosti spodní hranice a obsahem Cr v blízkosti horní hranice předpisu dle GOST 5632–72 pro dosažení co největšího množství δ -feritu. Struktura zmíněných taveb je kromě austenitu vždy tvořena δ -feritem, přičemž výsledky naměřené feritometrem přibližně korespondují s hodnotami získanými ze Schaefflerova diagramu (viz **Obr. 15** [10]).

Tab. 2 ChemickéChemická složení taveb 1–4.

prvek	koncentrace prvku, Cr _{eq} , Ni _{eq} , δ -F [hm.%, ppm(*), %]					
	GOST 5632–72		tavba 1	tavba 2	tavba 3	tavba 4
	min	max	č.t. 55928	č.t. 56463	č.t. 56505	č.t. 56523
C	–	0,08	0,08	0,07	0,02	0,04
Mn	–	2,0	0,31	1,41	1,41	1,57
Si	–	0,8	0,5	0,7	0,36	0,46
P	–	0,035	0,019	0,022	0,02	0,023
S	–	0,02	0,003	0,003	0,005	0,005
Cr	17,0	19,0	17,5	17,4	17,0	18,8
Ni	9,0	11,0	10,18	10,9	10,6	9,1
Cu	–	0,3	0,08	0,06	0,05	0,05
Mo	–	0,3	0,08	0,1	0,06	0,1
V	–	0,2	0,08	0,08	0,06	0,07
W	–	0,2	0,01	0,03	0,03	0,03
Co	–	0,07	0,03	0,03	0,03	0,03
Al	–	–	0,057	0,034	0,13	0,08
Nb	–	–	–	0,03	<0,01	0,015
B	–	0,003	0,0005	0,0035	<0,0005	0,004
As	–	–	–	<0,005	<0,005	<0,005
Sn	–	–	–	0,005	0,005	0,005
H(*)	–	–	1,9	–	–	–
N	–	0,05	0,0101	0,0238	0,0271	0,053
O	–	–	0,0025	0,0035	–	0,0033
Ti	–	0,7	0,46	0,25	0,26	0,12
δ -F (laboratorně)	0,5	5,0	1,9	1,0	2,5	5,5
Cr _{eq}	–	–	20,0	20,0	19,2	20,9
Ni _{eq}	–	–	13,0	14,3	12,6	12,5



Obr. 15 Schaefflerův diagram s vyznačením taveb 1–4 a oblasti chemického složení dle Tab. 1.

5.2 VOLNÉ KOVÁNÍ NA LISU ZA TEPLA

5.2.1 Optimalizace horní kovací teploty

Před samotným kováním experimentálních ingotů bylo nutné zjistit vhodné podmínky kování zajišťující optimální velikost zrna, a to ve vztahu k horní kovací teplotě, výdrži na této a způsobu ochlazení po dokování [55]. Za účelem ověření vlivu zmíněných parametrů na střední velikost zrna byl použit zbytek provozního výkovku čtvercového průřezu s rozměry 200x200x1200 mm a chemickým složením uvedeným v **Tab. 3**. Ze zbytku byly nařezány čtyři předkovky s rozměry 200x200x100 mm, které byly dále překovány shodně na průměr 70 mm, přičemž dva výkovky byly vychlazeny (výkovky 1 a 3 v **Tab. 6**) a dva výkovky byly vychlazeny a tepelně zpracovány rozpouštěcím žháním (výkovky 2 a 4 v **Tab. 6**) a jeden vzorek s rozměry 200x200x20 mm, který byl po separaci z čela zbytku provozního výkovku podroben laboratorní zkoušce pro stanovení střední velikosti zrna v osové části zbytku (vzorek 5 v **Tab. 6**). Detailní rozbor kování předkovek 1–4 a následného vychlazení po dokování a rozpouštěcího žhání příslušných výkovek je uveden v **Tab. 4**. Parametr K [-] uvedený v **Tab. 4** představuje stupeň prokování, který lze spočítat jako podíl výchozí plochy příčného průřezu a plochy konečné.

Tab. 3 Chemické složení tavby č. 53246.

koncentrace prvku, Cr _{eq} , Ni _{eq} , δ-F [hm.%, ppm(*), %]													
C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	V	W	Co	Al	Nb
0,04	1,45	0,56	0,024	0,002	17,5	10,0	0,07	0,11	0,07	0,02	0,03	0,042	0,02
B	As		Sn	H(*)	N	O	Ti	δ-F (laboratorně)				Cr _{eq}	Ni _{eq}
0,005	<0,005		0,005	2,7	0,0105	0,0032	0,35	3,8				19,61	11,55

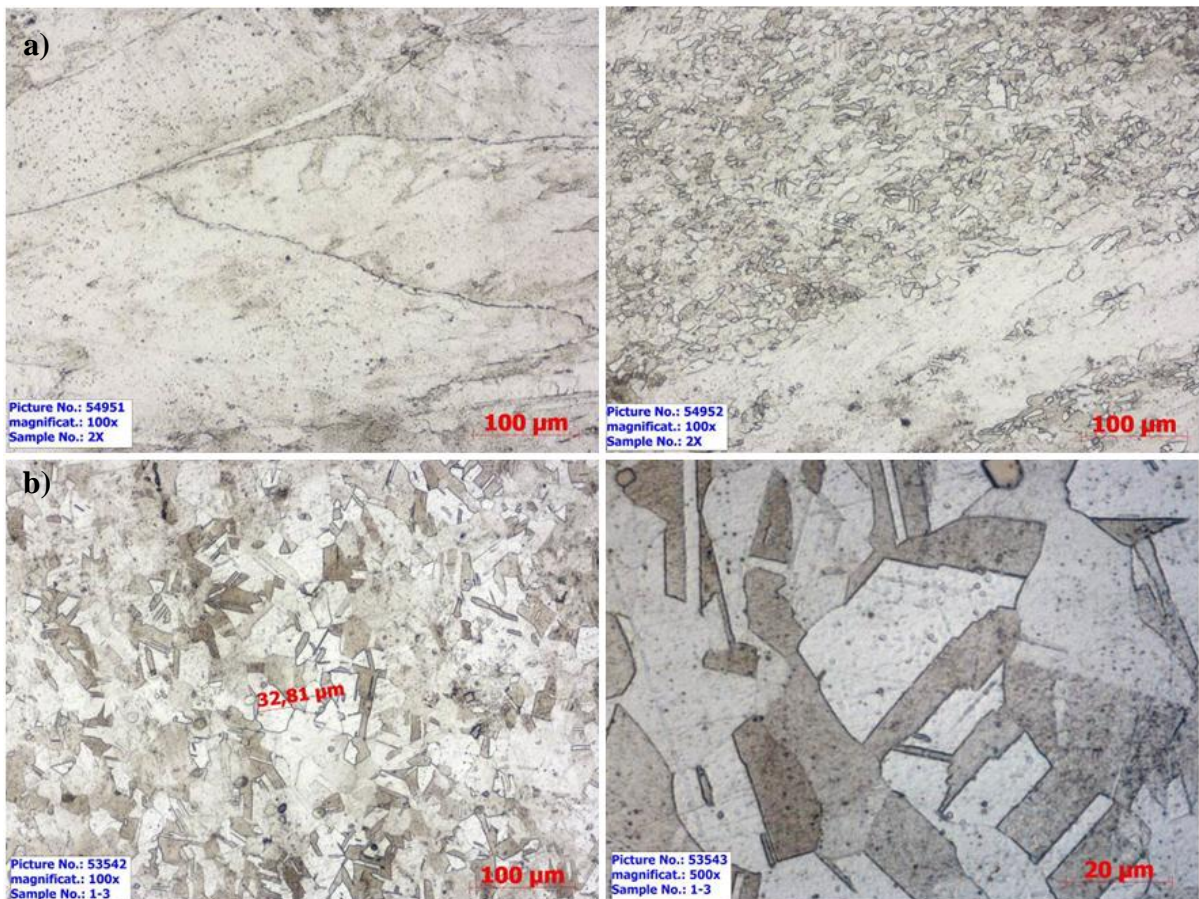
Tab. 4 Postup kování předkovků 1–4 na výkovky s průměrem 70 mm a následného rozpouštěcího žíhání.

Předkovek 200x200x100mm	Kování za tepla						Vychlazení po dokování	Rozpouštěcí žíhání		
	T _{kovací} [°C]	τ _{ohřev} [min]	τ _{kování} [min]	Překovaný D [mm]	K [-]	T _{dokovací} [°C]		T [°C]	τ [h]	Ochlazení
1	1180	122	8	70	10,4	600	voda	-	-	-
2	1180	133	7	70	10,4	670	voda	1040	3	voda
3	1180	142	8	70	10,4	650	vzduch	-	-	-
4	1180	151	9	70	10,4	630	vzduch	1040	3	voda

Následně bylo z každého ze čtyř výkovků odebráno celkem 22 laboratorních vzorků s rozměry D70–20 mm, z nichž 21 jich bylo tepelně zpracováno dle **Tab. 5** pro simulaci podmínek ohřevu na horní kovací teplotě. Výsledky hodnocení střední velikosti zrna dosažené výše popsaným experimentem jsou uvedeny v **Tab. 6** a na **Obr. 17 a) – h)**. Na **Obr. 16 a)** jsou uvedeny snímky struktur s největší dosaženou heterogenitou velikosti zrna v **Tab. 6** zaznamenanou u výkovku 2 ve stavu po vychlazení ve vodě (G = 1–8). Snímky struktur evidující nejmenší dosaženou velikost a heterogenitu velikosti zrna v **Tab. 6** zaznamenanou u laboratorního vzorku odděleného z výkovku 1 ve stavu po žíhání 1060 °C / 5 h / voda (G = 7) jsou uvedeny na **Obr. 16 b)**.

Tab. 5 Tepelné zpracování laboratorních vzorků odebraných z výkovků 1–4 v Tab. 4.

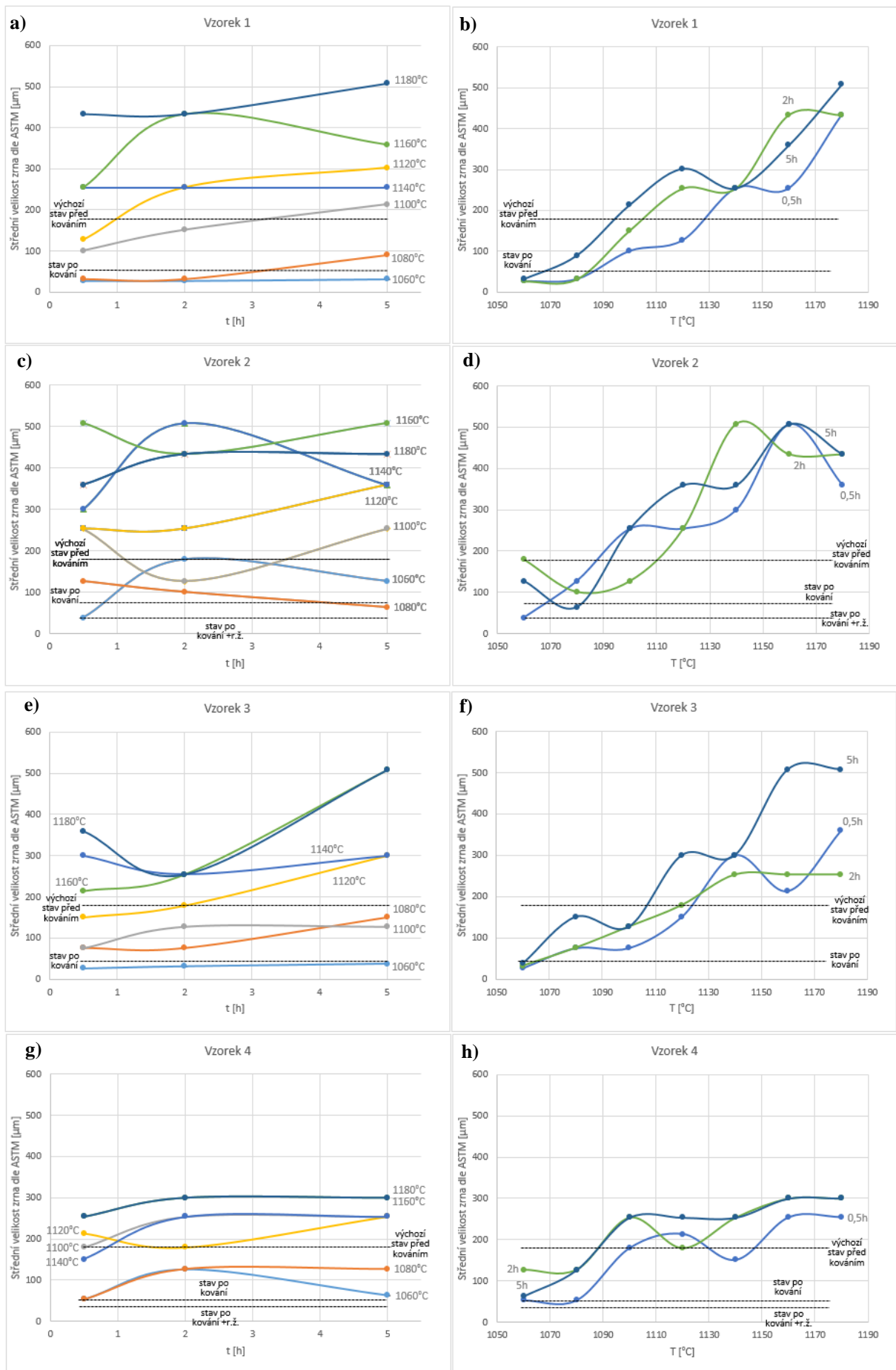
Laboratorní vzorek	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20	21
T [°C]	1060			1080			1100			1120			1140			1160			1180		
τ [h]	0,5	2	5	0,5	2	5	0,5	2	5	0,5	2	5	0,5	2	5	0,5	2	5	0,5	2	5
Ochlazení	voda																				



Obr. 16 Snimky struktur vybraných vzorků v Tab. 6

Tab. 6 Výsledky hodnocení střední velikosti zrna.

T [°C]	τ [h]	Výkovek / Laboratorní vzorek	Střední velikost zrna dle ASTM							
			Výkovek 1 (voda)		Výkovek 2 (voda+r.ž.)		Výkovek 3 (vzduch)		Výkovek 4 (vzduch+r.ž.)	
			[μm]	[-]	[μm]	[-]	[μm]	[-]	[μm]	[-]
-	-	po vychlazení	53	5,5 (4-7)	76	4,5 (1-8)	45	6	53	5,5 (4-7)
-	-	po r.ž. 1040 °C	-	-	38	6,5 (6-7)	-	-	38	6,5 (6-7)
1060	0,5	1	27	7,5 (7-8)	38	6,5 (6-7)	27	7,5 (7-8)	53	5,5
	2	2	27	7,5 (7-8)	180	2	32	7	127	3
	5	3	32	7	127	3	38	6,5 (6-7)	64	5
1080	0,5	4	32	7	127	3	76	4,5 (4-5)	53	5,5 (5-6)
	2	5	32	7	101	3,5 (3-4)	76	4,5 (4-5)	127	3
	5	6	90	4	64	5	151	2,5 (2-3)	127	3
1100	0,5	7	101	3,5 (3-4)	254	1	76	4,5 (4-5)	180	2
	2	8	151	2,5 (2-3)	127	3	127	3	254	1
	5	9	214	1,5 (1-2)	254	1	127	3	254	1
1120	0,5	10	127	3	254	1	254	2,5 (2-3)	214	1,5 (1-2)
	2	11	254	1	254	1	180	2	180	2
	5	12	300	0,5 (0-1)	359	0	300	0,5 (0-1)	254	1
1140	0,5	13	254	1	300	0,5 (0-1)	300	0,5 (0-1)	151	2,5 (2-3)
	2	14	254	1	508	-1	254	1	254	1
	5	15	254	1	359	0	300	0,5 (0-1)	254	1
1160	0,5	16	254	1	508	-1	214	1,5 (1-2)	254	1
	2	17	434	-0,5 (-1-0)	434	-0,5 (-1-0)	254	1	300	0,5 (0-1)
	5	18	359	0	508	-1	508	-1	300	0,5 (0-1)
1180	0,5	19	434	-0,5 (-1-0)	359	0	359	0	254	1
	2	20	434	-0,5 (-1-0)	434	-0,5 (-1-0)	254	1	300	0,5 (0-1)
	5	21	508	-1	434	-0,5 (-1-0)	508	-1	300	0,5 (0-1)
-	-	Vzorek 5 (východí stav před kováním)	střední velikost zrna dle ASTM [μm] / [-] : 180 / 2 (0-4)							



Obr. 17 Výsledky hodnocení střední velikosti zrna v závislosti na aplikované teplotě a prodlevě.

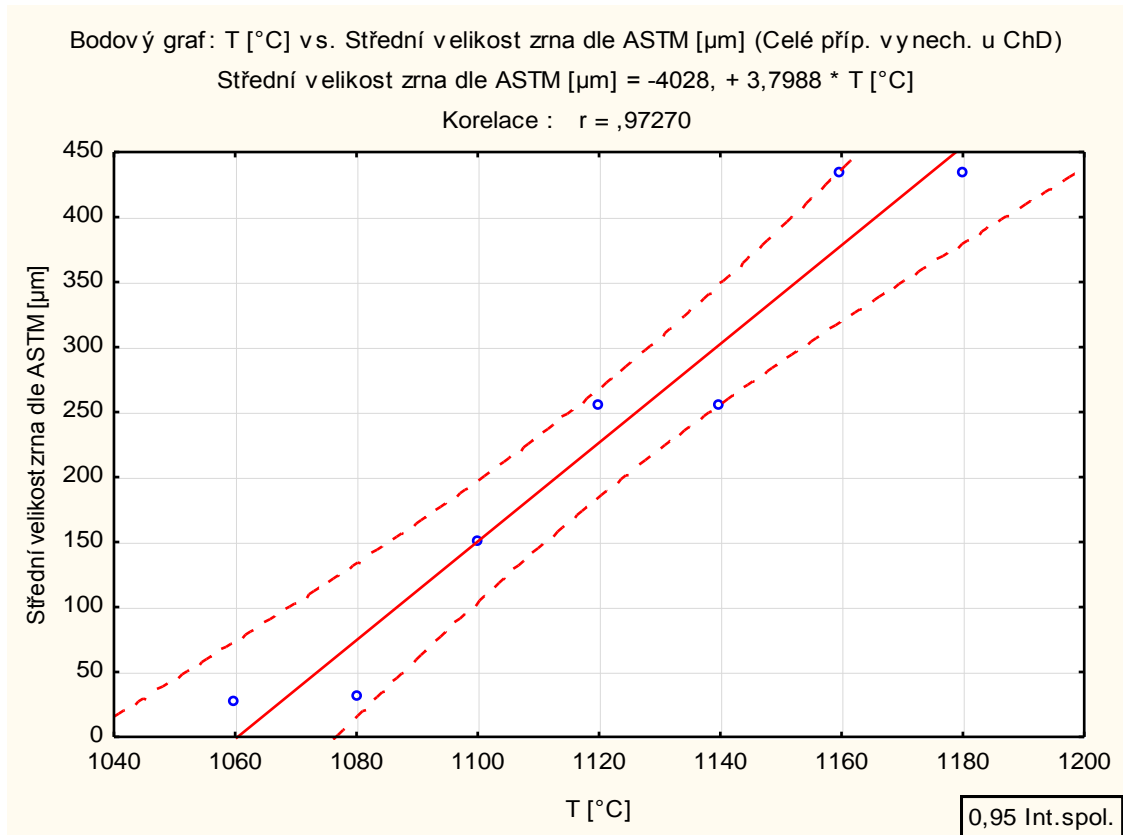
Závěry dílčích experimentálních prací lze definovat následovně:

1. Po tváření s prokováním 10,4 a ochlazením na vzduchu / do vody je výsledná velikost zrna podstatně menší v porovnání s výchozím stavem před tvářením.
2. Při aplikaci horní kovací teploty 1060 °C, 1080 °C a 1140 °C je ochlazení vzorku bezprostředně po dokování ve vztahu k velikosti zrna vhodnější ve vodě, u které je v porovnání s ochlazením na vzduchu dosaženo v průměru ze zmíněných tří teplot pro jednotlivé výdrže menší střední velikosti zrna vyjádřené $\Delta d = d_{\text{voda}} - d_{\text{vzduch}}$, která je následující: 0,5 h – $\Delta d = 30 \mu\text{m}$; 2 h – $\Delta d = 16 \mu\text{m}$; 5 h – $\Delta d = 82 \mu\text{m}$.

Naopak při aplikaci horní kovací teploty 1100 °C a 1180 °C je ochlazení vzorku bezprostředně po dokování ve vztahu k velikosti zrna vhodnější na vzduchu, u kterého je v porovnání s ochlazením ve vodě dosaženo v průměru ze zmíněných dvou teplot pro jednotlivé výdrže menší střední velikosti zrna vyjádřené $\Delta d = d_{\text{vzduch}} - d_{\text{voda}}$, která je následující: 0,5 h – $\Delta d = 50 \mu\text{m}$; 2 h – $\Delta d = 102 \mu\text{m}$; 5 h – $\Delta d = 44 \mu\text{m}$.

3. Zařazení rozpouštěcího žíhání 1040 °C / 3 h / voda před postupy žíhání uvedené pro vzorky 1–21 není z hlediska střední velikosti zrna přínosné, a to zejména v případě vzorků po dokování ochlazených ve vodě a žíhaných v rozsahu teplot 1060–1080 °C, kdy je v souvislosti s tímto pozorováno zhrubnutí zrna (viz **Obr. 17 c**).
4. Z výsledků je dále patrný pozitivní vliv rozpouštěcího žíhání v rozsahu teplot 1040–1060 °C, přičemž nejmenšího zrna je dosaženo postupem 1060 °C / 0,5–5 h / voda (viz **Obr. 17 a**, **c**, **e**, **g**). Příčinou zjemnění zrna po uvedeném rozpouštěcím žíhání v porovnání se stavem po tváření a ochlazení na vzduchu / ve vodě je průběh statické rekrystalizace, jejíž hnací silou je naakumulovaná deformační energie. Po aplikaci žíhání při teplotě 1080 °C je oproti nižší uvedené teplotě pozorováno zhrubnutí zrna způsobené navazující sekundární rekrystalizací.
5. Pro všechny výkovky (1–4) a doby výdrže na žíhací teplotě (0,5–5 h) platí, že s rostoucí teplotou žíhání v rozsahu 1060–1180 °C roste střední velikost zrna. Tato závislost je popsána korelačními koeficienty v rozsahu $r = 0,84\text{--}0,97$, které jsou významné na hladině významnosti $\alpha < 0,05$ (viz **Obr. 18**). Tento výsledek je v dobrém souladu s prací J. Čecha [56], kde pro výkovky o průměru 70 mm byly zjištěny hodnoty korelačních koeficientů v rozsahu $r = 0,95\text{--}0,97$ a pro výkovky o průměru 100 mm byly zjištěny korelační koeficienty v rozsahu $r = 0,96\text{--}0,98$ významné na hladině významnosti $\alpha < 0,05$.
6. Doba výdrže na teplotě žíhání v rozsahu 1060–1180 °C nemá statisticky významný vliv na střední velikost zrna, přičemž tento závěr je platný pro všechny vzorky. Statistický rozbor výsledků práce J. Čecha [56] potvrzuje vliv doby výdrže až při teplotě 1200 °C s hodnotou $r = 0,998$ významnou na hladině významnosti $\alpha < 0,05$.

7. Jako nejvhodnější se z hlediska velikosti, heterogenity velikosti a kinetiky růstu zrna a dostupné literatury jeví ohřev na horní kovací teplotu 1140 °C s výdrží 0,5 h a po dokování ochlazení ve vodě.



Obr. 18 Statisticky významná závislost vlivu teploty žíhání na střední velikost zrna laboratorních vzorků odebraných z výkovku 1 při výdrži na teplotě 2 h.

5.2.2. Kování experimentálních ingotů

Z každé ze čtyř taveb uvedených v **Tab. 2** bylo odlito celkem pět ingotů 8K1,1Z (viz **Obr. 14**). Ingoty byly dále kovány za tepla dle postupů popsaných v **Tab. 7–10**. Postupy zahrnují ohřevy ingotů na kovací teplotu, mezi ohřevy předkovků, stupně prokování výkovků, geometrie výkovků, dokovací teploty výkovků a způsoby vychlazení výkovků.

Tab. 7 Postup kování ingotů odlitých z tavy 1.

Ident. číslo vzorku	Ohřev 1140°C– prodleva na teplotě [h]	Mezi ohřev 1140°C– prodleva na teplotě [h]	K [-]	D [mm]	T _{dokov.} [°C]	Vychlazení		
						τ [h]		
125	bez záznamu	byl proveden, ale bez záznamu	21,4	80 (l = 370 mm)	800	pec 1050 °C/ τ /voda	0,5	
137							1	
141							2	
153							3	
157							4	
126		–	–	3,4	200 (l = 180 mm)	950	pec 1050 °C/ τ /voda	0,5
142								2
158								4
127		byl proveden, ale bez záznamu	–	1,7	280 (l = 180 mm)	900	pec 1050 °C/ τ /voda	0,5
143								2
159								4
2, 26, 34, 58, 66, 89, 101, 113		bez záznamu	byl proveden, ale bez záznamu	21,4	80 (l = 3040 mm)	780	vzduch	
4, 36, 68, 90, 102, 114			–	3,4	200 (l = 560 mm)	890		
6, 38, 70, 91, 103, 115			–	1,7	280 (l = 560 mm)	900		
1, 25, 33, 57, 65		bez záznamu	byl proveden, ale bez záznamu	21,4	80 (l = 2080 mm)	780	voda	
169	byl proveden, ale bez záznamu		750					
3, 35, 67, 170	bez záznamu	–	3,4	200 (l = 940 mm)	900			
5, 37, 69, 171		–	1,7	280 (l = 940 mm)	930			
Ident. číslo 169– byl proveden také 2. mezi ohřev 1140 °C, ale bez záznamu								

Tab. 8 Postup kování ingotů odlitých z tavby 2.

Ident. číslo vzorku	Ohřev 1140°C– prodleva na teplotě [h]	Mezi ohřev 1140°C (*1050°C)– prodleva na teplotě [h]	K [-]	D [mm]	T _{dokov.} [°C]	Vychlazení	
							τ [h]
128	6,75	0,67 *	21,4	80 (l = 370 mm)	720	pec 1050 °C/ τ /voda	0,5
138							1
144							2
154							3
160							4
129		–	3,4	200 (l = 180 mm)	900	pec 1050 °C/ τ /voda	0,5
145							2
161							4
130		–	1,7	280 (l = 180 mm)	930	pec 1050 °C/ τ /voda	0,5
146							2
162	4						
8, 28, 40, 60, 72, 92, 104, 116	7,75	2,33	21,4	80 (l = 3040 mm)	840	vzduch	
10, 42, 74, 93, 105, 117		–	3,4	200 (l = 560 mm)	940		
12, 44, 76, 94, 106, 118		–	1,7	280 (l = 560 mm)	980		
7, 27, 39, 59, 71	7,0	–	21,4	80 (l = 2080 mm)	670	voda	
172		0,42			690		
9, 41, 73, 173	7,37	–	3,4	200 (l = 940 mm)	920		
11, 43, 75, 174		–	1,7	280 (l = 940 mm)	950		

Tab. 9 Postup kování ingotů odlitých z tavby 3.

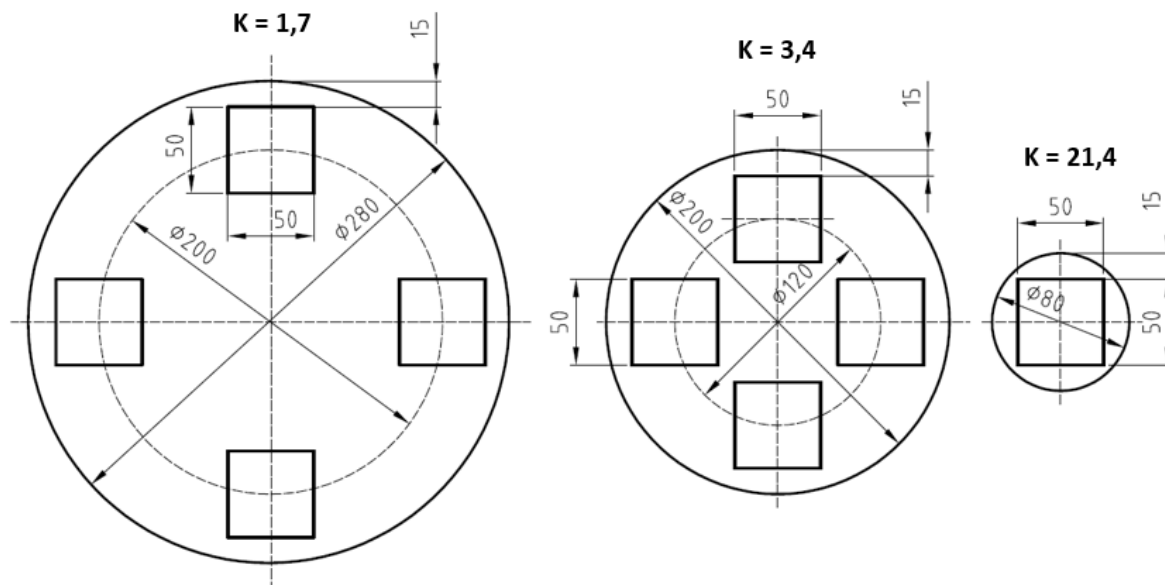
Ident. číslo vzorku	Ohřev 1140°C– prodleva na teplotě [h]	Mezi ohřev 1140°C (*1050°C)– prodleva na teplotě [h]	K [-]	D [mm]	T _{dokov.} [°C]	Vychlazení	
						τ [h]	
131	7,5	0,33 *	21,4	80 (l = 370 mm)	600	pec 1050 °C/ τ /voda	0,5
139							1
147							2
155							3
163							4
132		–	3,4	200 (l = 180 mm)	840	pec 1050 °C/ τ /voda	0,5
148							2
164							4
133		–	1,7	280 (l = 180 mm)	930	pec 1050 °C/ τ /voda	0,5
149							2
165	4						
14, 30, 46, 62, 78, 95, 107, 119	7,92	1,08	21,4	80 (l = 3040 mm)	750	vzduch	
16, 48, 80, 96, 108, 120		–	3,4	200 (l = 560 mm)	920		
18, 50, 82, 97, 109, 121		–	1,7	280 (l = 560 mm)	970		
175	7,67	1,08	21,4	80 (l = 2080 mm)	630	voda	
13, 29, 45, 61, 77, 175	7,1	–	21,4	80 (l = 2080 mm)	690		
15, 47, 79, 176	7,25	–	3,4	200 (l = 940 mm)	890		
17, 49, 81, 177		–	1,7	280 (l = 940 mm)	980		

Tab. 10 Postup kování ingotů odlitých z tavby 4.

Ident. číslo vzorku	Ohřev 1140°C– prodleva na teplotě [h]	Mezi ohřev 1140°C (*1050°C)– prodleva na teplotě [h]	K [-]	D [mm]	T _{dokov.} [°C]	Vychlazení	
						τ [h]	
134	7,5	0,7 *	21,4	80 (l = 370 mm)	680	pec 1050 °C/ τ /voda	0,5
140							1
150							2
156							3
166							4
135		–	3,4	200 (l = 180 mm)	870	pec 1050 °C/ τ /voda	0,5
151							2
167							4
136		–	1,7	280 (l = 180 mm)	905	pec 1050 °C/ τ /voda	0,5
152							2
168	4						
20, 32, 52, 64, 84, 98, 110, 122	7,9	0,58	21,4	80 (l = 3040 mm)	650	vzduch	
22, 54, 86, 99, 111, 123	7,7	–	3,4	200 (l = 560 mm)	850		
24, 56, 88, 100, 112, 124		–	1,7	280 (l = 560 mm)	900		
19, 31, 51, 63, 83	7,9	0,83	21,4	80 (l = 2080 mm)	650	voda	
178		0,83			650		
21, 53, 85, 179	7,4	–	3,4	200 (l = 940 mm)	840		
23, 55, 87, 180		–	1,7	280 (l = 940 mm)	870		

5.3 SEPARACE VZORKŮ PRO TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ

Po operaci tváření za tepla a vychlazení byly všechny výkovky nařezány na délku 180 mm a dále rozřezány na vzorky určené pro tepelné zpracování s rozměry 50x50x180 mm podle rozřezového plánu uvedeného pro jednotlivé velikosti kovaného průměru na **Obr. 19**.



Obr. 19 Rozřezový plán popisující separaci vzorků určených pro tepelné zpracování.

5.4 TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ

Po separaci výkovků byloude dále u vybraných vzorků s rozměry 50x50x180 mm provedeno rozpouštěcí žhání v rozsahu teplot 1050–1100 °C s výdrží na teplotě v rozsahu 0,5–4 h a následným ochlazením ve vodě. Režimy tepelného zpracování jsou uvedeny v příloze (**Tab. P1**).

6. VÝSLEDKY

6.1 VÝSLEDKY TAHOVÝCH ZKOUŠEK A ZKOUŠEK RÁZEM V OHYBU

Výsledky tahových zkoušek při pokojové teplotě a teplotě 350 °C jsou uvedeny v příloze (**Tab. P2**). Výsledky zahrnují také předpis dle TS Škoda JS, přičemž hodnoty, které nesplňují minimální předepsanou hodnotu jsou označeny červeně. Vzhledem k širokému rozsahu výsledků jednotlivých mechanických vlastností (viz **Tab. 11**), který souvisí se zásadními rozdíly v technologii výroby, byly pro další studium vybrány celkem 4 vzorky s výrazně odlišnými mechanickými vlastnostmi.

Prvním je vzorek s identifikačním číslem 25 (tavba č. 1) představující nejlepší výrobní podmínky. Dalším je vzorek s identifikačním číslem 133 (tavba č. 3), který nesplňuje minimální požadavky u čtyř z osmi mechanických vlastností a představuje tak nejhorší výrobní podmínky. U třetího vzorku s identifikačním číslem 164 (tavba č. 3) byla zaznamenána nejnižší a u čtvrtého vzorku s číslem 175 (tavba č. 3) nejvyšší hodnota smluvní meze kluzu při teplotě 350 °C. Právě smluvní meze kluzu při teplotě 350 °C je z pohledu návrhu technologie zcela zásadní, neboť její dosažení dle specifikací zákazníka bývá u některých typů sortimentů problematické. Výsledky tahových zkoušek a zkoušek rázem v ohybu u zmíněných čtyřech vzorků doplněné o výsledky opakovaných tahových zkoušek při pokojové teplotě a teplotě 350 °C jsou uvedeny v **Tab. 12**.

Tab. 11 Rozsah výsledků tahových zkoušek doplněn statistickými údaji u vybraných vzorků s identifikačními čísly 1 až 180.

Naměřená hodnota	Tahová zkouška při RT				Tahová zkouška při teplotě 350°C			
	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]	Z [%]	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]	Z [%]
	<i>předpis dle TS Škoda JS Ae 4113/Dok Rev. 7</i>							
	≥ 206	500-750	≥ 38	≥ 50	≥ 177	≥ 353	≥ 25	≥ 45
min	181	459	47	64	115	343	22	54
max	447	668	74	81	366	477	46	81
Me	249	577	65	76	175	421	40	69
\bar{x}	245	558	64	75	172	410	39	69
σ	36	59	6	3	31	36	4	4

Tab. 12 Výsledky mechanických vlastností čtyř vybraných vzorků.

Ident. číslo vzorku	Měření	Tahová zkouška při RT				Tahová zkouška při teplotě 350°C				Zkouška rázem v ohybu			
		R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]	Z [%]	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]	Z [%]	KV(+20 °C) [J] dle TS Škoda JS Ae 4113/Dok Rev. 7 není stanovena minimální hodnota			
		<i>předpis dle TS Škoda JS Ae 4113/Dok Rev. 7</i>								(1)	(2)	(3)	∅
		≥ 206	500-750	≥ 38	≥ 50	≥ 177	≥ 353	≥ 25	≥ 45				
25	1	266	612	56	76	194	444	37	71	265	256	254	258
	2	244	590	61	78	191	436	36	71				
133	1	203	480	65	77	137	343	34	61	183	250	221	218
	2	205	457	56	79	150	337	29	65				
164	1	183	507	69	75	114	370	44	74	300	300	300	300
	2	189	500	73	82	141	366	43	74				
175	1	442	612	47	78	366	447	22	69	215	223	219	219
	2	429	603	48	75	360	450	21	70				

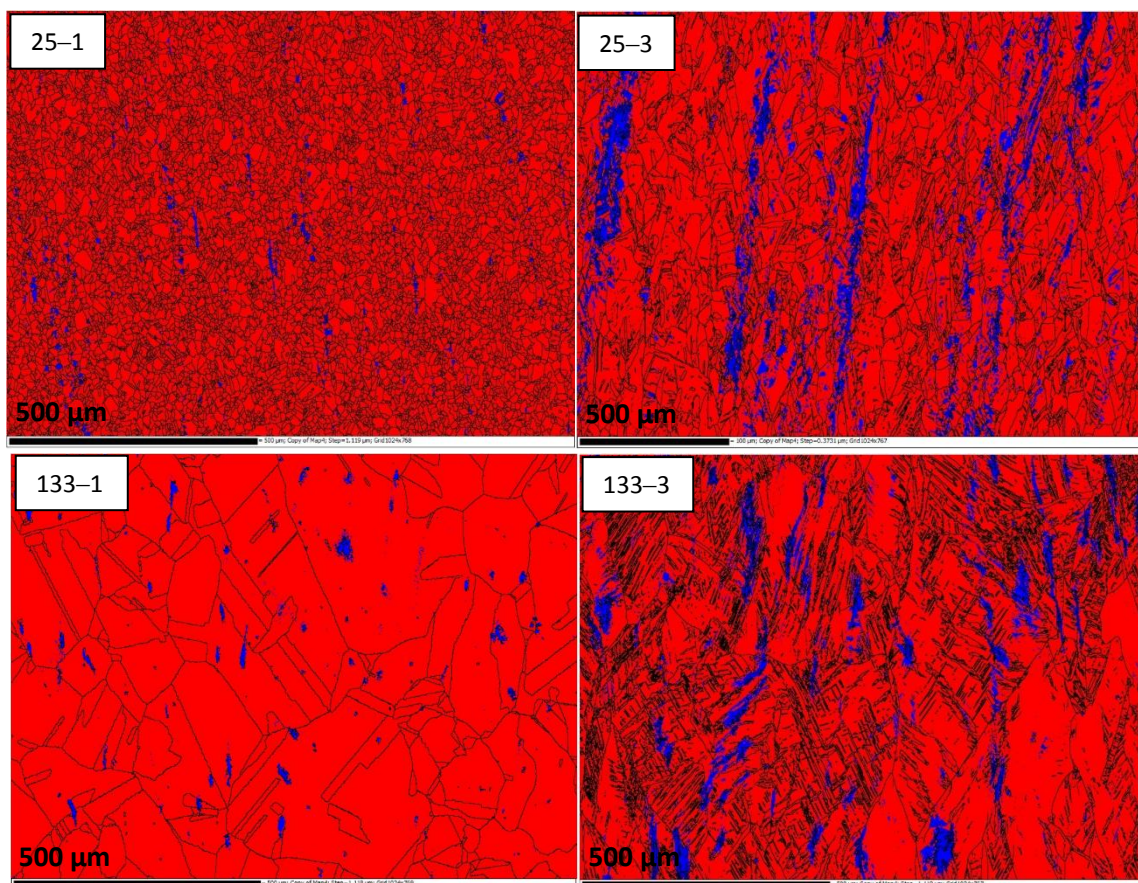
6.2 VÝSLEDKY EBSD

Výše uvedené vzorky byly dále podrobeny analýze metodou EBSD se zaměřením na identifikaci přítomných fází a velikost strukturních jednotek (SJ), přičemž pojem strukturní jednotka zahrnuje zrno s velkoúhlovou a maloúhlovou hranicí (**Tab. 13** a **Obr. 20**). Analyzovány byly vzorky odebrané z oblasti hlavy a měrné délky tahových zkušebních tyčí. **Tabulka 13** je doplněna také o střední velikost zrna hodnocenou lineární průsečíkovou metodou v práci J. Čecha [56].

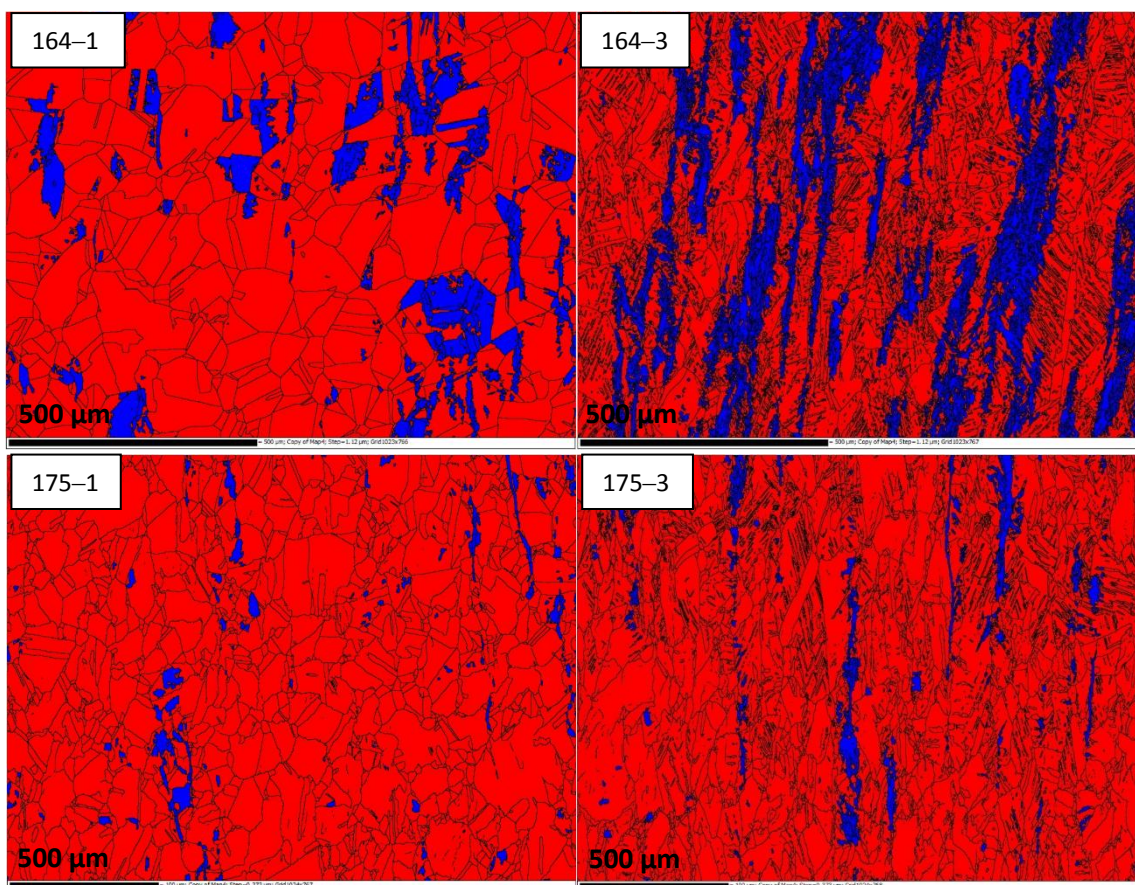
Tab. 13 Výsledky analýzy metodou EBSD čtyř vybraných vzorků.

xxx-1 - hlava tahové zkušební tyče; xxx-3 - měrná délka tahové zkušební tyče

Označení vzorku	Průměrná velikost SJ fáze				Průměrná velikost SJ [μm]	σ [μm]	Střední velikost zrna [μm] [50]	σ [μm]	Plocha fáze fcc [μm^2]	Plocha fáze bcc [μm^2]	Plocha celkem [μm^2]	Plošný podíl fáze fcc [%]	Plošný podíl fáze bcc [%]
	fcc [μm]	σ [μm]	bcc [μm]	σ [μm]									
25-1	10	6	5	2	9	6	16	3	1 331 798	14 802	1 346 600	98,9	1,1
25-3	7	5	5	2	7	4	-	-	249 499	19 527	269 026	92,7	7,3
133-1	42	49	6	2	22	37	116	20	2 441 516	33 688	2 475 204	98,6	1,4
133-3	11	17	7	4	10	15	-	-	6 650 944	389 677	7 040 621	94,5	5,5
164-1	39	53	12	11	21	35	109	21	1 145 027	139 735	1 284 762	89,1	10,9
164-3	11	20	8	7	9	14	-	-	972 042	257 698	1 229 740	79,0	21,0
175-1	12	10	6	2	11	10	20	20	130 127	2 382	132 508	98,2	1,8
175-3	9	8	6	3	9	8	-	-	118 634	4 258	122 892	96,5	3,5



Obr. 20 Snímky struktur čtyř vybraných vzorků vyhodnocených metodou EBSD.
xxx-1 - hlava tahové zkušební tyče; xxx-3 - měrná délka tahové zkušební tyče
červená- fáze fcc; modrá- fáze bcc



Obr. 20 Snímky struktur čtyř vybraných vzorků vyhodnocených metodou EBSD.
 xxx-1 - hlava tahové zkušební tyče; xxx-3 - měrná délka tahové zkušební tyče
 červená- fáze fcc; modrá- fáze bcc

6.3 VÝSLEDKY KVALITATIVNÍHO HODNOCENÍ HUSTOTY DISLOKACÍ

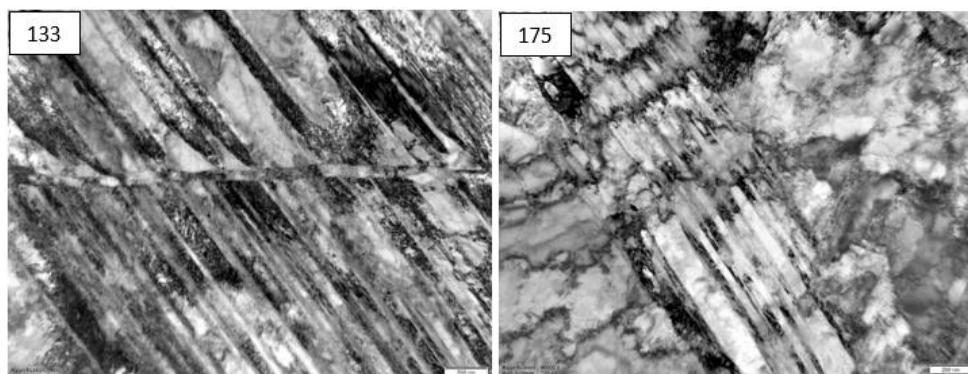
Měření hustoty dislokací bylo provedeno na zkušebních tyčích po tahové zkoušce ze dvou mechanickými vlastnostmi výrazně odlišných vzorků, a to 133 a 175 (viz **Tab. 12**) vyrobených z tavby 3. Tenké fólie byly u obou vzorků odebrány v oblasti homogenní plastické deformace. Výsledky měření hustoty dislokací doplněné snímky substruktur jsou uvedeny v **Tab. 14** a na **Obr. 21**.

Vzorek 175 byl vykovan s podstatně vyšším stupněm prokování, nižší dokovací teplotou a po dokování byl vychlazen ve vodě, zatímco vzorek 133 byl po dokování vychlazen řízeně v peci (viz **Tab. 9**). Po vychlazení nebyl žádný z uvedených vzorků zpracován rozpouštěcím žiháním. Vzhledem k zásadním rozdílům v technologii tváření za tepla a vychlazení mezi

Tab. 14 Výsledky měření hustoty dislokací.

Ident. číslo vzorku	Hustota dislokací $\times 10^{14}$ [m^{-2}]
133	3,4
175	4,2

oběma vzorky byl potvrzen předpoklad vyšší hustoty dislokací u vzorku 175, u něhož byly naměřeny více než dvojnásobně větší hodnoty $R_{p0,2}(\text{RT})$ a $R_{p0,2}(350\text{ °C})$ v porovnání se vzorkem 133. Snímky na **Obr. 21** zobrazují austenitickou strukturu s pravděpodobným výskytem úzkých útvarů α' martenzitu a deformačních dvojčat, které vznikají v průběhu plastické deformace při tahové zkoušce.



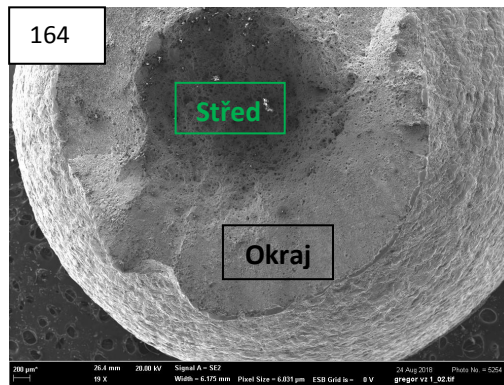
Obr. 21 Snímky substruktur vzorků s identifikačními čísly 133 a 175.

6.4 VÝSLEDKY FRAKTOGRAFICKÉ ANALÝZY

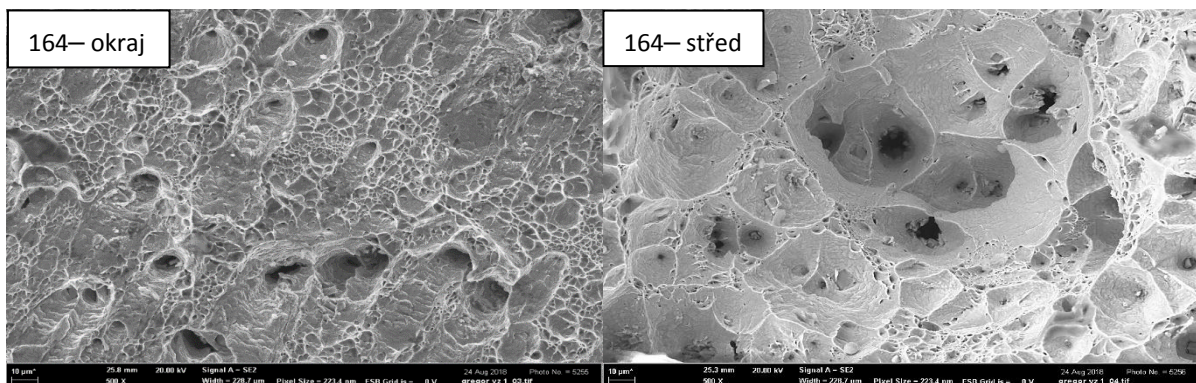
Fraktografická analýza byla uskutečněna na lomových plochách vybraných tahových vzorků přetržených při pokojové teplotě s identifikačními čísly 25, 133, 164 a 175 (viz **Tab. 12**). K porušení všech uvedených vzorků došlo transkrystalickým tvárným mechanismem, v případě okraje (límečku) byl tento deformačně usměrněn. Z makroskopického hlediska se jedná o číškový lom pravidelný, nebo nepravidelný, jak je detailněji uvedeno v **Tab. 15**. Zásadním rozdílem v morfologii hodnocených lomových ploch je četnost výskytu hrubých jamek, jak lze posoudit z **Obr. 22–29**.

Tab. 15 Výsledky fraktografické analýzy čtyř vybraných vzorků.

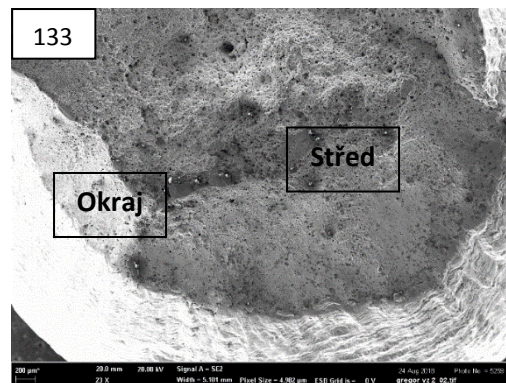
Ident. číslo vzorku	Číškový lom	Okraj		Střed	
		Lom	Heterogenita velikosti jamek	Lom	Heterogenita velikosti jamek
164	nepravidelný	tvárný usmýknutím	výrazná	transkrystalický tvárný	výrazná
133	nepravidelný	tvárný usmýknutím	výrazná	transkrystalický tvárný	převládají rozměrnější jamy
175	pravidelný	tvárný usmýknutím	téměř bez výskytu rozměrných jamek	transkrystalický tvárný	četnost výskytu rozměrných jamek menší v porovnání se vzorkem 164 a 133
25	nepravidelný	tvárný usmýknutím	téměř bez výskytu rozměrných jamek	transkrystalický tvárný	četnost výskytu rozměrných jamek menší v porovnání se vzorkem 164 a 133



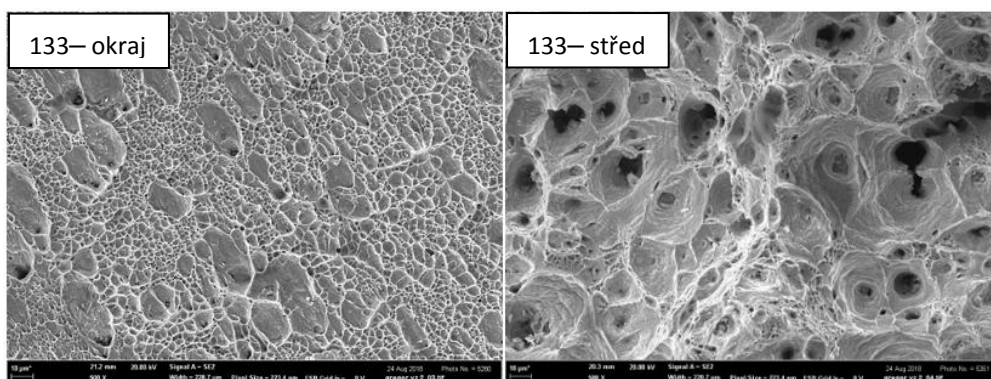
Obr. 22 Makro-vzhled lomové plochy vzorku 164 po tahové zkoušce při pokojové teplotě.



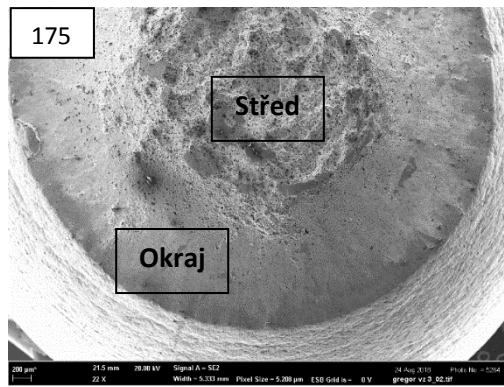
Obr. 23 Morfologie okraje a středu lomové plochy vzorku 164 po tahové zkoušce při pokojové teplotě.



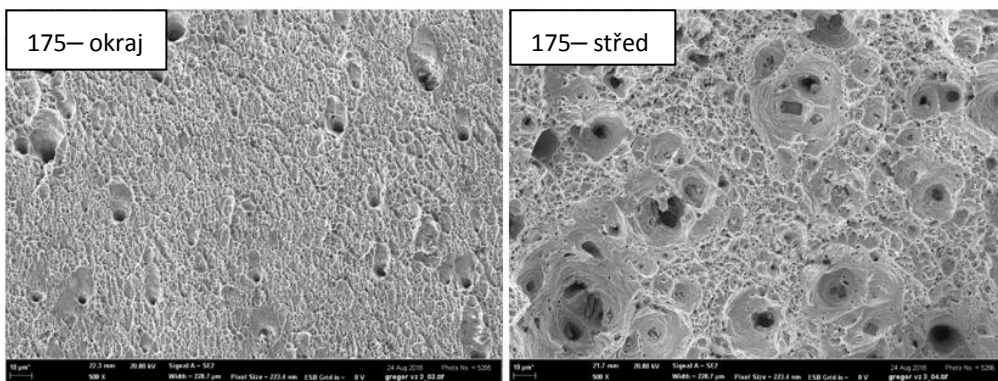
Obr. 24 Makro-vzhled lomové plochy vzorku 133 po tahové zkoušce při pokojové teplotě.



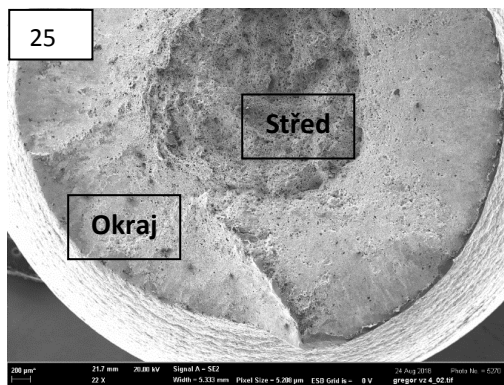
Obr. 25 Morfologie okraje a středu lomové plochy vzorku 133 po tahové zkoušce při pokojové teplotě.



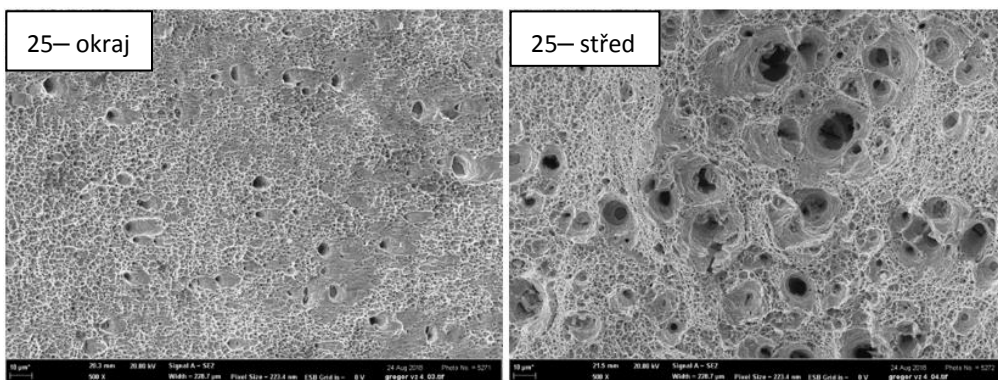
Obr. 26 Makro-vzhled lomové plochy vzorku 175 po tahové zkoušce při pokojové teplotě.



Obr. 27 Morfologie okraje a středu lomové plochy vzorku 175 po tahové zkoušce při pokojové teplotě.



Obr. 28 Makro-vzhled lomové plochy vzorku 25 po tahové zkoušce při pokojové teplotě.



Obr. 29 Morfologie okraje a středu lomové plochy vzorku 25 po tahové zkoušce při pokojové teplotě.

6.5 STATISTICKÉ ZPRACOVÁNÍ VLIVU VÝROBNÍCH PARAMETRŮ A CHEMICKÉHO SLOŽENÍ NA MECHENICKÉ VLASTNOSTI A VELIKOST STRUKTURNÍCH JEDNOTEK V PROGRAMU STATISTICA

Pro účely statistického zpracování vlivu výrobních parametrů a chemického složení na výsledky mechanických vlastností a EBSD byla využita lineární regresní analýza a dvouvýběrový t-test v programu STATISTICA [57], přičemž veškeré výsledky jsou uvedeny v přílohách **Tab. P3–P12** a **Obr. P1–P115**. Uvedené tabulky obsahují korelační koeficienty (lin. reg. analýza) a průměrné hodnoty a směrodatné odchylky (dvouvýběrový t-test) smluvních mezí kluzu a mezi pevnosti.

Z hlediska vlivu výrobních parametrů bylo statistické zpracování zaměřeno na vliv stupně prokování, dokovací teploty, způsobu vychlazení, teploty rozpouštěcího žíhání a doby výdrže na teplotě rozpouštěcího žíhání na výsledné hodnoty smluvních mezí kluzu a mezi pevnosti a na vliv stupně prokování a dokovací teploty na průměrnou velikost strukturních jednotek z oblasti hlavy a měrné délky tahových zkušebních tyčí u vybraných vzorků.

Statistické zpracování vlivu chemického složení na výsledné hodnoty smluvních mezí kluzu a mezi pevnosti zahrnuje vliv uhlíku, křemíku, chromu, niklu, mědi, molybdenu, vanadu, hliníku, dusíku, titanu a δ -feritu. Také byl vyhodnocen vliv průměrné velikosti strukturních jednotek z oblasti hlavy a měrné délky tahových zkušebních tyčí na výsledné hodnoty smluvních mezí kluzu a mezi pevnosti. Statistické zpracování vlivu výrobních parametrů a chemického složení na výsledky deformačních vlastností není předmětem této práce, neboť tyto jsou v rámci experimentu i reálné výroby na dobré úrovni.

Lineární regresní analýza umožňuje zjistit, zda mezi zvolenou závislou a nezávislou proměnnou existuje těsný vztah. V programu STATISTICA je zmíněný vztah vyjádřen regresní rovnicí, korelačním koeficientem r , hladinou významnosti α a 95 % intervalem spolehlivosti, přičemž statisticky významné jsou ty závislosti, jejichž hodnota α je menší než 0,05.

Pro uvedení příkladu výsledků lineární regresní analýzy v programu STATISTICA byl využit statistický soubor č. 11 v **Tab. P3** se zaměřením na statisticky významnou závislost smluvní meze kluzu při pokojové teplotě na stupni prokování. Regresní rovnici (viz **Obr. P2**) lze obecně vyjádřit ve tvaru (4):

$$Y = b_0 + b_1X + E \quad (4),$$

kde Y je závislá proměnná, b_0 určuje polohu přímky, b_1 určuje směrnici přímky, X je nezávislá proměnná a E reprezentuje náhodnou chybu modelu. Aby tedy bylo možné data proložit přímkou, je nutné určit parametry b_0 a b_1 . Nejpoužívanější metodou využívanou pro určení těchto parametrů je Metoda nejmenších čtverců, která určí takovou přímku, která má nejmenší součet druhých mocnin z rozdílu předpovědi (bod přímky příslušící hodnotě X) a naměřené hodnoty. Hodnota korelačního koeficientu (viz **Tab. 16**) nabývá hodnot $\langle -1; 1 \rangle$, přičemž pokud je jeho hodnota blízká 1, nebo -1 , lze hovořit o silné lineární závislosti mezi závislou a nezávislou proměnnou. Je-li jeho hodnota blízko 0, pak lze říci, že lineární závislost mezi proměnnými neexistuje [58, 59].

Tab. 16 Hodnoty korelačních koeficientů příslušející statistickému soubor č. 11 v Tab. P3 [57].

ChD– chybějící data

Proměnná	Korelace (mechanické vlastnosti - K)			
	Rp0,2(RT) [MPa]	Rm(RT) [MPa]	Rp0,2(350 °C) [MPa]	Rm(350 °C) [MPa]
K [-]	0,999132	0,997725	0,995123	0,768849

Interval spolehlivosti je interval, v němž hodnoty sledované proměnné leží s danou pravděpodobností, která se nazývá spolehlivost odhadu. Spolehlivost odhadu lze určit jako $1-\alpha$, kde α je hladina významnosti. Platí, že čím vyšší spolehlivost odhadu je požadována, tím širší bude interval spolehlivosti. V programu STATISTICA obklopuje regresní přímkou oboustranný interval spolehlivosti se spolehlivostí odhadu 95 %, který představují dvě čárkované křivky (viz **Obr. P2**) [60].

Jednou z podmínek lineární regresní analýzy je normální rozdělení proměnných. U všech statisticky významných závislostí byl dále proveden test normality nezávislé a závislé proměnné a reziduí s využitím Shapirova–Wilkova testu (SW test). SW test je využíván k testování hypotézy, která tvrdí, že náhodný výběr s n hodnotami pochází z normálního rozdělení, přičemž je vhodný pro rozsah $3 \leq n \leq 2000$.

Pro uvedení příkladu výsledků testování normality v programu STATISTICA byl využit opět statistický soubor č. 11 v **Tab. P3** se zaměřením na statisticky významnou závislost smluvní meze kluzu při pokojové teplotě na stupni prokovaní. Výsledkem testu v programu STATISTICA je hodnota testové statistiky W a hodnota p (viz **Tab. 17–19**). Hodnota p je dále porovnána se zvolenou hladinou významnosti $\alpha = 0,05$ a v případě, že je hodnota p větší než α , tak normalitu na zvolené hladině významnosti nelze zamítnout [61, 62]. V **Tab. P3, P4, P8, P9, P11 a P12** jsou statisticky významné korelační koeficienty označeny tučně v šedém poli. Korelační koeficienty, které nejsou označeny buď nejsou statisticky významné, nebo příslušné proměnné nesplňují podmínku normality. V případě vlivu chemického složení na výsledné hodnoty smluvních mezí kluzu a mezi pevnosti (viz **Tab. P10a**) byly vzhledem k velkému množství výsledků uvedeny pouze statisticky významné korelační koeficienty, pro jejichž výpočet byly použity proměnné splňující podmínku normality.

Tab. 17 Výsledky testování normality stupně prokovaní ze statistického souboru č. 11 v Tab. P3 [57].

Kategorie	Tabulka četnosti: K [-]					
	Četnost	Kumulativní četnost	Rel.četn. (platných)	Kumul. % (platných)	Rel.četn. všech	Kumul. % všech
-5,00000<x<=0,000000	0	0	0,0000	0,0000	0,00000	0,0000
0,000000<x<=5,000000	2	2	66,6667	66,6667	6,66667	6,6667
5,000000<x<=10,00000	0	2	0,0000	66,6667	0,00000	6,6667
10,00000<x<=15,00000	0	2	0,0000	66,6667	0,00000	6,6667
15,00000<x<=20,00000	0	2	0,0000	66,6667	0,00000	6,6667
20,00000<x<=25,00000	1	3	33,3333	100,0000	3,33333	10,0000
ChD	27	30	900,0000		90,00000	100,0000

Tab. 18 Výsledky testování normality smluvní meze kluzu při pokojové teplotě ze statistického souboru č. 11 v Tab. P3 [57].

Kategorie	Tabulka četnosti: Rp0,2(RT) [MPa] Shapiro-Wilk W=,84549 p=,22845					
	Četnost	Kumulativní četnost	Rel.četn. (platných)	Kumul. % (platných)	Rel.četn. všech	Kumul. % všech
206,6000<x<=206,8000	1	1	33,3333	33,3333	3,33333	3,3333
206,8000<x<=207,0000	1	2	33,3333	66,6667	3,33333	6,6667
207,0000<x<=207,2000	0	2	0,0000	66,6667	0,00000	6,6667
207,2000<x<=207,4000	0	2	0,0000	66,6667	0,00000	6,6667
207,4000<x<=207,6000	0	2	0,0000	66,6667	0,00000	6,6667
207,6000<x<=207,8000	0	2	0,0000	66,6667	0,00000	6,6667
207,8000<x<=208,0000	1	3	33,3333	100,0000	3,33333	10,0000
ChD	27	30	900,0000		90,00000	100,0000

Tab. 19 Výsledky testování normality reziduí závislosti smluvní meze kluzu při pokojové teplotě na stupni prokování ze statistického souboru č. 11 v Tab. P3 [57].

Kategorie	Tabulka četnosti: rezidua Shapiro-Wilk W=,98576 p=,77155					
	Četnost	Kumulativní četnost	Rel.četn. (platných)	Kumul. % (platných)	Rel.četn. všech	Kumul. % všech
-,600000<x<=-,400000	1	1	33,3333	33,3333	3,33333	3,3333
-,400000<x<=-,200000	0	1	0,0000	33,3333	0,00000	3,3333
-,200000<x<=,217E-14	0	1	0,0000	33,3333	0,00000	3,3333
,222E-14<x<=,2000000	1	2	33,3333	66,6667	3,33333	6,6667
,2000000<x<=,4000000	0	2	0,0000	66,6667	0,00000	6,6667
,4000000<x<=,6000000	1	3	33,3333	100,0000	3,33333	10,0000
ChD	27	30	900,0000		90,00000	100,0000

Vliv výrobních parametrů, které nenabývají číselných hodnot (způsoby vychlazení po dokování), nebo pro jejich regresní analýzu není dostatečný počet hodnot (teploty rozpouštěcího žihání) na výsledné mechanické vlastnosti byl hodnocen s využitím dvouvýběrového t–testu pro srovnání průměrných hodnot dvou nezávislých výběrů (viz **Tab. P5–P7**). Jelikož se jedná o parametrický test, je nutné, aby oba výběry pocházely z normálního rozdělení.

Pro uvedení příkladu výsledku dvouvýběrového t–testu v programu STATISTICA byl využit statistický soubor č. 88 a 77 v **Tab. P6** se zaměřením na statisticky významný vliv způsobu vychlazení na průměrné hodnoty smluvních mezí kluzu při teplotě 350 °C. V programu STATISTICA byl tedy nejdříve proveden SW test normality u obou posuzovaných výběrů, přičemž u výběrů s p–hodnotou vyšší než $\alpha = 0,05$ nebylo možné normalitu na zvolené hladině významnosti zamítnout. Pro provedení t–testu je dále nutné znát průměrnou hodnotu a směrodatnou odchylku obou hodnocených výběrů, přičemž výsledkem testu je p–hodnota. Dále platí, že pokud je p–hodnota menší, než zvolená hladina významnosti $\alpha = 0,05$, tak mezi průměrnými hodnotami výběrů existuje statisticky významný rozdíl (viz **Obr. 30** [62]). V uvedených tabulkách jsou statisticky významně odlišné průměrné hodnoty mechanických vlastností označeny tučně v šedém poli. Průměrné hodnoty, které nejsou označeny, buď nejsou statisticky významně odlišné, nebo příslušné výběry nespĺňují podmínku normality.

Rozdíl mezi dvěma průměry (normální rozdělení)

Pr1: 172	SmOd1: 31	N1: 4	p: .0024	Výpočet
Pr2: 318	SmOd2: 49	N2: 4	<input type="radio"/> Jednostr.	
<input type="checkbox"/> Výběrový průměr vs. střední hodnota			<input checked="" type="radio"/> Oboustr.	

Obr. 30 Výsledky dvouvýběrového t–testu zaměřeného na vliv způsobu vychlazení na průměrné hodnoty smluvních mezí kluzu při teplotě 350 °C ze statistického souboru č. 88 a 77 v Tab. P6 [57].

7. DISKUZE VÝSLEDKŮ

Jednotným překováním výchozího polotovaru (viz kapitola 5.2.1) došlo k zjemnění zrna v průměru 3,7x větší, než tomu bylo ve stavu po tváření se stupněm prokování 10,4. Z hlediska velikosti, heterogenity velikosti a kinetiky růstu zrna a literárních zdrojů [28, 29] se jako nejvhodnější jeví ohřev na horní kovací teplotu 1140 °C s výdrží 0,5 h. Pro kovací teplotu 1140 °C bezprostředně po dokování s ohledem na velikost zrna je vhodnější ochlazování výkovku ve vodě, u níž bylo dosaženo zrno jemnější o přibližně 1 stupeň dle ASTM v porovnání s ochlazením na vzduchu.

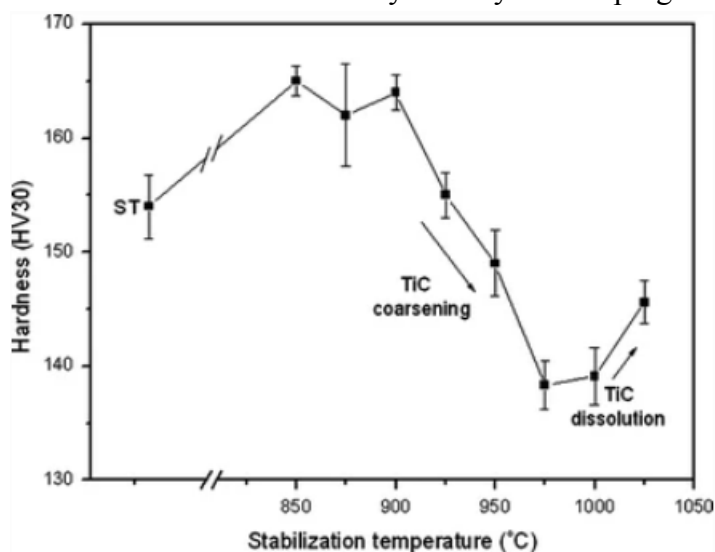
Dále bylo zjištěno, že v rozsahu teplot 1060–1180 °C nemá doba výdrže na žíhací teplotě statisticky významný vliv na střední velikost zrna, přičemž uvedené tvrzení je platné pro všechny vzorky (1–4) s výdrží na teplotě v rozsahu 0,5–5 h. Statistický rozbor výsledků práce J. Čecha [56] potvrzuje vliv doby výdrže na velikost zrna až při teplotě 1200 °C s hodnotou korelačního koeficientu $r = 0,998$ významnou na hladině významnosti $\alpha < 0,05$.

Pro všechny vzorky a doby výdrže na žíhací teplotě (0,5–5 h) také platí, že s rostoucí teplotou žíhání v rozsahu 1060–1180 °C roste střední velikost zrna. Tato závislost je popsána korelačními koeficienty v rozsahu $r = 0,84–0,97$ (viz **Obr. 18**), které jsou významné na hladině významnosti $\alpha < 0,05$. Tento výsledek je v dobrém souladu s prací J. Čecha [56], kde pro výkovek o průměru 70 mm byly zjištěny hodnoty korelačních koeficientů v rozsahu $r = 0,95–0,97$ a pro výkovek o průměru 100 mm byly zjištěny hodnoty korelačních koeficientů v rozsahu $r = 0,96–0,98$ významné na hladině významnosti $\alpha < 0,05$. Z výsledků je patrný také pozitivní vliv žíhání v rozsahu teplot 1040–1060 °C na dosažení jemnozrnější struktury. Zařazení dalšího takového žíhání (“opravné“ žíhání) má za následek naopak zhrubnutí zrna.

Výsledky tahových zkoušek, na něž je odkazováno v kapitole 6.1, jsou posuzovány z hlediska předpisů uvedených v technické specifikaci Škoda JS Ae 4113/Dok Rev. 7. Výsledky tahových zkoušek celkem 180-ti vzorků reflektují problematiku reálné výroby, která u některých typů sortimentů spočívá zejména v obtížném dosahování minimální předepsané hodnoty $R_{p0,2}(350\text{ °C})$.

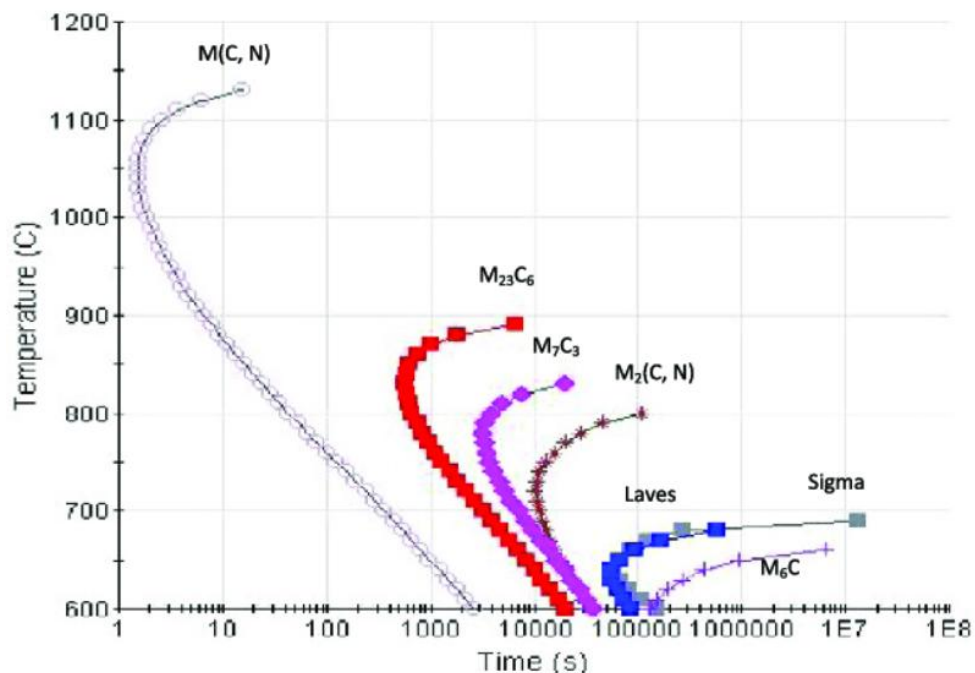
Lze konstatovat, že v případě všech režimů tepelného zpracování, popř. řízeného vychlazení v peci, je nevyhovující smluvní mez kluzu při teplotě 350 °C u tavby č. 3. Takový výsledek může být zapříčiněn nejnižší koncentrací uhlíku ze všech čtyř uvedených taveb. Optimálním režimem tepelného zpracování z hlediska smluvní meze kluzu při teplotě 350 °C je rozpouštěcí žíhání 1050 °C / 1, 3, 4 h / voda. Naopak nejméně vhodným režimem je bezprostředně po dokování vychlazení řízeně v peci žíháním 1050 °C / 1 h / voda bez následného tepelného zpracování. Nízké hodnoty smluvní meze kluzu při teplotě 350 °C mohou být zapříčiněny hrubnutím částic Ti(C, N), které vznikají v průběhu tváření a bezprostředně navazující žíhání při teplotě 1050 °C může mít nežádoucí vliv na jejich následný růst. Autoři práce [63] uvádějí závislost tvrdosti HV30 na teplotě stabilizačního žíhání (viz **Obr. 31**), přičemž v rozsahu teplot 900–975 °C dochází se zvyšující se teplotou k poklesu tvrdosti vlivem hrubnutí částic TiC. Dále je zde uvedena TTT kinetická křivka precipitace TiC, přičemž rozsah teplot stabilizačního žíhání se pohybuje přibližně v oblasti nejkratší inkubační doby.

Autoři práce [64] uvádějí TTP diagram kinetických křivek precipitace vybraných sekundárních fází simulovaných s využitím programu JMatPro (viz **Obr. 32**) včetně



sekundární fáze typu $M(C, N)$, jejíž nejkratší inkubační doba odpovídá teplotě přibližně $1050\text{ }^{\circ}\text{C}$, která se shoduje s teplotou řízeného vychlazení v peci. Také smluvní mez kluzu při pokojové teplotě je nevyhovující u tavby č. 3 v případě většiny režimů tepelného zpracování. Výsledky ostatních mechanických vlastností určených z tahových zkoušek jsou až na výjimky vyhovující.

Obr. 31 Závislost tvrdosti HV30 na teplotě stabilizačního žhání [63].



Obr. 32 TTP diagram kinetických křivek precipitace vybraných sekundárních fází simulovaných s využitím programu JMatPro [64].

Základní statistický rozbor výsledků tahových zkoušek (viz **Tab. 11**) reflektuje podstatné rozdíly zejména v hodnotách smluvní meze kluzu při pokojové teplotě a teplotě $350\text{ }^{\circ}\text{C}$ napříč celkem 180–ti technologiemi výroby. Z tohoto důvodu byly vybrány celkem čtyři vzorky s výrazně odlišnými mechanickými vlastnostmi, které byly podrobeny detailnějšímu rozboru. Prvním je vzorek s identifikačním číslem 25 představující nejlepší výrobní podmínky. Dále vzorek s identifikačním číslem 133, který nesplňuje minimální požadavek u 4 z 8 mechanických vlastností a představuje tak nejhorší výrobní podmínky. U třetího vzorku s identifikačním číslem 164 byla zaznamenána nejnižší a u čtvrtého vzorku s číslem 175 nejvyšší hodnota smluvní meze kluzu při teplotě $350\text{ }^{\circ}\text{C}$.

U uvedených čtyřech vzorků byly provedeny opakované tahové zkoušky a zkoušky rázem v ohybu KV(+20 °C), jak je uvedeno v **Tab. 12**. Technická specifikace Škoda JS neuvádí minimální požadovanou hodnotu nárazové práce, ta je však u všech čtyřech vzorků velmi dobré úrovně a obecně lze říci, že v reálné výrobě se u austenitických ocelí nevyskytují problémy s dosahováním požadavků na nárazovou práci.

Analýza čtyř vybraných vzorků s využitím metody EBSD, která byla provedena v kapitole 6.2, byla zaměřena na identifikaci přítomných fází, hodnocení velikosti SJ a plošného podílu přítomných fází v oblasti hlavy a měrné délky tahových zkušebních tyčí. Analyzovány byly dva druhy fází, a to s mřížkou fcc a bcc.

V případě hlavy tahových zkušebních tyčí lze považovat za majoritní fáze austenit (fcc) s plošným podílem 89,1–98,9 % a δ -ferit (bcc) s plošným podílem 1,1–10,9 %. Předpokládaný výskyt karbidu $M_{23}C_6$, M_6C a karbonitridu MX nebyl touto metodou prokázán [47].

Z analýzy měrné délky tahových zkušebních tyčí je v případě všech čtyř vzorků patrný pokles plošného podílu fáze fcc a naopak nárůst plošného podílu fáze bcc o 1,7–6,2 % v porovnání s příslušnými hlavami tahových vzorků. Nárůst plošného podílu fáze bcc lze přisoudit tvorbě deformačně indukovaného α' martenzitu (bcc) v průběhu tahové zkoušky [10, 14, 15]. V oblasti měrné délky tahových zkušebních tyčí byla zjištěna menší průměrná velikost strukturních jednotek v porovnání s příslušnou oblastí hlavy tahových zkušebních tyčí u všech čtyř vzorků. Tento trend je udáván fází fcc, tedy austenitem, který tvoří matici vzorků a lze předpokládat, že tyto se v průběhu tahové zkoušky deformují za současné tvorby deformačních mikropásů a dochází tak k zjemnění zrn a subzrn (viz **Obr. 5**). I přes zjemnění zrn austenitu deformací v průběhu tahových zkoušek vždy platí, že průměrná velikost SJ fáze fcc je větší než fáze bcc.

Kvalitativnímu hodnocení hustoty dislokací v kapitole 6.3 byly podrobeny vzorky 133 a 175, které byly vyrobeny ze stejné tavby, ale v ostatních aspektech výroby se liší. U vzorku 175 byly naměřeny více než dvojnásobně větší hodnoty smluvní meze kluzu při pokojové teplotě a teplotě 350 °C. Také hodnoty meze pevnosti při pokojové teplotě a teplotě 350 °C jsou podstatně vyšší v případě vzorku 175. Naopak je tomu u hodnot tažnosti při pokojové teplotě a teplotě 350 °C, které jsou v případě vzorku 175 výrazně nižší ve srovnání se vzorkem 133.

Na základě výsledků tahových zkoušek (viz **Tab. P2**) byl stanoven předpoklad o vyšší hustotě dislokací u vzorku 175, který byl potvrzen měřením (viz **Tab. 14**). Vzorek 175 byl vykován s podstatně vyšším stupněm prokování (viz **Tab. P1**) a došlo tedy k nahromadění většího množství dislokací v porovnání se vzorkem 133. U vzorku 175 navíc nebyl po tváření aplikován žádný režim tepelného zpracování, čímž bylo zamezeno následné statické, popř. metadynamické rekrystalizaci.

Fraktografické analýze v kapitole 6.4 byly podrobeny čtyři vybrané vzorky a lze konstatovat, že k porušení všech vzorků došlo transkrystalickým tvárným mechanismem. Z makroskopického hlediska se jednalo o číškový lom pravidelný (vzorek 175), nebo nepravidelný (vzorky 25, 133 a 164). Zásadním rozdílem v morfologii hodnocených lomových ploch je četnost výskytu hrubých jamek. J. Čech v práci [56] provedl hodnocení

chemického složení hrubých částic u vzorku z oceli 08Ch18N10T tepelně zpracovaného žiháním při teplotě 1100 °C. Z výsledků hodnocení vyplývá přítomnost hrubých částic nitridů titanu a sulfidů a sulfonitridů titanu. Velikosti těchto hrubých částic (~10 µm) korespondují u všech čtyřech vzorků s velikostmi dutin, v nichž byly původně částice, tvořících hrubé jamky. Výskyt hrubých jamek u všech čtyřech vzorků lze tedy přisoudit možnému výskytu výše uvedených hrubých částic.

Vzorky 133 a 164 se vyznačují podstatně vyšší četností výskytu hrubých jamek v porovnání se vzorky 25 a 175. Důležitý je v tomto případě stupeň prokování, který je podstatně vyšší u vzorků 25 a 175. S rostoucím stupněm prokování lze očekávat porušování celistvosti částic, a tedy jejich dělení na menší útvary. Také stav tepelného zpracování může být významný pro tvorbu hrubých částic. Vzorky 133 a 164 byly bezprostředně po dokování žihány při teplotě 1050 °C, což mohlo přispět k difúznímu hrubnutí již existujících částic. Vzorky 133 a 164 vykazují vyšší hodnoty kontrakce při pokojové teplotě a nižší hodnoty meze pevnosti při pokojové teplotě v porovnání se vzorky 25 a 175. Tuto skutečnost lze opět přisoudit předpokládanému většímu množství hrubých částic nitridů titanu a sulfidů a sulfonitridů titanu ve vzorcích 133 a 164.

Statistickému zpracování vlivu výrobních parametrů a chemického složení na hodnoty smluvních mezí kluzu, mezí pevnosti a velikosti strukturních jednotek v programu STATISTICA, popsanému v kapitole 6.5, bylo podrobena všech 180 vzorků, které byly použity pro vytvoření celkem 131 statistických souborů (viz **Tab. P3–P12**). Statistické soubory byly dále podrobena lineární korelační analýze a dvouvýběrovému t–testu.

Hodnocení vlivu stupně prokování na hodnoty smluvních mezí kluzu a mezí pevnosti s využitím lineární regresní analýzy (viz **Tab. P3** a **Obr. P1–P12**) prokázalo významný vliv stupně prokování na smluvní mez kluzu při pokojové teplotě, a to zejména u tavby č. 3 (viz **Tab. 2**) s nejnižší koncentrací uhlíku. V případě vzorků po rozpouštěcím žihání 1050 °C a 1100 °C a vzorků ve stavu po vychlazení do vody bez následného žihání je patrný růst hodnot smluvní meze kluzu při pokojové teplotě s rostoucím stupněm prokování. Zároveň platí, že s rostoucím stupněm prokování klesá průměrná velikost strukturních jednotek a střední velikost zrna (viz **Tab. P11**). Vzhledem k závislosti vlivu stupně prokování na hodnoty smluvní meze kluzu při pokojové teplotě uvedené na **Obr. P5** s uvážením předpisu dle TS Škoda JS by měla být minimální hodnota stupně prokování 8. Jako vysvětlení pro růst smluvní meze kluzu s rostoucím stupněm prokování se tedy nabízí zmenšování střední velikosti strukturních jednotek, resp. velikosti zrna. Takové vysvětlení však nekoresponduje s výsledky lin. reg. analýzy v **Tab. P12**, kde nebyl prokázán statisticky významný vliv průměrné velikosti strukturních jednotek a velikosti zrna na hodnoty smluvních mezí kluzu. Také autoři prací [11] a [13] uvádějí, že v případě austenitických ocelí s nízkou energií vrstevné chyby jsou napěťové charakteristiky dány především množstvím dvojčat, resp. jejich vzdáleností, namísto velikostí zrna. Autoři práce [65] provedli analýzu podílu malouhlových hranic s využitím metody EBSD a hodnocení mechanických vlastností při pokojové teplotě u dvou vzorků válcovaných za tepla. Oba vzorky byly válcovány při teplotě 1100 °C a druhý vzorek byl dále válcován při teplotě 600 °C. Misorientace pro hranici zrna při hodnocení metodou EBSD byla nastavena na minimálně 3°, přičemž za malouhlové hranice byly považovány takové, jejichž misorientace je menší než 15°. Z výsledků je patrné, že první vzorek s podílem malouhlových hranic 46 %

má o 200 MPa menší mez kluzu v porovnání s druhým vzorkem, jehož podíl malouhlových hranic činil 60 %. Protože v rámci experimentálních prací bylo provedeno hodnocení velikosti strukturních jednotek s využitím EBSD při nastavení misorientace pro hranici zrna na minimálně 10°, tak nebylo možné zohlednit vliv strukturních jednotek s misorientací menší, než 10°.

U vzorků po řízeném vychlazení v peci je naopak pozorován pokles hodnot smluvní meze kluzu při pokojové teplotě s rostoucím stupněm prokování. Tento pokles byl prokázán u vychlazení v peci 1050 °C s výdrží na teplotě 2 a 4 h, nikoli však pro výdrž 0,5 h. Lze tedy předpokládat, že v případě největšího stupně prokování (21,4) byly po minimálně dvou hodinách splněny podmínky pro uplatnění statické rekrytalizace v celém objemu výkovku a s ní spojený pokles hustoty dislokací v objemu nově vzniklých zrn, který se může podílet na poklesu meze kluzu.

Hodnocení vlivu dokovací teploty na hodnoty smluvních mezí kluzu a mezí pevnosti s využitím lineární regresní analýzy (viz **Tab. P4** a **Obr. P13**) prokázalo růst hodnot smluvní meze kluzu při pokojové teplotě s klesající dokovací teplotou u vzorků po rozpouštěcím žíhání 1050 °C. Lze předpokládat, že při nižších dokovacích teplotách mohou být splněny podmínky pro deformačně indukovanou precipitaci jemných částic Ti(C, N), které se podílejí na zvýšení meze kluzu. Vzhledem k závislosti vlivu dokovací teploty na hodnoty smluvní meze kluzu při pokojové teplotě uvedené na **Obr. P13** s uvážením předpisu dle TS Škoda JS by měla být maximální dokovací teplota 980 °C.

Dále bylo provedeno hodnocení vlivu způsobu vychlazení na průměrné hodnoty mechanických vlastností s využitím dvouvýběrového t-testu (viz **Tab. P5** a **P6**). Z **Tab. P5** je patrné, že mezi vychlazením ve vodě a na vzduchu není významný rozdíl. Naopak je tomu při srovnání vychlazení ve vodě a řízeně v peci. Pro nejvyšší stupeň prokování (21,4) byly prokázány významně vyšší průměrné hodnoty smluvní meze kluzu při pokojové teplotě a teplotě 350 °C při vychlazení ve vodě v porovnání s vychlazením v peci (viz **Tab. 6**). V průběhu tváření s nejvyšším stupněm prokování dochází k nahromadění dislokací, které se podílejí na zvýšení meze kluzu, přičemž následné vychlazení v peci je doprovázeno statickou rekrytalizací, při níž dochází k nukleaci a růstu zrn s podstatně nižší hustotou dislokací [30, 32, 33].

S využitím dvouvýběrového t-testu byl hodnocen také vliv teploty rozpouštěcího žíhání na průměrné hodnoty mechanických vlastností (viz **Tab. P7**). Z výsledků je patrné, že při teplotě 1050 °C je dosaženo statisticky významně vyšších průměrných hodnot smluvní meze kluzu a meze pevnosti při pokojové teplotě a meze pevnosti při teplotě 350 °C, než je tomu v případě teploty 1100 °C. Příčinu lze shledávat zejména v hrubnutí strukturních jednotek s malouhlovými hranicemi, které jsou z hlediska pevnostních vlastností významné [65] a hrubnutí precipitátů na bázi mikrolegujících prvků.

Výsledky lineární regresní analýzy vlivu doby výdrže na teplotě rozpouštěcího žíhání na hodnoty smluvních mezí kluzu a mezí pevnosti (viz **Tab. P8** a **P9**) zahrnují významný vliv rostoucí doby výdrže na teplotě rozpouštěcího žíhání na růst smluvní meze kluzu, a naopak pokles meze pevnosti při teplotě 350 °C. Autoři práce [66] vyhodnotili vliv tváření a následného rozpouštěcího žíhání při teplotě 1020 a 1100 °C s následným ochlazením

ve vermikulitu na počet a průměrnou velikost plochy částic Ti(C, N) u oceli AISI 321. Z výsledků vyplývá, že po rozpouštěcím žihání došlo zejména v případě aplikace teploty 1100 °C k zvětšení počtu těchto částic a zmenšení jejich plochy. V průběhu rozpouštěcího žihání dochází k částečnému rozpuštění částic Ti(C, N) a při následném zejména rychlém ochlazení dochází k tvorbě jemných částic, které se podílejí na zvýšení meze kluzu interakcí dislokací s precipitáty. Vzhledem k závislosti vlivu doby výdrže na teplotě rozpouštěcího žihání na hodnoty smluvní meze kluzu při teplotě 350 °C uvedené na **Obr. P22** s uvážením předpisu dle TS Škoda JS by měla být minimální doba výdrže 1,5 h.

Čtyři vybrané vzorky s identifikačními čísly 25, 133, 164 a 175 byly vyhodnoceny metodou EBSD se zaměřením na velikosti strukturních jednotek přítomných fází, jak je uvedeno v **Tab. 13**. V rámci statistického zpracování byla pozornost věnována vlivu stupně prokovaní a dokovací teploty na průměrné velikosti strukturních jednotek a plošné podíly fází fcc (austenit) a bcc (δ -ferit) s využitím lineární regresní analýzy. Prokázán byl významný vliv rostoucího stupně prokovaní na pokles průměrné velikosti strukturních jednotek austenitu, průměrné velikosti všech strukturních jednotek a střední velikosti zrna [56] (viz **Tab. P11**). Je tedy zřejmé, že s rostoucím stupněm prokovaní, a tedy zvyšující se deformační energií, jsou splněny podmínky pro dynamickou a následně statickou rekrystalizaci austenitu, při níž probíhá přednostně na hranicích deformovaných zrn k nukleaci a růstu nových zrn [33]. Na průměrnou velikost strukturních jednotek δ -feritu nemá stupeň prokovaní významný vliv, stejně tak jako na množství δ -feritu.

Kromě výrobních parametrů byl s využitím lineární regresní analýzy hodnocen také vliv chemického složení na hodnoty smluvních mezí kluzu a mezí pevnosti (viz **Tab. P10a** a **P10b**). Ze sumarizace uvedené v **Tab. P10b** je patrný pozitivní vliv molybdenu na všechny uvedené pevnostní vlastnosti a v případě smluvní meze kluzu při teplotě 350 °C byl prokázán také pozitivní vliv vanadu a uhlíku. Naopak negativní vliv zejména na smluvní mez kluzu a mez pevnosti při teplotě 350 °C má hliník. V práci autorů [47] byl potvrzen pozitivní vliv molybdenu na růst meze kluzu a pevnosti. Molybden přispívá ke zvýšení meze kluzu především substitučním zpevněním a vanad precipitačním vytvrzením. Vzhledem k závislosti vlivu koncentrace molybdenu, vanadu a uhlíku na hodnoty smluvní meze kluzu při teplotě 350 °C uvedené na **Obr. P41** a **P47** pro molybden, **Obr. P34**, **P52** a **P93** pro vanad a **Obr. P89** pro uhlík s uvážením předpisu dle TS Škoda JS by měla být koncentrace molybdenu větší než 0,1 hm.%, koncentrace vanadu větší než 0,08 hm.% a koncentrace uhlíku k horní předepsané hranici 0,08 hm.% dle GOST 5632–72.

8. ZÁVĚR

Literární rozbor a výsledky experimentů dokladují komplexní poznatky v oblasti technologie tváření za tepla a tepelného zpracování austenitických ocelí jak v obecné rovině, tak se zaměřením na titanem stabilizovanou ocel 08Ch18N10T, které lze popsat v následujících bodech:

- Vlivem tváření za tepla se stupněm prokování 10,4 dochází k výraznému zjemnění zrna (3,7x). Aplikací rozpouštěcího žihání v rozsahu teplot 1040–1060 °C dochází k dalšímu zjemnění zrna. Zařazení opakovaného rozpouštěcího žihání má za následek naopak zhrubnutí zrna.
- S rostoucí hustotou dislokací rostou hodnoty smluvní meze kluzu a meze pevnosti, a naopak klesají hodnoty tažnosti jak při pokojové teplotě, tak teplotě 350 °C.
- Na hodnoty smluvní meze kluzu při teplotě 350 °C má pozitivní vliv prodloužení doby výdrže na teplotě rozpouštěcího žihání na 4 hodiny a udržení koncentrace molybdenu větší než 0,1 hm.%, koncentrace vanadu větší než 0,08 hm.% a koncentrace uhlíku k horní předepsané hranici 0,08 hm.% dle GOST 5632–72.
- Nebyl prokázán statisticky významný vliv δ -feritu na hodnoty smluvní meze kluzu a meze pevnosti při pokojové teplotě a teplotě 350 °C při uvažování množství δ -feritu v rozsahu 1–5,5 %.
- S rostoucím stupněm prokování klesá průměrná velikost strukturních jednotek austenitu, průměrná velikost všech strukturních jednotek a střední velikost zrna. Nebyl však prokázán statisticky významný vliv průměrné velikosti strukturních jednotek a velikosti zrna na hodnoty smluvních mezí kluzu.
- Doporučené výrobní parametry pro výrobu výkovek kruhového průřezu do průměru 280 mm za účelem dosažení vyhovujících mechanických vlastností dle TS Škoda JS Ae 4113/Dok Rev. 7 jsou následující:
 - horní kovací teplota 1140 °C;
 - doba výdrže na horní kovací teplotě 0,5 h;
 - minimální stupeň prokování 10;
 - maximální dokovací teplota 980 °C;
 - vychlazení po dokování ve vodě;
 - teplota rozpouštěcího žihání 1050 °C;
 - doba výdrže na teplotě rozpouštěcího žihání min. 1,5 h.

9. SEZNAM POUŽITÉ LITERATURY

- [1] OUTOKUMPU OYJ. *Handbook of stainless steel*. Finland: Outokumpu Oyj, 2013, 92 s. Dostupné také z: <http://www.outokumpu.com/sitecollectiondocuments/outokumpu-stainless-steel-handbook.pdf>.
- [2] PARDO, A., M.C. MERINO, A.E. COY, F. VIEJO, M. CARBONERAS a R. ARRABAL. Influence of Ti, C and N concentration on the intergranular corrosion behaviour of AISI 316Ti and 321 stainless steels. *Acta Materialia*. 2007, č. 55(7), s. 2239–2251. DOI: 10.1016/j.actamat.2006.11.021. ISSN 13596454.
- [3] MOISĂ, Bogdan. Influence of chemical composition on stainless steels mechanical properties. *Mathematical methods and techniques in engineering and environmental science*. Greece: WSEAS, 2011, s. 95–100. ISBN 9781618040466.
- [4] KANEKO, Kenji, Tatsuya FUKUNAGA, Kazuhiro YAMADA, Nobuo NAKADA, Masao KIKUCHI, Zineb SAGHI, Jon S. BARNARD a Paul A. MIDGLEY. Formation of M23C6-type precipitates and chromium-depleted zones in austenite stainless steel. *Scripta Materialia*. 2011, č. 65(6), s. 509–512. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2011.06.010. ISSN 13596462.
- [5] SHIELDS, John a Curt KOVACH, ed. *Practical guidelines for the fabrication of high performance austenitic stainless steel*. London: International Molybdenum Association, 2010. ISBN 978-1-907470-10-3.
- [6] KURC-LISIECKA, Agnieszka a Monika KCIUK. The influence of chemical composition on structure and mechanical properties of austenitic Cr-Ni steels. 2013, č. 61(2), s. 210–215. ISSN 1734-8412.
- [7] GOST 5632-72: *High-alloy steels and corrosion-proof, heat-resisting and heat treated alloys. Grades*. Moskva: Vydavatelství standardů IPK 1975. 62 s.
- [8] OLSON, D. L. Prediction of Austenitic Weld Metal Microstructure and Properties. *Welding Journal*. 1985, č. 64, s. 281–295. ISSN 0043-2296.
- [9] EICHELMAN, Jr., G. H. a F. C. HULL. The effect of composition on the temperature of spontaneous transformation of austenite to martensite in 18-8-type stainless steel. *Transactions of American Society for Metals*. 1953, č. 45, s. 77–104. ISSN 0096-7416.
- [10] ABREU, Hamilton Ferreira Gomes de, Sheyla Santana de CARVALHO, Pedro de LIMA NETO, Ricardo Pires dos SANTOS, Válder Nogueira FREIRE, Paulo Maria de Oliveira SILVA a Sérgio Souto Maior TAVARES. Deformation induced martensite in an AISI 301LN stainless steel: characterization and influence on pitting corrosion resistance. *Materials Research*. 2007, č. 10(4), s. 359–366. DOI: 10.1590/S1516-14392007000400007. ISSN 1516-1439.
- [11] KHATAK H.S. a Baldev RAJ. *Corrosion of austenitic stainless steels: mechanism, mitigation and monitoring*. Cambridge, England: Woodhead Pub, 2002. ISBN 18-557-3613-6.
- [12] NKHOMA, Richard K.C. a Waldo E. STUMPF. Hot workability of AISI 321 and AISI 304 austenitic stainless steels. *Journal of Alloys and Compounds*. 2014, č. 595, s. 103–112. DOI: 10.1016/j.jallcom.2014.01.157. ISSN 09258388.
- [13] JANDOVÁ, Dagmar, Milan ČEPERA a Zbyšek NOVÝ. Deformace oceli P-900 zastudena. *Materials Structure*. 1998, č. 5(1), s. 33–43. ISSN 1211-5894.

- [14] ALTENBERGER, I., B. SCHOLTES, U. MARTIN a H. OETTEL. Cyclic deformation and near surface microstructures of shot peened or deep rolled austenitic stainless steel AISI 304. *Materials Science and Engineering: A*. 1999, č. 264(1–2), s. 1–16. DOI: 10.1016/S0921–5093(98)01121–6. ISSN 09215093.
- [15] NAGY, E., V. MERTINGER, F. TRANTA a J. SÓLYOM. Deformation induced martensitic transformation in stainless steels. *Materials Science and Engineering: A*. 2004, č. 378(1–2), s. 308–313. DOI: 10.1016/j.msea.2003.11.074. ISSN 09215093.
- [16] BOGERS, A. J. a W.G. BURGERS. Partial dislocations on the {110} planes in the B.C.C. lattice and the transition of the F.C.C. into the B.C.C. lattice. *Acta Metallurgica*. 1964, č. 12(2), s. 255–261. DOI: 10.1016/0001–6160(64)90194–4. ISSN 00016160.
- [17] PADILHA, Angelo Fernando, Caio Fazzioli TAVARES a Marcelo Aquino MARTORANO. Delta Ferrite Formation in Austenitic Stainless Steel Castings. *Materials Science Forum*. 2012, č. 730–732, s. 733–738. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.730–732.733. ISSN 1662–9752.
- [18] BRINKMAN, C. R. a H. W. GARVIN. *Properties of austenitic stainless steels and their weld metals: influence of slight chemistry variations: a symposium*. Philadelphia: The Society. c1979.
- [19] BREBBIA, C. A. a A. A. MAMMOLI. *Computational methods and experiments in materials characterisation II*. Southampton: WIT, 2005. ISBN 18–456–4031–4.
- [20] DAVIS, J. R. *Stainless steels*. Materials Park, Ohio: ASM International, c1994. ISBN 08–717–0503–6.
- [21] PLAUT, Ronald Lesley, Clara HERRERA, Doris Maribel ESCRIBA, Paulo Rangel RIOS a Angelo Fernando PADILHA. A Short review on wrought austenitic stainless steels at high temperatures: processing, microstructure, properties and performance. *Materials Research*. 2007, č. 10(4), s. 453–460. DOI: 10.1590/S1516–14392007000400021. ISSN 1516–1439.
- [22] MARSHALL, P. *Austenitic stainless steels: microstructure and mechanical properties*. London: Elsevier Applied Science Publishers, 1984. ISBN 978–0–85334–277–9.
- [23] VACH, Marián, Terézia KUNÍKOVÁ, Mária DOMÁNKOVÁ, Peter ŠEVC, Ľubomír ČAPLOVIČ, Peter GOGOLA a Jozef JANOVEC. Evolution of secondary phases in austenitic stainless steels during long–term exposures at 600, 650 and 800 °C. *Materials Characterization*. 2008, č. 59(12), s. 1792–1798. DOI: 10.1016/j.matchar.2008.04.009. ISSN 10445803.
- [24] VODÁREK, Vlastimil. *Precipitační procesy v duplexních ocelích jakosti 17381 a UN 52N*. Ostrava, 2004. Technická zpráva.
- [25] SOURMAIL, Thomas. Precipitation in creep resistant austenitic stainless steels. *Materials Science and Technology*. 2001, (17), s. 1–14. ISSN 0267–0836.
- [26] PLAUT, Ronald Lesley, Clara HERRERA, Doris Maribel ESCRIBA, Paulo Rangel RIOS a Angelo Fernando PADILHA. A Short review on wrought austenitic stainless steels at high temperatures: processing, microstructure, properties and performance. *Materials Research*. 2007, č. 10(4), s. 453–460. DOI: 10.1590/S1516–14392007000400021. ISBN 978–0–8031–0517–1. ISSN 1516–1439.

- [27] DIETER, George E., Howard A. KUHN a S. Lee SEMIATIN, ed. *Handbook of workability and process design*. Materials Park, OH: ASM International, 2003. ISBN 16-150-3228-2.
- [28] GILLESPIE, LaRoux K. *Troubleshooting manufacturing processes: adapted from the Tool and manufacturing engineers handbook: a reference book for manufacturing engineers, managers, and technicians*. Dearborn, Mich.: Society of Manufacturing Engineers, c1988. ISBN 08-726-3326-8.
- [29] CHANDLER, Harry. *Heat treater's guide: practices and procedures for irons and steels*. 2nd ed. Metals Park, OH: ASM International, 1995, vii, 904 p. ISBN 08-717-0520-6.
- [30] YANUSHKEVICH, Zhanna, Andrey BELYAKOV a Rustam KAIBYSHEV. Microstructural evolution of a 304 austenitic stainless steel during rolling at temperatures of 773-1273 K. *Acta Materialia*. 2015, č. 82, s. 244-254. DOI: 10.1016/j.actamat.2014.09.023. ISSN 13596454.
- [31] RAO, P.N. *Manufacturing technology: foundry, forming and welding*. 2nd ed. Boston: McGraw-Hill, 1998. ISBN 00-746-3180-2.
- [32] KOCICH, Radim. *Termomechanické procesy tváření*. VŠB – Technická univerzita Ostrava, 2012, 112 s. Studijní opory.
- [33] SCHINDLER, Ivo a Petr KAWULOK. *Deformační chování materiálů*. VŠB – Technická univerzita Ostrava, 2013, 94 s. Studijní opory.
- [34] RYBIN, V.V., A.A. ZISMAN a N.Yu ZOLOTOREVSKY. Junction disclinations in plastically deformed crystals. *Acta Metallurgica et Materialia*. 1993, č. 41(7), s. 2211-2217. DOI: 10.1016/0956-7151(93)90390-E. ISSN 09567151.
- [35] BOŘUTA, Josef, Petra GEMBALOVÁ, Aleš BOŘUTA, Zdeněk KUBÁNEK, Tomáš KUBINA a Ivo SCHINDLER. Plastometrický výzkum deformačního chování řízeně tvářených materiálů. *Hutnické listy*. 2008, (1), s. 80-87. ISSN 0018-8069.
- [36] FRENCH, D. N. Austenitic Stainless Steel. *National Board bulletin: National Board of Boiler and Pressure Vessel Inspectors*. 1992. ISSN 0894-9611.
- [37] SHIRDEL, Mohammad, Hamed MIRZADEH a Mohammad HABIBI PARSA. Microstructural Evolution During Normal/Abnormal Grain Growth in Austenitic Stainless Steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2014, č. 45(11), s. 5185-5193. DOI: 10.1007/s11661-014-2426-7. ISSN 1073-5623.
- [38] SHIRDEL, Mohammed, Hamed MIRZADEH a Mohammad HABIBI PARSA. Abnormal grain growth in AISI 304L stainless steel. *Materials Characterization*. 2014, č. 97, s. 11-17. DOI: 10.1016/j.matchar.2014.08.022. ISSN 10445803.
- [39] JANDOŠ, František a Karel MAZANEC. Povrchová hrubozrnnost volně kovaných výkovků z oceli ČSN 417247. *Hutnické listy*. Praha: Ocelot, 1986, č. 8, s. 551-557. ISSN 0018-8069.
- [40] JANDOŠ, František a Karel MAZANEC. Rekrystalizační diagramy lité oceli 17247. *Strojírenství 36*. 1986, č. 12, s. 707-713.
- [41] JANDOŠ, František. Technologické příčiny povrchové hrubozrnnosti volně kovaných výkovků z oceli ČSN 41 7247. *Hutnické listy*. Praha: Ocelot, 1987, č. 6, s. 392-397. ISSN 0018-8069.

- [42] KRATOCHVÍL, P., B. SMOLA, I. STULÍKOVÁ, P. VOSTRÝ, F. JANDOŠ a J. ŠEDIVEC. Recovery and recrystallization in AISI 321 steel under static conditions. *Czechoslovak Journal of Physics*. 1985, č. 35(3), s. 257–260. DOI: 10.1007/BF01605092. ISSN 0011–4626.
- [43] ČÍHAL, Vladimír. *Korozivzdorné oceli a slitiny*. Praha: Academia, 1999. Česká matice technická (Academia). ISBN 80–200–0671–0.
- [44] *Výroba a provoz komponent primárního okruhu jaderných elektráren typu VVER 440: sborník přednášek z konference pořádané komisí jaderné techniky ČSVTS, Ostrava, říjen 1982*. Ostrava: Dům techniky ČSVTS, 1982. INIS—mf–8684.
- [45] SCHRAMM, R. E. a R. P. REED. Stacking fault energies of seven commercial austenitic stainless steels. *Metallurgical Transactions A*. 1975, č. 6(7), s. 1345–1351. DOI: 10.1007/BF02641927. ISSN 0360–2133.
- [46] POKLUDA, Jaroslav, František KROUPA a Ladislav OBDRŽÁLEK. *Mechanické vlastnosti a struktura pevných látek: (kovy, keramika, plasty)*. Brno: PC–DIR, 1994. ISBN 80–214–0575–9.
- [47] HWANG, B., T–H. LEE a S–J KIM. Effect of alloying elements on ductile–to–brittle transition behavior of high–interstitial–alloyed 18Cr–10Mn austenitic steels. *Procedia Engineering*. 2011, č. 10, s. 409–414. DOI: 10.1016/j.proeng.2011.04.069. ISSN 18777058.
- [48] MULYUKOV, R., S. MIKHAILOV, R. ZARIPOVA a D. SALIMONENKO. Damping properties of 18Cr–10Ni stainless steel with submicrocrystalline structure. *Materials Research Bulletin*. 1996, č. 31(6), s. 639–645. DOI: 10.1016/0025–5408(96)00048–7. ISSN 00255408.
- [49] MAN, O. *Aplikace metody difrakce zpětně odražených elektronů v materiálovém inženýrství*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2010. 129 s. Vedoucí dizertační práce prof. Ing. Jiří Švejcár, CSc.
- [50] WELLS, O. C. Comparison of different models for the generation of electron backscattering patterns in the scanning electron microscope. *Scanning*, 1999, vol. 21, no. 6, s. 368–371. ISSN: 1932–8745.
- [51] DINGLEY, D. D. The Development of Automated Diffraction in Scanning and Transmission Electron Microscopy. In *Electron Backscatter Diffraction in Materials Science*. A. J. Schwartz; M. Kumar; B. L. Adams (editoři). New York: Kluwer Academic/Plenum Publishers, 2000. s 1–18. ISBN 0–306–46487–X.
- [52] REIMER, L. *Scanning electron microscopy: physics of image formation and microanalysis*. Berlin, Heidelberg, New York, Tokyo: Springer–Verlag, 1985. 457 s. ISBN 0387135308.
- [53] DEAL, A. – HOOGHAN, T. – EADES, A. Energy–filtered electron backscatter diffraction. *Ultramicroscopy*, 2008, vol. 108, no. 2, s. 116–125.
- [54] *ASTM E112 – 13: Standard Test Methods for Determining Average Grain Size*. West Conshohocken: ASTM International, 2013. DOI: 10.1520/E0112-13.
- [55] Gregor, Martin, et al.: Vliv teploty a doby výdrže na teplotě na střední velikost zrna tvářené oceli 08CH18N10TMOD. Dílčí zpráva projektu TH01021066. 2015. 14 s.
- [56] ČECH, Jan. Zotavení a rekrystalizace austenitické oceli 08Cr18Ni10T [online]. Brno, 2019[cit. 2019–07–25]. Dostupné z: <https://www.vutbr.cz/studenti/zav-prace/detail/112977>. Diplomová práce. Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, Ústav materiálových věd a inženýrství. Vedoucí práce prof. Ing. Rudolf Foret, CSc.

- [57] StatSoft, Inc. (2013). STATISTICA (data analysis software system), version 12. www.statsoft.com.
- [58] Úvod do regresní analýzy. *StatSoft* [online]. Praha: StatSoft CR, 2014 [cit. 2022-03-21]. Dostupné z: http://www.statsoft.cz/file1/PDF/newsletter/2014_26_03_StatSoft_Uvod_do_regresni_analyzy.pdf
- [59] Testování hypotéz (t–test). *StatSoft* [online]. Praha: StatSoft CR, 2013 [cit. 2022-03-24]. Dostupné z: http://www.statsoft.cz/file1/PDF/newsletter/2013_01_08_StatSoft_Test.pdf
- [60] Intervalový odhad. *StatSoft* [online]. Praha: StatSoft CR, 2013 [cit. 2022-03-23]. Dostupné z: http://www.statsoft.cz/file1/PDF/newsletter/2013_03_05_StatSoft_intervalovy_odhad.pdf
- [61] TRUBAČ, Michal. *Normální rozdělení a jak testovat normalitu*. Olomouc, 2013. Diplomová práce. Univerzita Palackého v Olomouci, Přírodovědecká fakulta, Katedra matematické analýzy a aplikací matematiky. Vedoucí práce Mgr. Ondřej Vencálek, Ph.D.
- [62] BORŮVKOVÁ, Jana, Petra HORÁČKOVÁ a Miroslav HANÁČEK. *Statistica: úvod do zpracování dat* [online]. Jihlava: Vysoká škola polytechnická Jihlava, 2013 [cit. 2022-03-23]. ISBN 978-80-87035-79-5. Dostupné z: <https://adoc.pub/vysoka-kola-polytechnicka-jihlava-katedra-matematiky-statist.html>
- [63] MOURA, V., Aline Yae KINA, Sérgio Souto Maior TAVARES, L. D. LIMA a Fernando B. MAINIER. Influence of stabilization heat treatments on microstructure, hardness and intergranular corrosion resistance of the AISI 321 stainless steel. *Journal of Materials Science* [online]. 2008, **43**(2), 536-540 [cit. 2022-04-15]. ISSN 0022-2461. Dostupné z: doi:10.1007/s10853-007-1785-5
- [64] GHAZANI, M. Shaban a B. EGHBALI. Characterization of the hot deformation microstructure of AISI 321 austenitic stainless steel. *Materials Science and Engineering: A* [online]. 2018, **730**, 380-390 [cit. 2022-04-15]. ISSN 09215093. Dostupné z: doi:10.1016/j.msea.2018.06.025
- [65] LITOVCHENKO, Igor, Sergey AKKUZIN, Nadezhda POLEKHINA, Kseniya ALMAEVA a Evgeny MOSKVICHEV. Structural Transformations and Mechanical Properties of Metastable Austenitic Steel under High Temperature Thermomechanical Treatment. *Metals* [online]. 2021, **11**(4) [cit. 2022-04-16]. ISSN 2075-4701. Dostupné z: doi:10.3390/met11040645
- [66] PODANÝ, Pavel, Petr MARTÍNEK, Petr NACHÁZEL a Martin BALCAR. HEAT TREATMENT OF REACTOR VESSEL STEEL AISI 321. In: *2nd International Conference on Recent Trends in Structural Materials* [online]. Plzeň: COMTES FHT, 2012 [cit. 2022-04-18]. ISBN 978-80-87294-34-5. Dostupné z: <http://konsys-t.tanger.cz/files/proceedings/11/reports/1293.pdf>

10. PŘEHLED POUŽITÝCH ZKRATEK A SYMBOLŮ

$T_{i_{th}}$	teoretické množství Ti potřebné k stabilizaci oceli [hm.%]
Cr_{eq}	chromový ekvivalent [hm.%]
Ni_{eq}	niklový ekvivalent [hm.%]
pH	vodíkový exponent
M_s	teplota martenzit start [°C]
fcc	plošně centrovaná kubická mřížka
hcp	bazálně centrovaná šesterečná mřížka
bcc	prostorově centrovaná kubická mřížka
γ	austenit
ε	deformačně indukovaný martenzit
α, α'	deformačně indukovaný martenzit
R_{mT}	mez pevnosti při tečení [MPa]
X_{DRX}	podíl dynamicky rekrystalizované struktury
$\dot{\varepsilon}$	rychlost deformace [s^{-1}]
Q	aktivační energie deformace [$J \cdot mol^{-1}$]
C, α	materiálové konstanty [$s^{-1}; MPa^{-1}$]
n	exponent
R	molární plynová konstanta [$J \cdot mol^{-1} \cdot K^{-1}$]
T	teplota [K]
σ_{max}	maximální deformační napětí [MPa]
n	řád difrakce
λ	vlnová délka elektronu [nm]
d_{hkl}	mezirovinná vzdálenost dané osnovy rovin [nm]
θ	úhel dopadu elektronů na danou osnovu rovin [°]
LF	Ladle Furnace – pánvová pec
VOD	Vacuum Oxygen Decarburization – vakuové oxidační oduhličení
VD	Vacuum Degassing – odplynění ve vakuu
HCl	kyselina chlorovodíková
HNO_3	kyselina dusičná
G	číslo velikosti zrna dle ASTM
N_{AE}	počet zrn na čtvereční palec
K	stupeň prokování
$T_{dokovací}$	dokovací teplota [°C]
τ	výdrž na žíhací teplotě [h]
Δd	rozdíl velikosti zrna dvou porovnávaných stavů [μm]
D	průměr výkovku [mm]
$R_{p0,2}$	smluvní mez kluzu [MPa]
R_m	mez pevnosti [MPa]
A	tažnost [%]
Z	kontrakce [%]
Me	median
\bar{x}	aritmetický průměr
σ	směrodatná odchylka
KV(+20 °C)	nárazová práce při teplotě +20 °C
r	korelační koeficient

11. PŘÍLOHY

Tab. P1 Režimy tepelného zpracování u vzorků 1–180.

Ident. číslo vzorku	Číslo tavby	Vychlazení po dokování	K [-]	Rozpouštěcí žihání							
				Stupňovitý ohřev ve dvou předeřhřátých pecích: teplota / výdrž [°C / min]	T [°C]	Doba výdrže [h]	Ochlazení	Rychlost ochlazování [°C/h]	Ochlazeno na T [°C]	Doba výdrže [h]	Ochlazení
1	1	voda	21,4	500 / 120 + 1050 / 45	1050	0,5	voda	-	-	-	-
2		vzduch	21,4								
3		voda	3,4								
4		vzduch	3,4								
5		voda	1,7								
6		vzduch	1,7								
7	2	voda	21,4								
8		vzduch	21,4								
9		voda	3,4								
10		vzduch	3,4								
11		voda	1,7								
12		vzduch	1,7								
13	3	voda	21,4								
14		vzduch	21,4								
15		voda	3,4								
16		vzduch	3,4								
17		voda	1,7								
18		vzduch	1,7								
19	4	voda	21,4								
20		vzduch	21,4								
21		voda	3,4								
22		vzduch	3,4								
23		voda	1,7								
24		vzduch	1,7								
25	1	voda	21,4								
26		vzduch	21,4								
27	2	voda	21,4								
28		vzduch	21,4								
29	3	voda	21,4								
30		vzduch	21,4								
31	4	voda	21,4								
32		vzduch	21,4								

Tab. P1 Režimy tepelného zpracování u vzorků 1–180.

Ident. číslo vzorku	Číslo tavby	Vychlazení po dokování	K [-]	Rozpouštěcí žihání							
				Stupňovitý ohřev ve dvou předehřátých pecích: teplota / výdrž [°C / min]	T [°C]	Doba výdrže [h]	Ochlazení	Rychlost ochlazování [°C/h]	Ochlazení na T [°C]	Doba výdrže [h]	Ochlazení
33	1	voda	21,4	500 / 120 + 1050 / 45	1050	2	voda	-	-	-	-
34		vzduch	21,4								
35		voda	3,4								
36		vzduch	3,4								
37		voda	1,7								
38		vzduch	1,7								
39	2	voda	21,4								
40		vzduch	21,4								
41		voda	3,4								
42		vzduch	3,4								
43		voda	1,7								
44		vzduch	1,7								
45	3	voda	21,4								
46		vzduch	21,4								
47		voda	3,4								
48		vzduch	3,4								
49		voda	1,7								
50		vzduch	1,7								
51	4	voda	21,4								
52		vzduch	21,4								
53		voda	3,4								
54		vzduch	3,4								
55		voda	1,7								
56		vzduch	1,7								
57	1	voda	21,4								
58		vzduch	21,4								
59	2	voda	21,4								
60		vzduch	21,4								
61	3	voda	21,4								
62		vzduch	21,4								
63	4	voda	21,4								
64		vzduch	21,4								

Tab. P1 Režimy tepelného zpracování u vzorků 1–180.

Ident. číslo vzorku	Číslo tavby	Vychlazení po dokování	K [-]	Rozpouštěcí žihání							
				Stupňovitý ohřev ve dvou předeřhřátých pecích: teplota / výdrž [°C / min]	T [°C]	Doba výdrže [h]	Ochlazení	Rychlost ochlazování [°C/h]	Ochlazení na T [°C]	Doba výdrže [h]	Ochlazení
65	1	voda	21,4	500 / 120 + 1050 / 45	1050	4	voda	-	-	-	-
66		vzduch	21,4								
67		voda	3,4								
68		vzduch	3,4								
69		voda	1,7								
70		vzduch	1,7								
71	2	voda	21,4								
72		vzduch	21,4								
73		voda	3,4								
74		vzduch	3,4								
75		voda	1,7								
76		vzduch	1,7								
77	3	voda	21,4								
78		vzduch	21,4								
79		voda	3,4								
80		vzduch	3,4								
81		voda	1,7								
82		vzduch	1,7								
83	4	voda	21,4								
84		vzduch	21,4								
85		voda	3,4								
86		vzduch	3,4								
87		voda	1,7								
88		vzduch	1,7								
89	1	vzduch	21,4	500 / 120 + 1100 / 45	1100	0,5	-	100	1050	1	voda
90		vzduch	3,4								
91		vzduch	1,7								
92	2	vzduch	21,4								
93		vzduch	3,4								
94		vzduch	1,7								
95	3	vzduch	21,4								
96		vzduch	3,4								
97		vzduch	1,7								
98	4	vzduch	21,4								
99		vzduch	3,4								
100		vzduch	1,7								

Tab. P1 Režimy tepelného zpracování u vzorků 1–180.

Ident. číslo vzorku	Číslo tavby	Vychlazení po dokování	K [-]	Rozpouštěcí žhání															
				Stupňovitý ohřev ve dvou předehřátých pecích: teplota / výdrž [°C / min]	T [°C]	Doba výdrže [h]	Ochlazení	Rychlost ochlazování [°C/h]	Ochlazení na T [°C]	Doba výdrže [h]	Ochlazení								
101	1	vzduch	21,4	500 / 120 + 1100 / 45	1100	1	-	100	1050	1	voda								
102			3,4																
103			1,7																
104			21,4																
105	3,4																		
106	1,7																		
107	21,4																		
108	3,4																		
109	1,7																		
110	21,4																		
111	3,4																		
112	1,7																		
113	1	vzduch	21,4	500 / 120 + 1100 / 45	1100	2	-	100	1050	1	voda								
114			3,4																
115			1,7																
116			21,4																
117	3,4																		
118	1,7																		
119	21,4																		
120	3,4																		
121	1,7																		
122	21,4																		
123	3,4																		
124	1,7																		
125	1	pec	21,4	bezprostředně po dokování vychlazeno v peci:															
126			3,4																
127			1,7																
128			21,4																
129	2	pec	3,4	-	1050	0,5	voda	-	-	-	-								
130			1,7																
131			21,4																
132			3,4																
133	3	pec	1,7									- bez dalšího TZ							
134			21,4																
135			3,4																
136			1,7																
137	1	pec	21,4									bezprostředně po dokování vychlazeno v peci:							
138			21,4																
139			21,4																
140			21,4																
139	3	pec	21,4	-	1050	1	voda	-	-	-	-								
140			21,4																
140			21,4																
140			21,4																
140	4	pec	21,4									- bez dalšího TZ							
140			21,4																
140			21,4																
140			21,4																

Tab. P1 Režimy tepelného zpracování u vzorků 1–180.

Ident. číslo vzorku	Číslo tavby	Vychlazení po dokování	K [-]	Rozpouštěcí žihání																
				Stupňovitý ohřev ve dvou předehřátých pecích: teplota / výdrž [°C / min]	T [°C]	Doba výdrže [h]	Ochlazení	Rychlost ochlazování [°C/h]	Ochlazení na T [°C]	Doba výdrže [h]	Ochlazení									
141	1	pec	21,4	-	1050	2	voda	-	-	-	-									
142			3,4																	
143			1,7																	
144	2	pec	21,4									bezprostředně po dokování vychlazeno v peci:								
145			3,4																	
146			1,7																	
147	3	pec	21,4									- bez dalšího TZ								
148			3,4																	
149			1,7																	
150	4	pec	21,4									bezprostředně po dokování vychlazeno v peci:								
151			3,4																	
152			1,7																	
153	1	pec	21,4									-	1050	3	voda	-	-	-	-	
154	2	pec	21,4																	
155	3	pec	21,4																	
156	4	pec	21,4																	- bez dalšího TZ
157	1	pec	21,4									bezprostředně po dokování vychlazeno v peci:								
158			3,4																	
159			1,7																	
160	2	pec	21,4	-	1050	4	voda	-	-	-	-									
161			3,4																	
162			1,7																	
163	3	pec	21,4									- bez dalšího TZ								
164			3,4																	
165			1,7																	
166	4	pec	21,4									bezprostředně po dokování vychlazeno v peci:								
167			3,4																	
168			1,7																	
169	1	voda	21,4									- bez dalšího TZ								
170			3,4																	
171			1,7																	
172	2	voda	21,4	- bez dalšího TZ																
173			3,4																	
174			1,7																	
175	3	voda	21,4	-	-	-	-	-	-	-	-									
176			3,4																	
177			1,7																	
178	4	voda	21,4	bezprostředně po dokování vychlazeno v peci:																
179			3,4																	
180			1,7																	

Tab. P2 Výsledky tahových zkoušek u vzorků 1–180.

Ident. číslo vzorku	Číslo tavby	Tahová zkouška při RT				Tahová zkouška při teplotě 350°C			
		R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]	Z [%]	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]	Z [%]
		<i>předpis dle TS Škoda JS Ae 4113/Dok Rev. 7</i>							
		≥ 206	500-750	≥ 38	≥ 50	≥ 177	≥ 353	≥ 25	≥ 45
1	1	252	594	70	77	179	440	41	73
2		249	603	63	76	181	441	35	67
3		247	560	54	74	177	408	35	68
4		255	572	59	75	193	394	30	61
5		220	496	65	76	176	346	37	68
6		249	523	63	70	190	373	35	65
7	2	261	602	53	74	171	460	28	71
8		261	610	52	72	179	465	31	70
9		252	585	65	74	174	436	43	67
10		259	583	65	71	191	446	43	65
11		261	532	50	71	188	422	35	66
12		236	506	67	73	153	365	38	61
13	3	196	526	67	80	136	373	43	74
14		212	523	64	80	142	382	44	74
15		198	507	71	81	139	366	40	74
16		206	527	66	79	151	371	41	77
17		204	518	71	78	139	363	42	71
18		196	504	72	80	131	357	41	73
19	4	265	603	63	77	180	445	41	71
20		262	606	70	79	175	438	43	71
21		262	606	70	79	179	430	41	71
22		267	592	65	76	179	433	41	69
23		269	597	66	77	178	432	40	63
24		260	577	68	75	168	420	39	66
25	1	266	612	56	76	194	444	37	71
26		255	594	63	75	179	427	39	67
27	2	250	605	64	74	178	458	41	71
28		262	611	62	74	188	466	46	67
29	3	219	514	59	69	138	368	36	64
30		207	522	64	78	147	386	40	75
31	4	261	614	61	64	179	448	41	67
32		257	607	65	78	191	443	40	67

Tab. P2 Výsledky tahových zkoušek u vzorků 1–180.

Ident. číslo vzorku	Číslo tavby	Tahová zkouška při RT				Tahová zkouška při teplotě 350°C			
		R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]	Z [%]	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]	Z [%]
		<i>předpis dle TS Škoda JS Ae 4113/Dok Rev. 7</i>							
		≥ 206	500-750	≥ 38	≥ 50	≥ 177	≥ 353	≥ 25	≥ 45
33	1	247	609	60	75	176	443	37	73
34		248	597	61	77	189	432	42	69
35		248	571	65	76	180	403	35	62
36		267	547	69	72	184	392	38	66
37		242	508	53	74	167	345	28	71
38		248	510	52	72	168	352	31	70
39	2	257	603	64	74	177	459	41	69
40		249	602	62	75	176	463	42	63
41		266	580	65	74	181	443	36	68
42		247	580	66	75	185	442	42	70
43		227	517	59	71	175	409	39	64
44		238	512	52	74	172	399	35	74
45	3	208	521	67	81	146	369	44	76
46		208	538	67	78	155	379	40	75
47		207	512	69	80	137	367	39	71
48		208	518	66	77	143	372	39	74
49		207	512	68	79	137	359	42	73
50		206	508	71	79	137	362	41	74
51	4	281	609	64	77	186	441	39	70
52		276	607	65	73	190	447	43	70
53		276	595	68	77	205	457	40	66
54		272	596	63	75	180	436	42	68
55		287	599	65	76	183	427	37	68
56		260	577	67	75	188	434	41	70
57	1	254	591	58	74	191	426	38	71
58		266	595	64	74	183	430	36	72
59	2	258	599	62	75	189	460	41	69
60		262	604	61	76	186	459	40	70
61	3	214	511	70	77	147	370	41	73
62		209	518	70	81	144	380	42	76
63	4	286	603	65	73	181	445	38	69
64		275	598	69	75	190	444	43	74

Tab. P2 Výsledky tahových zkoušek u vzorků 1–180.

Ident. číslo vzorku	Číslo tavby	Tahová zkouška při RT				Tahová zkouška při teplotě 350°C			
		R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]	Z [%]	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]	Z [%]
		<i>předpis dle TS Škoda JS Ae 4113/Dok Rev. 7</i>							
		≥ 206	500-750	≥ 38	≥ 50	≥ 177	≥ 353	≥ 25	≥ 45
65	1	259	620	58	80	184	447	35	65
66		252	595	61	78	182	434	42	69
67		234	555	63	76	175	395	32	67
68		259	561	58	76	186	387	32	64
69		241	482	49	74	173	354	31	65
70		259	515	60	69	176	346	31	66
71		2	253	598	66	77	182	458	40
72	271		608	63	76	191	461	45	69
73	248		577	69	74	175	437	43	69
74	253		582	65	75	174	437	43	68
75	238		517	59	69	164	389	36	63
76	247		525	58	69	162	369	35	63
77	3	205	524	69	81	146	365	41	74
78		214	520	71	79	147	375	44	74
79		206	510	71	78	140	364	35	75
80		200	513	71	77	147	369	42	74
81		206	505	74	79	142	363	43	73
82		188	8	67	78	131	354	41	71
83	4	271	612	64	77	183	443	43	67
84		266	604	66	77	178	442	42	68
85		276	598	67	76	184	439	40	69
86		267	592	69	77	180	432	41	72
87		260	582	68	76	169	428	41	65
88		255	582	68	74	174	419	39	68
89	1	249	588	62	76	181	432	43	67
90		244	518	53	79	188	413	35	72
91		235	499	56	67	166	360	34	58
92	2	251	589	62	76	182	461	42	71
93		240	577	67	74	171	438	45	69
94		245	528	62	74	164	397	38	69
95	3	205	530	65	81	134	380	41	76
96		214	507	71	79	143	371	42	73
97		197	505	67	78	138	364	42	72
98	4	261	592	66	78	180	433	38	69
99		271	579	70	76	187	436	42	70
100		195	527	69	80	130	374	44	75

Tab. P2 Výsledky tahových zkoušek u vzorků 1–180.

Ident. číslo vzorku	Číslo tavby	Tahová zkouška při RT				Tahová zkouška při teplotě 350°C			
		R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]	Z [%]	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]	Z [%]
		<i>předpis dle TS Škoda JS Ae 4113/Dok Rev. 7</i>							
		≥ 206	500-750	≥ 38	≥ 50	≥ 177	≥ 353	≥ 25	≥ 45
101	1	240	588	62	76	178	432	40	71
102		236	553	63	76	185	403	35	67
103		243	508	55	71	171	352	35	63
104	2	252	593	66	76	170	457	42	66
105		242	572	68	72	172	441	40	67
106		236	509	63	70	150	399	38	66
107	3	200	527	66	78	142	375	42	71
108		208	516	73	77	142	369	42	75
109		198	510	71	79	134	364	44	67
110	4	264	607	68	78	190	441	40	67
111		267	589	67	76	180	433	43	71
112		252	580	67	73	174	420	38	70
113	1	244	592	62	76	178	436	42	69
114		225	567	62	76	172	406	39	63
115		246	502	58	73	184	363	35	54
116	2	250	587	64	76	175	448	40	64
117		253	577	67	75	170	435	42	64
118		237	518	62	75	173	399	37	68
119	3	246	561	67	77	166	405	35	70
120		196	511	70	79	132	367	43	71
121		189	508	72	79	134	360	41	75
122	4	267	606	66	77	188	444	43	68
123		263	597	68	77	174	428	39	70
124		254	554	62	77	170	405	36	61
125	1	237	588	60	74	159	439	39	71
126		214	554	60	74	163	392	33	69
127		228	520	63	74	190	357	29	72
128	2	332	619	59	69	210	462	40	68
129		273	593	59	69	208	419	36	64
130		251	498	68	69	180	356	42	70
131	3	211	529	66	79	137	386	38	73
132		186	523	67	81	129	378	43	75
133		203	480	65	77	137	343	34	61
134	4	263	624	66	75	181	454	37	65
135		269	592	64	76	180	439	43	70
136		279	588	69	72	177	427	38	66
137	1	247	593	64	77	163	438	38	72
138	2	250	611	60	73	172	457	40	66
139	3	185	520	67	81	133	375	40	75
140	4	244	612	65	76	161	434	35	69

Tab. P2 Výsledky tahových zkoušek u vzorků 1–180.

Ident. číslo vzorku	Číslo tavby	Tahová zkouška při RT				Tahová zkouška při teplotě 350°C			
		R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]	Z [%]	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]	Z [%]
		<i>předpis dle TS Škoda JS Ae 4113/Dok Rev. 7</i>							
		≥ 206	500-750	≥ 38	≥ 50	≥ 177	≥ 353	≥ 25	≥ 45
141	1	227	595	63	78	175	432	37	71
142		271	548	54	72	172	408	37	71
143		255	514	56	68	176	358	31	65
144	2	263	610	60	75	175	468	42	67
145		269	593	60	72	193	435	40	71
146		249	499	61	66	158	364	35	66
147	3	181	529	67	80	124	378	40	76
148		198	516	69	78	132	370	43	76
149		199	511	70	80	129	356	41	70
150	4	276	614	65	77	167	449	41	68
151		217	585	68	76	171	434	37	69
152		243	566	69	77	170	421	39	68
153	1	246	587	61	77	153	428	39	71
154	2	236	608	60	74	168	459	39	70
155	3	193	527	70	79	127	374	40	71
156	4	247	604	65	76	156	439	40	70
157	1	248	579	60	75	182	428	37	70
158		262	557	60	75	189	400	35	64
159		235	528	53	72	175	368	33	71
160	2	234	607	60	69	159	454	40	69
161		252	592	63	69	163	424	40	58
162		255	516	52	71	183	377	31	66
163	3	197	509	70	80	128	370	39	73
164		183	507	69	75	114	370	44	74
165		186	501	72	77	125	361	43	71
166	4	244	603	66	76	199	399	40	72
167		269	592	65	74	161	435	41	66
168		248	583	67	74	143	417	41	66
169	1	365	619	54	75	291	449	31	69
170		243	527	58	77	222	390	32	73
171		261	533	54	72	169	348	28	81
172	2	359	622	59	72	264	474	40	65
173		255	587	64	74	213	442	36	62
174		276	502	55	67	223	381	28	56
175	3	442	612	47	78	366	447	22	69
176		249	536	66	80	165	443	41	69
177		242	459	60	76	176	383	36	59
178	4	447	668	49	67	352	477	27	64
179		280	597	65	71	213	438	41	67
180		253	551	54	74	171	410	40	72

Tab. P3 Výsledky hodnocení vlivu stupně prokování na hodnoty smluvních mezí kluzu a mezi pevnosti s využitím lineární regresní analýzy.

Číslo stat. souboru	Identifikační čísla vzorků	Tavba	Vychlazení	Rozpouštěcí žihání	RT		350 °C	
					R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]
1	1, 3, 5	1	voda	1050 °C / 0,5 h / voda	0,69	0,81	0,994	0,81
2	7, 9, 11	2			0,38	0,75	-0,69	0,96
3	13, 15, 17	3			-0,73	0,76	-0,999	0,96
4	19, 21, 23	4			-0,21	0,19	0,71	0,98
5	2, 4, 6	1	vzduch	1050 °C / 0,5 h / voda	-0,43	0,83	-0,97	0,97
6	8, 10, 12	2			0,62	0,75	0,3	0,71
7	14, 16, 18	3			0,85	0,4	0,11	0,86
8	20, 22, 24	4			-0,11	0,89	0,32	0,8
9	33, 35, 37	1	voda	1050 °C / 2h / voda	0,46	0,83	0,3	0,85
10	39, 41, 43	2			0,36	0,76	-0,23	0,79
11	45, 47, 49	3			0,9991	0,997	0,995	0,77
12	51, 53, 55	4			-0,13	0,95	-0,31	0,06
13	34, 36, 38	1	vzduch	1050 °C / 2 h / voda	-0,42	0,94	0,72	0,9
14	40, 42, 44	2			0,74	0,75	-0,17	0,81
15	46, 48, 50	3			0,57	0,97	0,97	0,86
16	52, 54, 56	4			0,77	0,82	0,58	0,995
17	65, 67, 69	1	voda	1050 °C / 4 h / voda	0,95	0,89	0,995	0,93
18	71, 73, 75	2			0,82	0,75	0,82	0,79
19	77, 79, 81	3			-0,95	0,99	0,93	0,96
20	83, 85, 87	4			0,24	0,9	0,51	0,76
21	66, 68, 70	1	vzduch	1050 °C / 4 h / voda	-0,996	0,86	0,13	0,92
22	72, 74, 76	2			0,99	0,8	0,95	76
23	78, 80, 82	3			0,93	0,998	0,58	0,79
24	84, 86, 88	4			0,5	0,93	0,17	0,86
25	89, 90, 91	1	vzduch	1100 °C / 0,5 h + 1050 °C / 1 h / voda	0,84	0,99	0,3	0,76
26	92, 93, 94	2			0,86	0,7	0,95	0,82
27	95, 96, 97	3			0,07	0,99991	-0,75	0,94
28	98, 99, 100	4			0,46	0,72	0,47	0,54

Tab. P3 Výsledky hodnocení vlivu stupně prokování na hodnoty smluvních mezí kluzu a mezi pevnosti s využitím lineární regresní analýzy.

Číslo stat. souboru	Identifikační čísla vzorků	Tavba	Vychlazení	Rozpouštěcí žihání	RT		350 °C	
					R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]
29	101, 102, 103	1	vzduch	1100 °C / 1 h + 1050 °C / 1 h / voda	-0,07	0,87	0,002	0,83
30	104, 105, 106	2			0,95	0,74	0,5	0,77
31	107, 108, 109	3			-0,27	0,96	0,57	0,95
32	110, 111, 112	4			0,38	0,97	0,96	0,83
33	113, 114, 115	1	vzduch	1100 °C / 2 h + 1050 °C / 1 h / voda	0,35	0,77	-0,06	0,85
34	116, 117, 118	2			0,44	0,68	0,75	0,77
35	119, 120, 121	3			0,9995	0,9998	0,991	0,998
36	122, 123, 124	4			0,8	0,69	0,99	0,84
37	125, 126, 127	1	1050 °C / 0,5 h / voda	-	0,74	0,9	-0,65	0,94
38	128, 129, 130	2			0,98	0,72	0,62	0,85
39	131, 132, 133	3			0,71	0,65	0,43	0,69
40	134, 135, 136	4			-0,82	0,99998	0,65	0,93
41	141, 142, 143	1	1050 °C / 2 h / voda	-	-0,9	0,94	0,07	0,8
42	144, 145, 146	2			0,31	0,68	0,07	0,8
43	147, 148, 149	3			-0,9993	0,98	-0,92	0,82
44	150, 151, 152	4			0,86	0,94	-0,97	0,92
45	157, 158, 159	1	1050 °C / 4 h / voda	-	0,07	0,86	0,05	0,88
46	160, 161, 162	2			-0,998	0,69	-0,67	0,84
47	163, 164, 165	3			0,96	0,8	0,61	0,57
48	166, 167, 168	4			-0,55	0,93	0,97	-0,83
49	169, 170, 171	1	voda	-	0,98	0,99	0,93	0,94
50	172, 173, 174	2			0,96	0,77	0,96	0,81
51	175, 176, 177	3			0,999	0,9	0,99	0,61
52	178, 179, 180	4			0,999	0,95	0,99	0,94

Tab. P4 Výsledky hodnocení vlivu dokovací teploty na hodnoty smluvních mezí kluzu a mezí pevnosti s využitím lineární regresní analýzy.

Číslo stat. souboru	Identifikační čísla vzorků	K [-]	Vychlazení	Rozpouštěcí žihání	RT		350 °C	
					R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]
53	5, 11, 17, 23	1,7	voda	1050 °C / 0,5 h / voda	-0,7	-0,77	-0,55	-0,54
54	3, 9, 15, 21	3,4			-0,7	-0,77	-0,55	-0,54
55	1, 7, 13, 19	21,4			-0,07	-0,02	0,15	-0,04
56	6, 12, 18, 24	1,7	vzduch	1050 °C / 0,5 h / voda	-0,74	-0,75	-0,82	-0,71
57	4, 10, 16, 22	3,4			-0,44	-0,44	-0,08	-0,08
58	2, 8, 14, 20	21,4			-0,03	0,07	0,14	0,31
59	25, 27, 29, 31	21,4	voda	1050 °C / 1 h / voda	0,28	0,1	0,38	-0,001
60	26, 28, 30, 32	21,4	vzduch	1050 °C / 1 h / voda	0,11	0,05	-0,07	0,23
61	37, 43, 49, 55	1,7	voda	1050 °C / 2 h / voda	-0,9996	0,88	-0,81	-0,61
62	35, 41, 47, 53	3,4			-0,27	-0,27	-0,44	-0,32
63	33, 39, 45, 51	21,4			-0,3	0,12	-0,09	0,03
64	38, 44, 50, 56	1,7	vzduch	1050 °C / 2 h / voda	-0,74	-0,57	-0,56	-0,15
65	36, 42, 48, 54	3,4			-0,66	-0,42	-0,24	-0,16
66	34, 40, 46, 52	21,4			-0,4	-0,04	-0,27	0,16
67	57, 59, 61, 63	21,4	voda	1050 °C / 3 h / voda	-0,26	-0,02	0,23	-0,21
68	58, 60, 62, 64	21,4	vzduch	1050 °C / 3 h / voda	-0,13	0,09	-0,06	0,15
69	69, 75, 81, 87	1,7	voda	1050 °C / 4 h / voda	-0,93	-0,76	-0,71	-0,77
70	67, 73, 79, 85	3,4			-0,55	-0,37	-0,24	-0,22
71	65, 71, 77, 83	21,4			0,004	0,23	0,13	0,08
72	70, 76, 82, 88	1,7	vzduch	1050 °C / 4 h / voda	-0,62	-0,51	-0,73	-0,35
73	68, 74, 80, 86	3,4			-0,51	-0,41	-0,49	-0,16
74	66, 72, 78, 84	21,4			0,06	0,05	0,31	0,2
75	127, 130, 133, 136	1,7	1050 °C / 0,5 h / voda	-	-0,39	-0,71	-0,63	-0,55
76	126, 129, 132, 135	3,4			0,15	0,25	0,38	0,002
77	125, 128, 131, 134	21,4			0,31	0,53	0,36	0,64
78	137, 138, 139, 140	21,4	1050 °C / 1 h / voda	-	0,81	0,67	0,77	0,77
79	143, 146, 149, 152	1,7	1050 °C / 2 h / voda	-	-0,59	-0,58	-0,83	-0,43
80	142, 145, 148, 151	3,4			0,91	0,26	0,62	0,38
81	141, 144, 147, 150	21,4			0,41	0,66	0,86	0,6
82	153, 154, 155, 156	21,4	1050 °C / 3 h / voda	-	0,8	0,65	0,66	0,64
83	159, 162, 165, 168	1,7	1050 °C / 4 h / voda	-	-0,37	-0,68	-0,16	-0,43
84	158, 161, 164, 167	3,4			0,66	0,39	0,92	0,26
85	157, 160, 163, 166	21,4			0,85	0,62	0,59	0,76
86	171, 174, 177, 180	1,7	voda	-	-0,06	-0,93	0,32	-0,45
87	170, 173, 176, 179	3,4			-0,81	-0,37	0,002	-0,17
88	169, 172, 175, 178	21,4			-0,84	-0,27	-0,76	-0,19

Tab. P5 Výsledky hodnocení vlivu způsobu vychlazení po dokování ve vodě a na vzduchu na rozdíl průměrných hodnot smluvních mezi kluzu a mezi pevnosti s využitím dvouvýběrového t–testu.

Číslo stat. souboru	Identifikační čísla vzorků		K [-]	Rozpouštěcí žihání	Pevnostní vlastnost [MPa]	Způsob vychlazení po dokování				
	voda	vzduch				voda		vzduch		
						\bar{x} [MPa]	σ [MPa]	\bar{x} [MPa]	σ [MPa]	
53, 56	5, 11, 17, 23	6, 12, 18, 24	1,7	1050 °C / 0,5 h / voda	$R_{p0,2}(RT)$	238	32	235	28	
					$R_m(RT)$	536	44	528	34	
					$R_{p0,2}(350\text{ °C})$	170	22	161	25	
					$R_m(350\text{ °C})$	391	43	379	28	
54, 57	3, 9, 15, 21	4, 10, 16, 22	3,4		$R_{p0,2}(RT)$	240	29	247	28	
					$R_m(RT)$	564	43	569	29	
					$R_{p0,2}(350\text{ °C})$	167	19	178	19	
					$R_m(350\text{ °C})$	410	32	411	34	
55, 58	1, 7, 13, 19	2, 8, 14, 20	21		$R_{p0,2}(RT)$	243	32	246	23	
					$R_m(RT)$	581	37	585	42	
					$R_{p0,2}(350\text{ °C})$	167	21	169	19	
					$R_m(350\text{ °C})$	429	39	432	35	
59, 60	25, 27, 29, 31	26, 28, 30, 32	21	1050 °C / 1 h / voda	$R_{p0,2}(RT)$	249	21	245	26	
					$R_m(RT)$	586	48	584	42	
					$R_{p0,2}(350\text{ °C})$	172	24	176	20	
					$R_m(350\text{ °C})$	429	42	431	34	
61, 64	37, 43, 49, 55	38, 44, 50, 56	1,7		$R_{p0,2}(RT)$	241	34	238	23	
					$R_m(RT)$	534	43	527	33	
					$R_{p0,2}(350\text{ °C})$	166	20	166	21	
					$R_m(350\text{ °C})$	385	39	387	37	
62, 65	35, 41, 47, 53	36, 42, 48, 54	3,4		1050 °C / 2 h / voda	$R_{p0,2}(RT)$	249	31	248	29
						$R_m(RT)$	565	36	560	35
						$R_{p0,2}(350\text{ °C})$	176	28	173	20
						$R_m(350\text{ °C})$	417	41	410	34
63, 66	33, 39, 45, 51	34, 40, 46, 52	21	$R_{p0,2}(RT)$		248	31	246	28	
				$R_m(RT)$		585	43	586	33	
				$R_{p0,2}(350\text{ °C})$		171	18	177	16	
				$R_m(350\text{ °C})$		428	40	430	36	
67, 68	57, 59, 61, 63	58, 60, 62, 64	21	1050 °C / 3 h / voda		$R_{p0,2}(RT)$	253	30	253	30
						$R_m(RT)$	576	44	579	41
						$R_{p0,2}(350\text{ °C})$	177	21	176	21
						$R_m(350\text{ °C})$	425	39	428	34
69, 72	69, 75, 81, 87	70, 76, 82, 88	1,7		$R_{p0,2}(RT)$	236	23	237	33	
					$R_m(RT)$	522	43	533	33	
					$R_{p0,2}(350\text{ °C})$	162	14	161	21	
					$R_m(350\text{ °C})$	384	33	372	33	
70, 73	67, 73, 79, 85	68, 74, 80, 86	3,4		1050 °C / 4 h / voda	$R_{p0,2}(RT)$	241	30	245	30
						$R_m(RT)$	560	38	562	35
						$R_{p0,2}(350\text{ °C})$	169	19	172	18
						$R_m(350\text{ °C})$	408	36	406	34
71, 74	65, 71, 77, 83	66, 72, 78, 84	21	$R_{p0,2}(RT)$		247	29	251	26	
				$R_m(RT)$		588	44	582	42	
				$R_{p0,2}(350\text{ °C})$		174	18	174	19	
				$R_m(350\text{ °C})$		429	43	428	37	

Tab. P6 Výsledky hodnocení vlivu způsobu vychlazení po dokování ve vodě a v peci na rozdíl průměrných hodnot smluvních mezi kluzu a mezi pevnosti s využitím dvouvýběrového t–testu.

Číslo stat. souboru	Identifikační čísla vzorků		K [-]	Vychlazení v peci	Pevnostní vlastnost [MPa]	Způsob vychlazení po dokování			
	voda	pec				voda		pec	
						\bar{x} [MPa]	σ [MPa]	\bar{x} [MPa]	σ [MPa]
86, 75	171, 174, 177, 180	127, 130, 133, 136	1,7		$R_{p0,2}(RT)$	258	15	240	32
					$R_m(RT)$	511	40	521	48
					$R_{p0,2}(350\text{ °C})$	185	26	171	23
					$R_m(350\text{ °C})$	380	25	371	38
87, 76	170, 173, 176, 179	126, 129, 132, 135	3,4	1050 °C / 0,5 h / voda	$R_{p0,2}(RT)$	257	16	236	42
					$R_m(RT)$	562	35	565	34
					$R_{p0,2}(350\text{ °C})$	203	26	170	33
					$R_m(350\text{ °C})$	428	26	407	27
88, 77	169, 172, 175, 178	125, 128, 131, 134	21,4		$R_{p0,2}(RT)$	403	48	261	52
					$R_m(RT)$	630	26	590	44
					$R_{p0,2}(350\text{ °C})$	318	49	172	31
					$R_m(350\text{ °C})$	462	16	435	34
88, 89	169, 172, 175, 178	137–140	21,4	1050 °C / 1 h / voda	$R_{p0,2}(RT)$	403	48	231	31
					$R_m(RT)$	630	26	584	43
					$R_{p0,2}(350\text{ °C})$	318	49	157	17
					$R_m(350\text{ °C})$	462	16	426	36
86, 79	171, 174, 177, 180	143, 146, 149, 152	1,7		$R_{p0,2}(RT)$	258	15	237	25
					$R_m(RT)$	511	40	522	30
					$R_{p0,2}(350\text{ °C})$	185	26	158	21
					$R_m(350\text{ °C})$	380	25	375	31
87, 80	170, 173, 176, 179	142, 145, 148, 151	3,4	1050 °C / 2 h / voda	$R_{p0,2}(RT)$	257	16	239	37
					$R_m(RT)$	562	35	561	35
					$R_{p0,2}(350\text{ °C})$	203	26	167	26
					$R_m(350\text{ °C})$	428	26	412	31
88, 81	169, 172, 175, 178	141, 144, 147, 150	21,4		$R_{p0,2}(RT)$	403	48	237	42
					$R_m(RT)$	630	26	587	39
					$R_{p0,2}(350\text{ °C})$	318	49	160	24
					$R_m(350\text{ °C})$	462	16	432	39
88, 90	169, 172, 175, 178	153–156	21,4	1050 °C / 3 h / voda	$R_{p0,2}(RT)$	403	48	231	26
					$R_m(RT)$	630	26	581	38
					$R_{p0,2}(350\text{ °C})$	318	49	151	17
					$R_m(350\text{ °C})$	462	16	425	37
86, 83	171, 174, 177, 180	159, 162, 165, 168	1,7		$R_{p0,2}(RT)$	258	15	231	31
					$R_m(RT)$	511	40	532	36
					$R_{p0,2}(350\text{ °C})$	185	26	157	27
					$R_m(350\text{ °C})$	380	25	381	25
87, 84	170, 173, 176, 179	158, 161, 164, 167	3,4	1050 °C / 4 h / voda	$R_{p0,2}(RT)$	257	16	241	40
					$R_m(RT)$	562	35	562	40
					$R_{p0,2}(350\text{ °C})$	203	26	157	31
					$R_m(350\text{ °C})$	428	26	407	28
88, 85	169, 172, 175, 178	157, 160, 163, 166	21,4		$R_{p0,2}(RT)$	403	48	231	23
					$R_m(RT)$	630	26	575	45
					$R_{p0,2}(350\text{ °C})$	318	49	167	31
					$R_m(350\text{ °C})$	462	16	413	36

Tab. P7 Výsledky hodnocení vlivu teploty rozpouštěcího žhání na rozdíl průměrných hodnot smluvních mezí kluzu a mezí pevnosti s využitím dvouvýběrového t–testu.

Číslo stat. souboru	Identifikační čísla vzorků		Tavba	Pevnostní vlastnost	Teplota rozpouštěcího žhání			
	1050 °C	1100 °C			1050 °C		1100 °C	
					\bar{x} [MPa]	σ [MPa]	\bar{x} [MPa]	σ [MPa]
91	1–6, 25, 26, 33–38, 57, 58, 65–70	89–91, 101–103, 113–115	1	$R_{p0,2}(RT)$	251	11	240	7
				$R_m(RT)$	564	42	546	40
				$R_{p0,2}(350\text{ °C})$	181	7	178	7
				$R_m(350\text{ °C})$	403	36	400	33
92	7–12, 27, 28, 39–44, 59, 60, 71–76	92–94, 104–106, 116–118	2	$R_{p0,2}(RT)$	253	11	245	7
				$R_m(RT)$	575	37	561	33
				$R_{p0,2}(350\text{ °C})$	178	10	170	9
				$R_m(350\text{ °C})$	437	31	431	26
93	13–18, 29, 30, 45–50, 61, 62 77–82	95–97, 107–109, 119–121	3	$R_{p0,2}(RT)$	206	7	206	17
				$R_m(RT)$	517	8	520	18
				$R_{p0,2}(350\text{ °C})$	142	6	141	10
				$R_m(350\text{ °C})$	369	8	373	14
94	19–24, 31, 32, 51–56, 63, 64, 83–88	98–100, 110–112, 122–124	4	$R_{p0,2}(RT)$	269	9	255	23
				$R_m(RT)$	598	11	581	26
				$R_{p0,2}(350\text{ °C})$	182	8	175	18
				$R_m(350\text{ °C})$	437	9	424	22

Tab. P8 Výsledky hodnocení vlivu doby výdrže na teplotě rozpouštěcího žíhání 1050 °C na hodnoty smluvních mezí kluzu a mezí pevnosti s využitím lineární regresní analýzy.

Číslo stat. souboru	Identifikační čísla vzorků	Tavba	K [-]	Vychlazení	RT		350 °C	
					R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]
95	1, 25, 33, 57, 65	1	21,4	voda	-0,0006	0,37	0,07	-0,05
96	2, 26, 34, 58, 66	1	21,4	vzduch	0,34	-0,58	0,21	-0,21
97	3, 35, 67	1	3,4	voda	-0,86	-0,38	-0,35	-0,9992
98	4, 36, 68	1	3,4	vzduch	0,26	-0,36	-0,71	-0,9989
99	5, 37, 69	1	1,7	voda	0,79	-0,6	-0,21	0,86
100	6, 38, 70	1	1,7	vzduch	0,85	-0,54	-0,55	-0,93
101	7, 27, 39, 59, 71	2	21,4	voda	-0,23	-0,882	0,73	-0,24
102	8, 28, 40, 60, 72	2	21,4	vzduch	0,46	-0,39	0,55	-0,85
103	9, 41, 73	2	3,4	voda	-0,3	-0,97	0,08	0,005
104	10, 42, 74	2	3,4	vzduch	-0,43	-0,29	-0,992	-0,9995
105	11, 43, 75	2	1,7	voda	-0,59	-0,81	-0,992	-0,99994
106	12, 44, 76	2	1,7	vzduch	0,97	0,99	0,41	0,03
107	13, 29, 45, 61, 77	3	21,4	voda	0,14	-0,13	0,88	-0,65
108	14, 30, 46, 62, 78	3	21,4	vzduch	0,38	-0,23	0,17	-0,81
109	15, 47, 79	3	3,4	voda	0,74	0,46	0,5	-0,84
110	16, 48, 80	3	3,4	vzduch	-0,74	-0,98	-0,51	-0,8
111	17, 49, 81	3	1,7	voda	0,59	-0,999	0,68	0,12
112	18, 50, 82	3	1,7	vzduch	-0,5	0,992	-0,08	-0,45
113	19, 31, 51, 63, 83	4	21,4	voda	0,54	0,18	0,42	-0,49
114	20, 32, 52, 64, 84	4	21,4	vzduch	0,47	-0,52	-0,03	0,34
115	21, 53, 85	4	3,4	voda	0,83	-0,68	0,07	0,24
116	22, 54, 86	4	3,4	vzduch	-0,18	-0,18	0,89	-0,14
117	23, 55, 87	4	1,7	voda	-0,38	-0,87	-0,67	-0,65
118	24, 56, 88	4	1,7	vzduch	-0,87	0,89	0,2	-0,12

Tab. P9 Výsledky hodnocení vlivu doby výdrže na teplotě rozpouštěcího žíhání 1100 °C na hodnoty smluvních mezi kluzu a mezi pevnosti s využitím lineární regresní analýzy.

Číslo stat. souboru	Identifikační čísla vzorků	Tavba	K [-]	Vychlazení	RT		350 °C	
					R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]
119	89, 101, 113	1	21,4	vzduch	-0,35	0,91	-0,63	0,96
120	90, 102, 114	1	3,4	vzduch	-0,997	0,91	-0,99	-0,52
121	91, 103, 115	1	1,7	vzduch	0,93	0,15	0,99996	0,5
122	92, 104, 116	2	21,4	vzduch	-0,6	-0,38	-0,42	-0,997
123	93, 105, 117	2	3,4	vzduch	0,98	0,07	-0,45	-0,69
124	94, 106, 118	2	1,7	vzduch	-0,7	-0,33	0,57	0,6
125	95, 107, 119	3	21,4	vzduch	0,91	0,91	0,996	0,88
126	96, 108, 120	3	3,4	vzduch	-0,99994	0,33	-0,98	-0,95
127	97, 109, 121	3	1,7	vzduch	-0,87	0,41	-0,73	-0,96
128	98, 110, 122	4	21,4	vzduch	0,99	0,68	0,62	0,89
129	99, 111, 123	4	3,4	vzduch	-0,98	0,96	-0,97	-0,9995
130	100, 112, 124	4	1,7	vzduch	0,77	0,35	0,69	0,5

Tab. P10a Výsledky hodnocení vlivu chemického složení na hodnoty smluvních mezí kluzu a mezi pevnosti s využitím lineární regresní analýzy.

Číslo stat. souboru	Identifikační čísla vzorků	K [-]	Vychlazení	Rozpouštěcí žihání	Prvek	RT		350 °C	
						R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]
54	3, 9, 15, 21	3,4	voda	1050 °C / 0,5 h / voda	Mo	–	0,97	–	0,98
53	5, 11, 17, 23	1,7			Mo	0,97	–	–	–
					Al	–	–	–0,95	–
					N	–	0,98	–	–
58	2, 8, 14, 20	21,4	vzduch	1050 °C / 0,5 h / voda	Mo	0,97	–	–	
57	4, 10, 16, 22	3,4			Al	–	–	–	–0,98
					Mo	–	0,96	–	0,98
					V	–	–	0,98	–
					Al	–	–	–0,96	–
56	6, 12, 18, 24	1,7			Cr	–	0,98	–	0,99
Ni	–	–0,98	–	–0,95					
60	26, 28, 30, 32	21,4	vzduch	1050 °C / 1 h / voda	Mo	–	–	0,96	0,96
63	33, 39, 45, 51	21,4	voda	1050 °C / 2 h / voda	Al	–	–	–	–0,95
62	35, 41, 47, 53	3,4			Mo	0,98	–	–	0,99
61	37, 43, 49, 55	1,7			Cr	0,98	0,96	–	–
					Mo	–	–	0,96	–
66	34, 40, 46, 52	21,4	vzduch	1050 °C / 2 h / voda	Mo	–	–	–	0,96
65	36, 42, 48, 54	3,4			Mo	–	0,98	–	0,98
67	57, 59, 61, 63	21,4	voda	1050 °C / 3 h / voda	Mo	–	–	–	0,97
68	58, 60, 62, 64	21,4	vzduch	1050 °C / 3 h / voda	V	–	–	0,95	–
					Mo	–	–	–	–
70	67, 73, 79, 85	3,4	voda	1050 °C / 4 h / voda	Mo	–	0,97	–	0,996
69	69, 75, 81, 87	1,7			N	–	0,98	–	–
74	66, 72, 78, 84	21,4	vzduch	1050 °C / 4 h / voda	Mo	0,98	–	–	–
73	68, 74, 80, 86	3,4			Al	–	–	–0,98	–
					Mo	–	0,98	–	0,98
					Cr	–	0,97	–	–
72	70, 76, 82, 88	1,7	N	–	–	–	0,95		
77	125, 128, 131, 134	21,4	1050 °C / 0,5 h / voda	–	Mo	–	0,99	–	0,97
76	126, 129, 132, 135	3,4			Mo	0,99	0,999	–	–
75	127, 130, 133, 136	1,7			Cr	–	0,991	–	0,994
					Ni	–	–0,95	–	–

Tab. P10a Výsledky hodnocení vlivu chemického složení na hodnoty smluvních mezí kluzu a mezi pevnosti s využitím lineární regresní analýzy.

Číslo stat. souboru	Identifikační čísla vzorků	K [-]	Vychlazení	Rozpouštěcí žihání	Prvek	RT		350 °C	
						R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]
78	137, 138, 139, 140	21,4	1050 °C / 1 h / voda	-	Mo	-	0,95	-	-
					Al	-	-	-0,97	-0,97
81	141, 144, 147, 150	21,4	1050 °C / 2 h / voda	-	Mo	0,99	0,95	-	0,96
80	142, 145, 148, 151	3,4			C	0,99	-	-	-
					Mo	-	0,99	-	0,996
					V	0,97	-	-	-
					Al	-	-	-0,98	-
79	143, 146, 149, 152	1,7			Ni	-	-0,98	-	-
82	153, 154, 155, 156	21,4	1050 °C / 3 h / voda	-	Mo	-	0,96	-	-
					Al	-	-	-0,95	-
85	157, 160, 163, 166	21,4	1050 °C / 4 h / voda	-	Si	-	-	-	0,95
					Mo	-	0,97	-	-
					V	-	-	-	0,95
					Al	-	-	-	-0,98
84	158, 161, 164, 167	3,4			Mo	-	0,995	-	0,99
83	159, 162, 165, 168	1,7			C	-	-	0,96	-
			Cr	-	0,996	-	0,98		
			Mo	0,96	-	-	-		
			V	-	-	0,98	-		
			Al	-	-	-0,96	-		
88	169, 172, 175, 178	21,4	voda	-	Cr	-	0,99	-	-
87	170, 173, 176, 179	3,4			N	0,96	-	-	-
86	171, 174, 177, 180	1,7			Si	0,99	-	-	-
					Al	-0,96	-	-	-
					Ti	-	-	-	-0,996
					N	-	-	-	0,96

Tab. P10b Počet statisticky významných korelačních koeficientů v Tab. P10a. Znaménko plus představuje kladnou a znaménko minus zápornou hodnotu korelačního koeficientu.

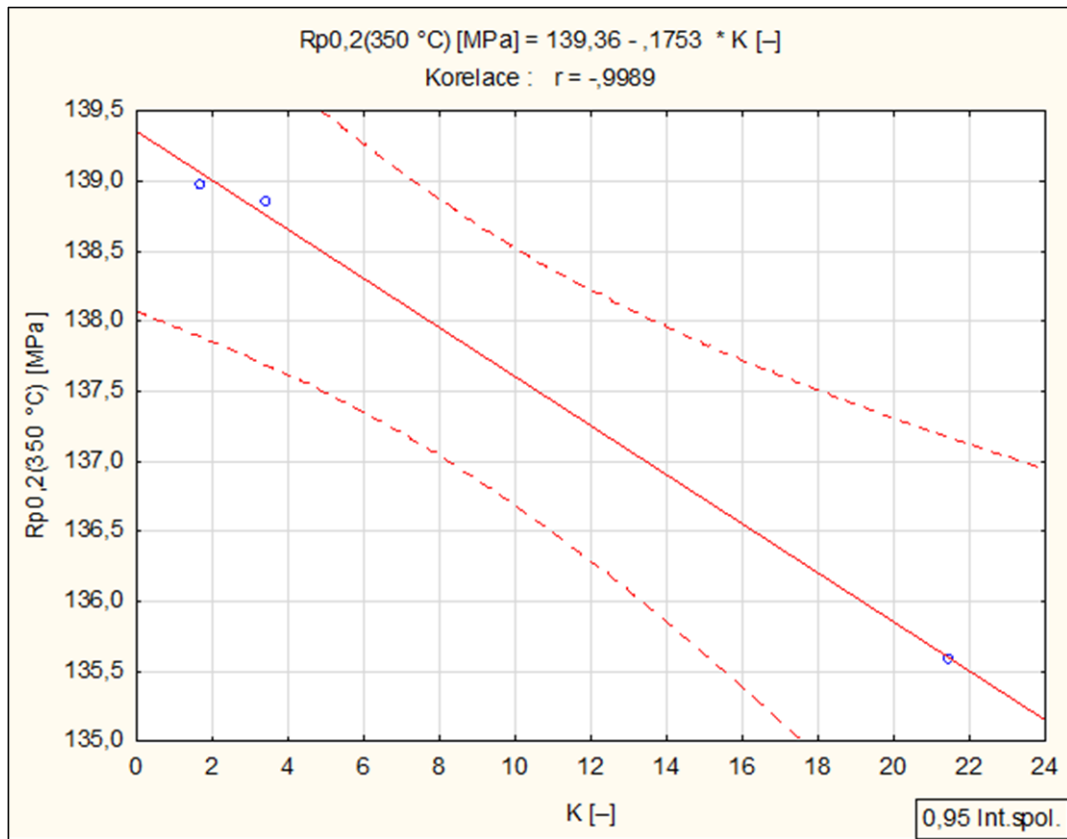
Pevnostní vlastnost [MPa]	Prvek [hm. %]									
	C	Si	Cr	Ni	Cu	Mo	V	Al	N	Ti
R _{p0,2} (RT)	+1	+1	+1	0	0	+7	+1	-1	+1	0
R _m (RT)	0	0	+6	-3	0	+13	0	0	+2	0
R _{p0,2} (350 °C)	+1	0	0	0	0	+2	+3	-7	0	0
R _m (350 °C)	0	+1	+3	-1	0	+13	+1	-4	+2	-1

Tab. P11 Výsledky hodnocení vlivu stupně prokování a dokovací teploty na velikost strukturních jednotek s využitím lineární regresní analýzy.

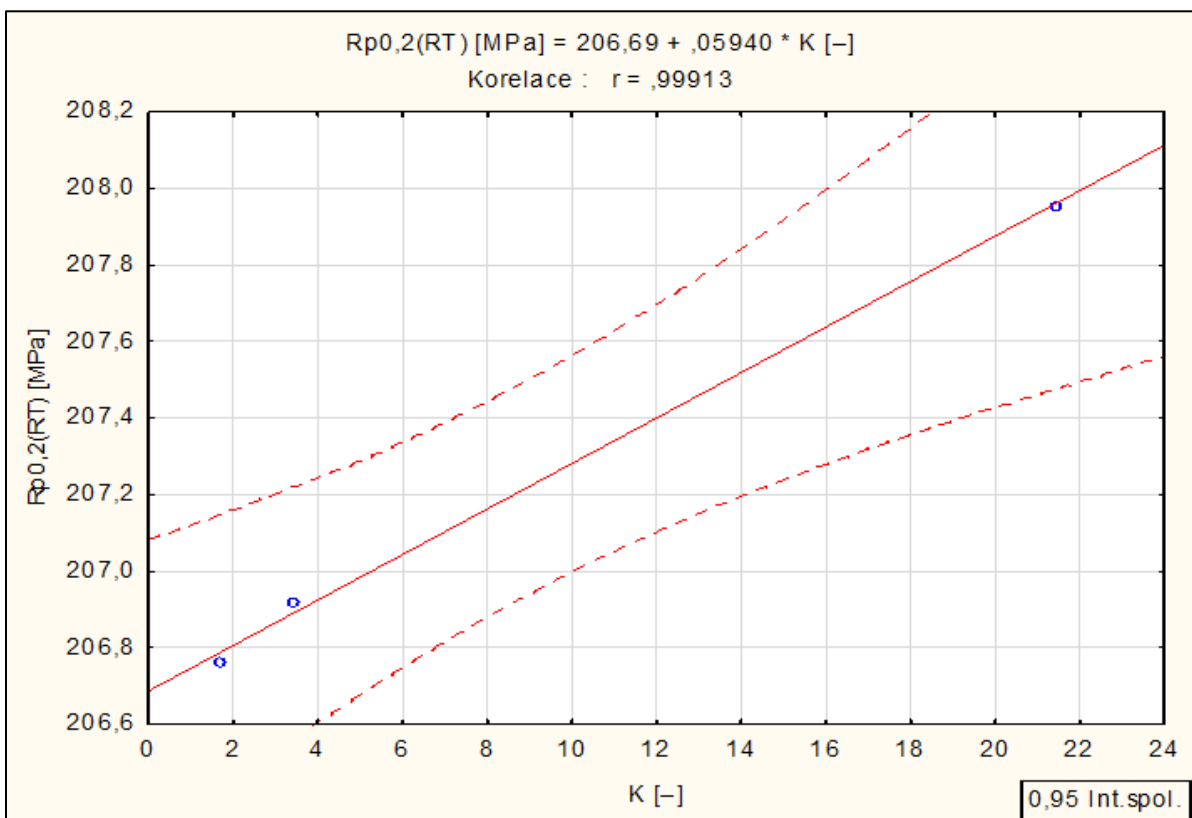
Oblast na tahové zkušební tyči	Číslo stat. souboru	Identifikační čísla vzorků	Závislá proměnná	Nezávislá proměnná	
				K [-]	T _{dokov.} [°C]
hlava	131	25, 133, 164, 175	Průměrná velikost SJ fáze fcc [μm]	-0,9995	0,86
			Průměrná velikost SJ fáze bcc [μm]	-0,75	0,55
			Průměrná velikost SJ [μm]	-0,994	0,89
			Střední velikost zrna [μm] [50]	-0,9995	0,82
			Plošný podíl fáze fcc [%]	0,48	-0,14
			Plošný podíl fáze bcc [%]	-0,48	0,14
měrná délka	131	25, 133, 164, 175	Průměrná velikost SJ fáze fcc [μm]	-0,99	0,86
			Průměrná velikost SJ fáze bcc [μm]	-0,95	0,81
			Průměrná velikost SJ [μm]	-0,99	0,89
			Plošný podíl fáze fcc [%]	0,44	-0,28
			Plošný podíl fáze bcc [%]	-0,44	0,28

Tab. P12 Výsledky hodnocení vlivu velikosti strukturálních jednotek na hodnoty smluvních mezí kluzu a mezí pevnosti s využitím lineární regresní analýzy.

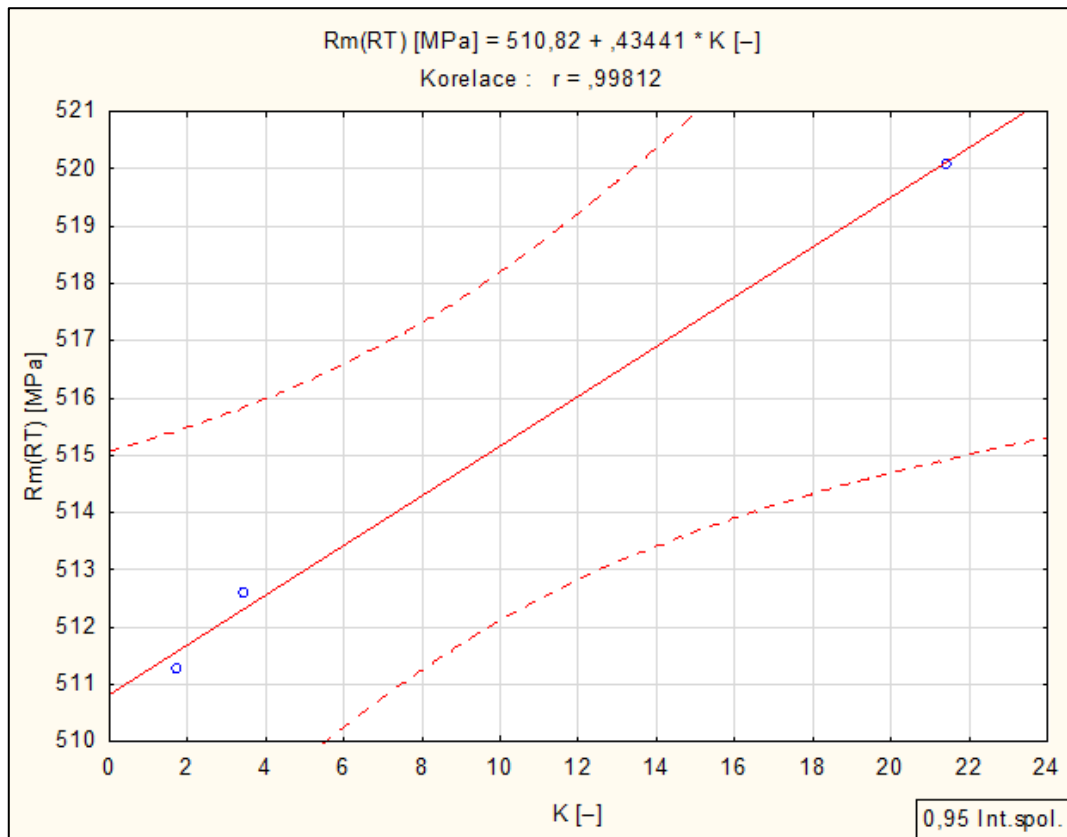
Oblast na tahové zkušební tyči	Číslo stat. souboru	Identifikační čísla vzorků	Nezávislá proměnná	Závislá proměnná			
				RT		350 °C	
				R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]
hlava	131	25, 133, 164, 175	Průměrná velikost SJ fáze fcc [μm]	-0,77	-0,991	-0,78	-0,99
			Průměrná velikost SJ fáze bcc [μm]	-0,73	-0,66	-0,73	-0,65
			Průměrná velikost SJ [μm]	-0,82	-0,99	-0,82	-0,99
			Střední velikost zrna [μm] [50]	-0,74	-0,99	-0,74	-0,98
			Plošný podíl fáze fcc [%]	0,39	0,35	0,39	0,33
			Plošný podíl fáze bcc [%]	-0,39	-0,35	-0,39	-0,33
měrná délka	131	25, 133, 164, 175	Průměrná velikost SJ fáze fcc [μm]	-0,84	-0,96	-0,84	-0,96
			Průměrná velikost SJ fáze bcc [μm]	-0,85	-0,9	-0,85	-0,9
			Průměrná velikost SJ [μm]	-0,85	-0,98	-0,85	-0,98
			Plošný podíl fáze fcc [%]	0,59	0,32	0,58	0,31
			Plošný podíl fáze bcc [%]	-0,59	-0,32	-0,58	-0,31



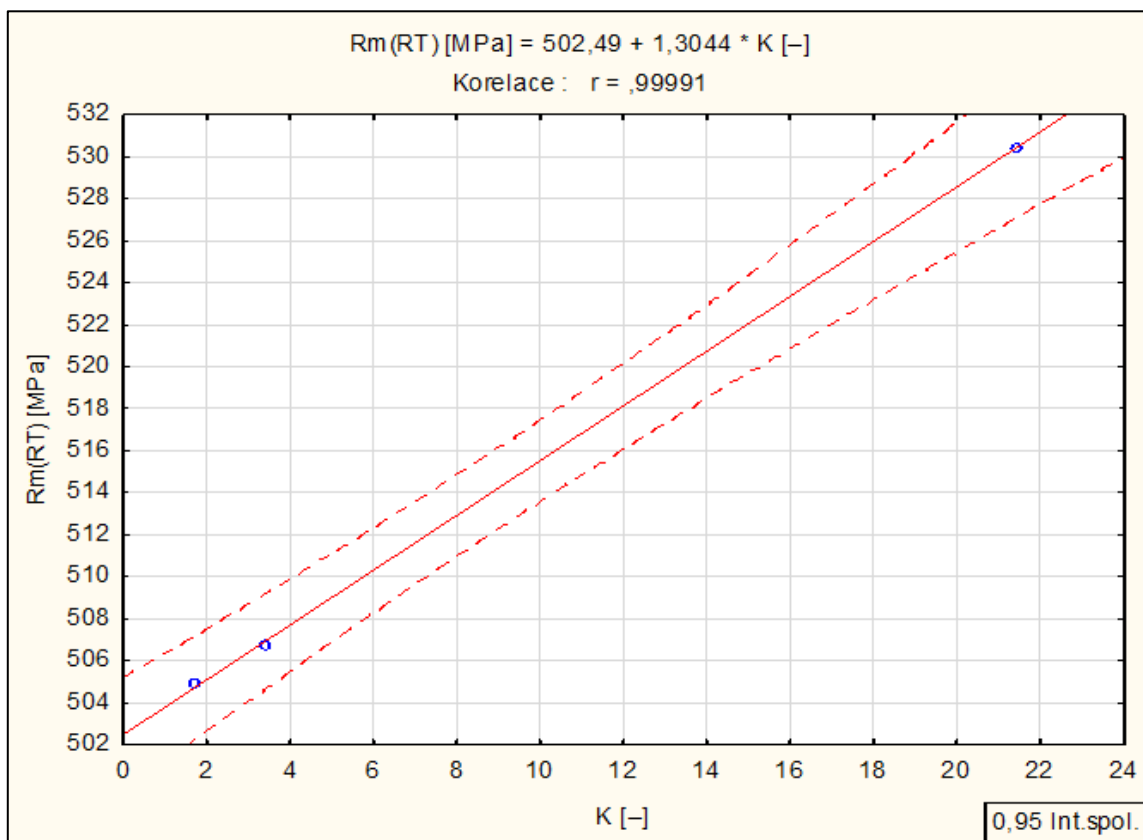
Obr. P1 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 3 (Tab. P3).



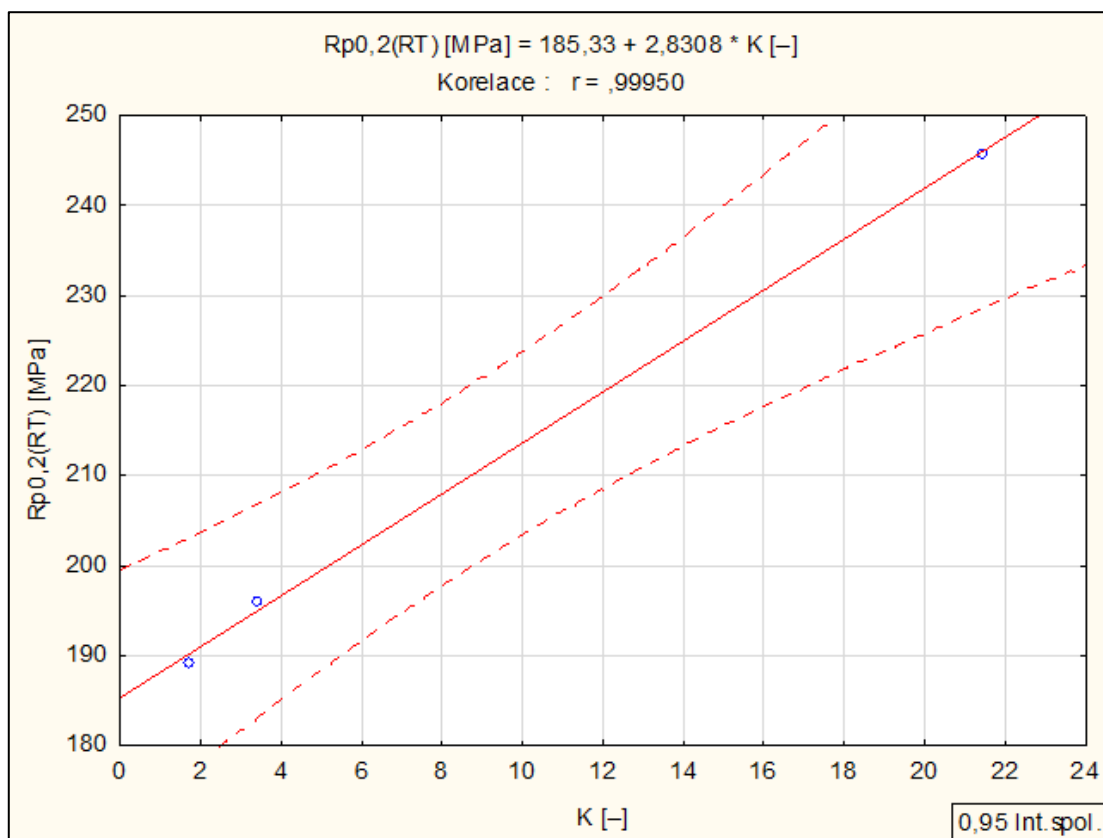
Obr. P2 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 11 (Tab. P3).



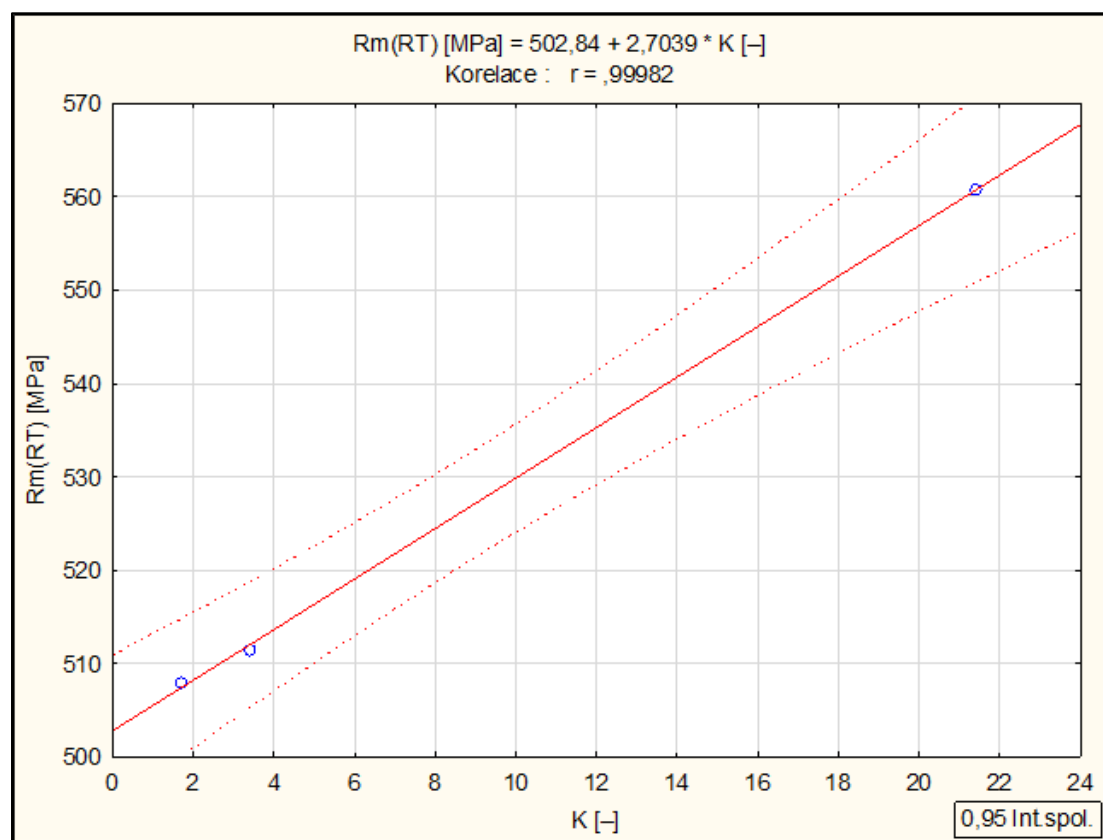
Obr. P3 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 23 (Tab. P3).



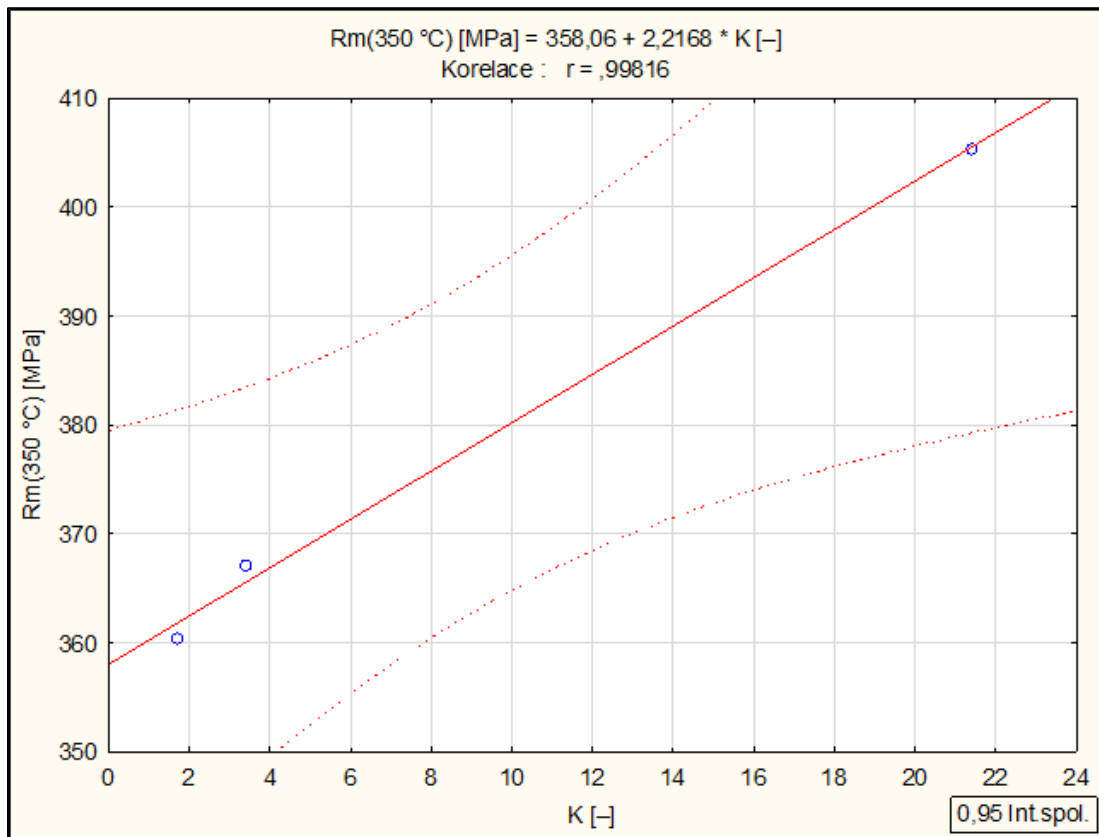
Obr. P4 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 27 (Tab. P3).



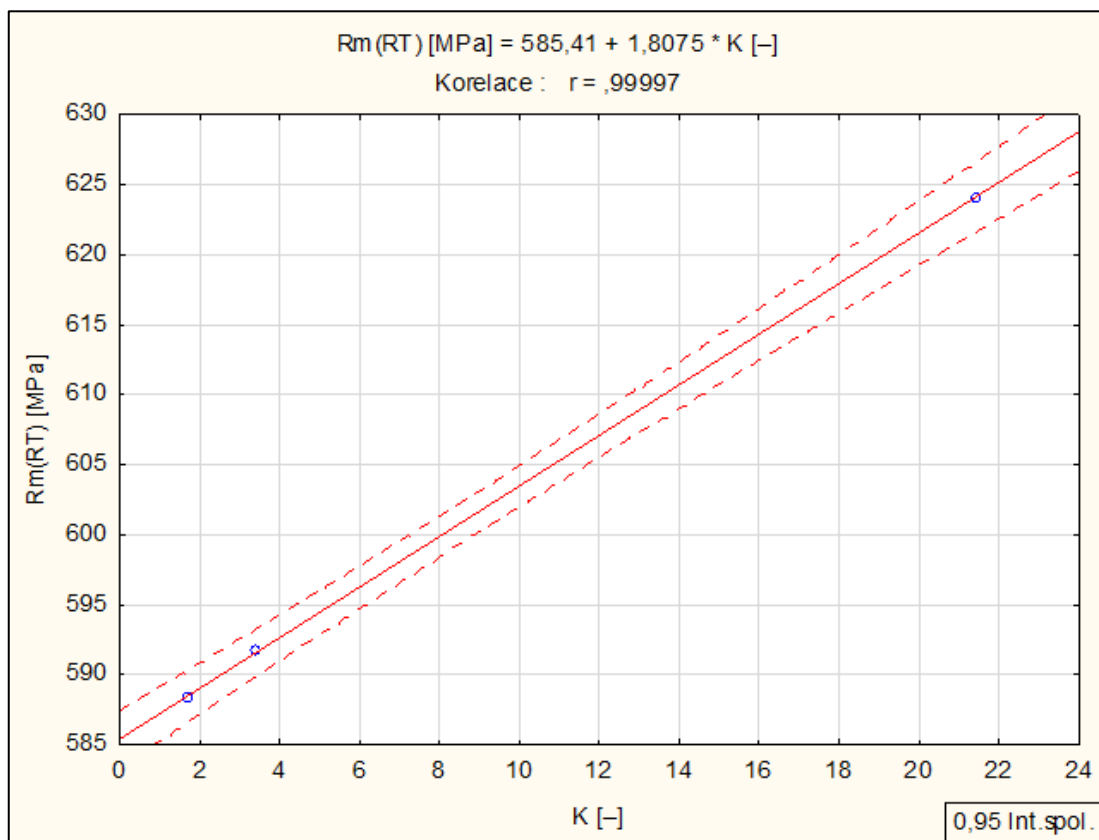
Obr. P5 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 35 (Tab. P3).



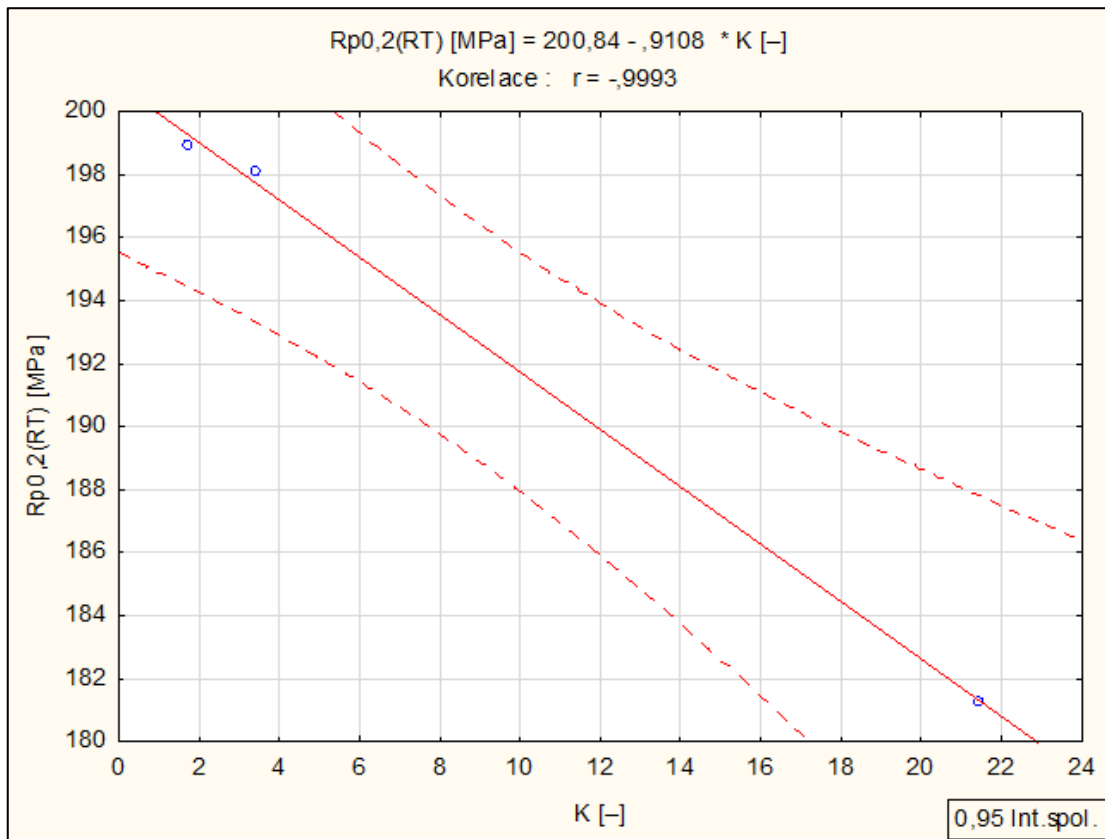
Obr. P6 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 35 (Tab. P3).



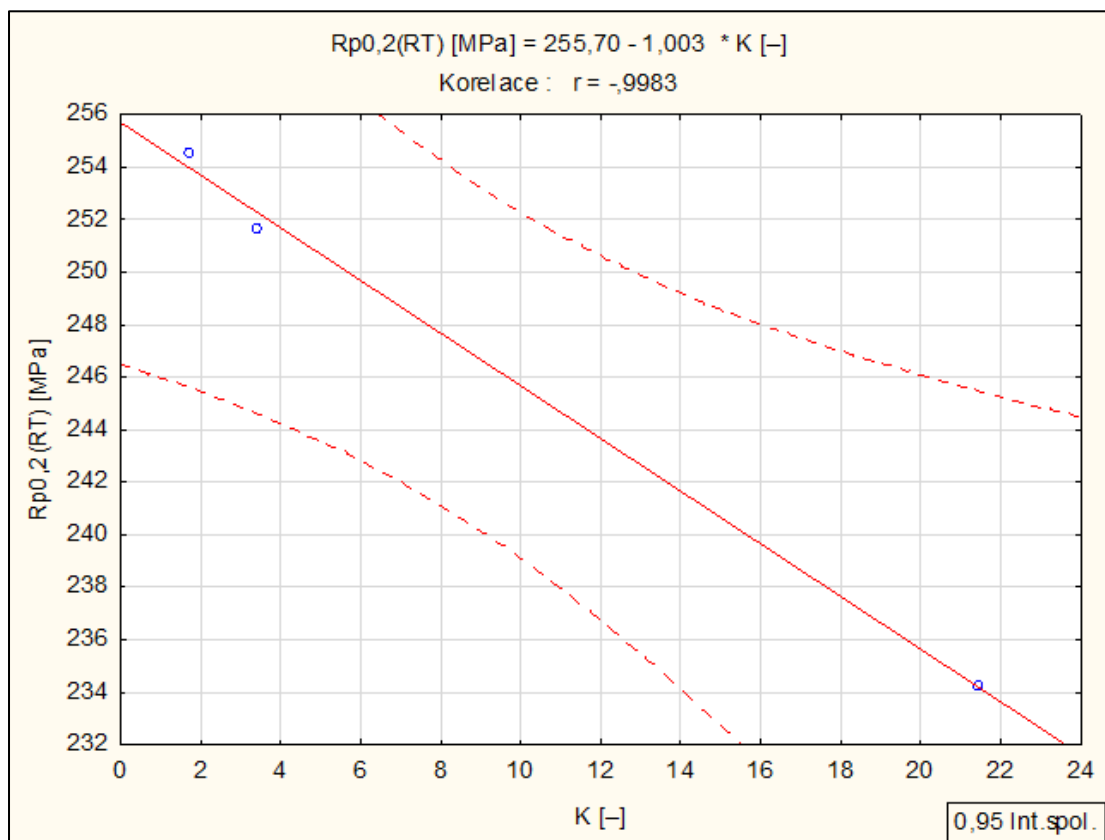
Obr. P7 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 35 (Tab. P3).



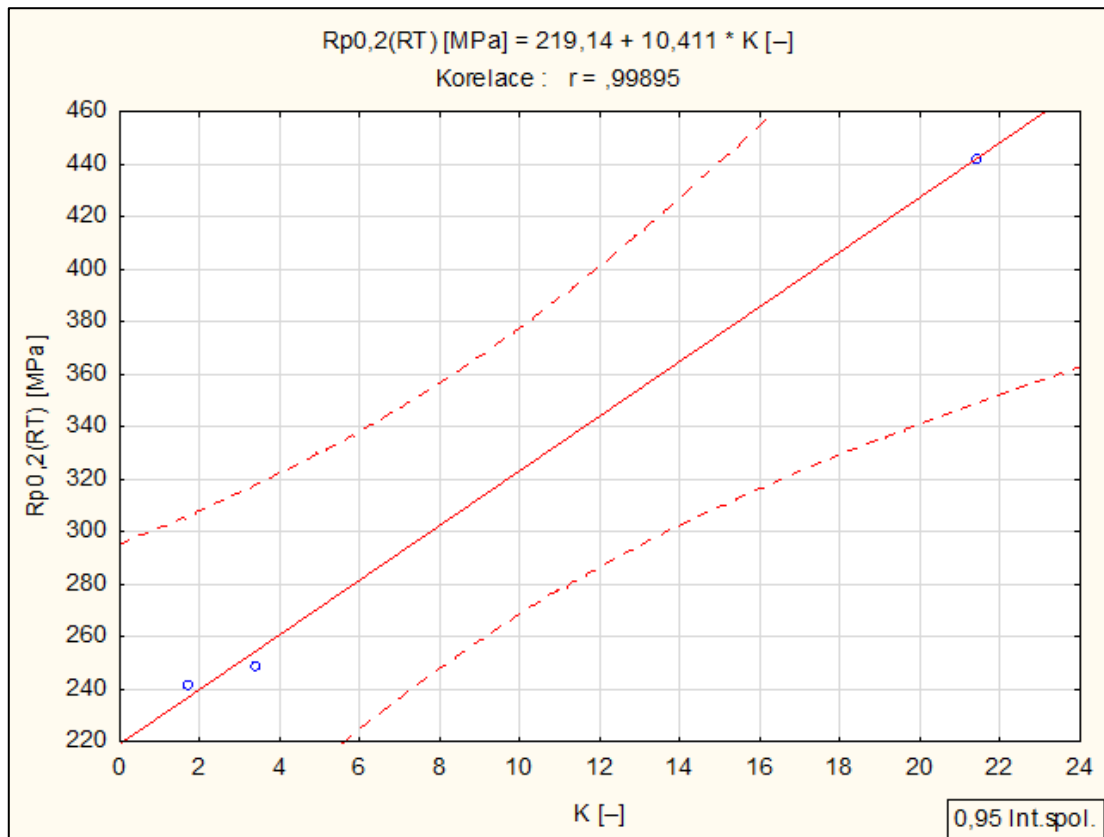
Obr. P8 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 40 (Tab. P3).



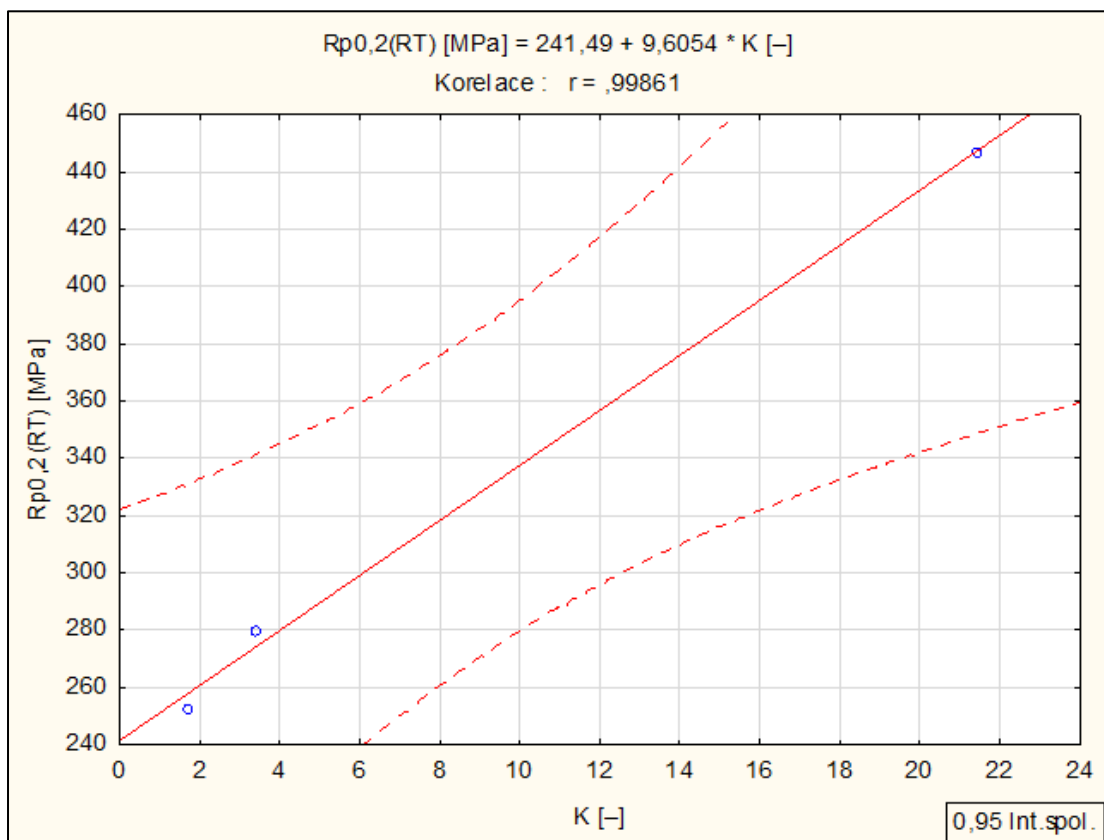
Obr. P9 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 43 (Tab. P3).



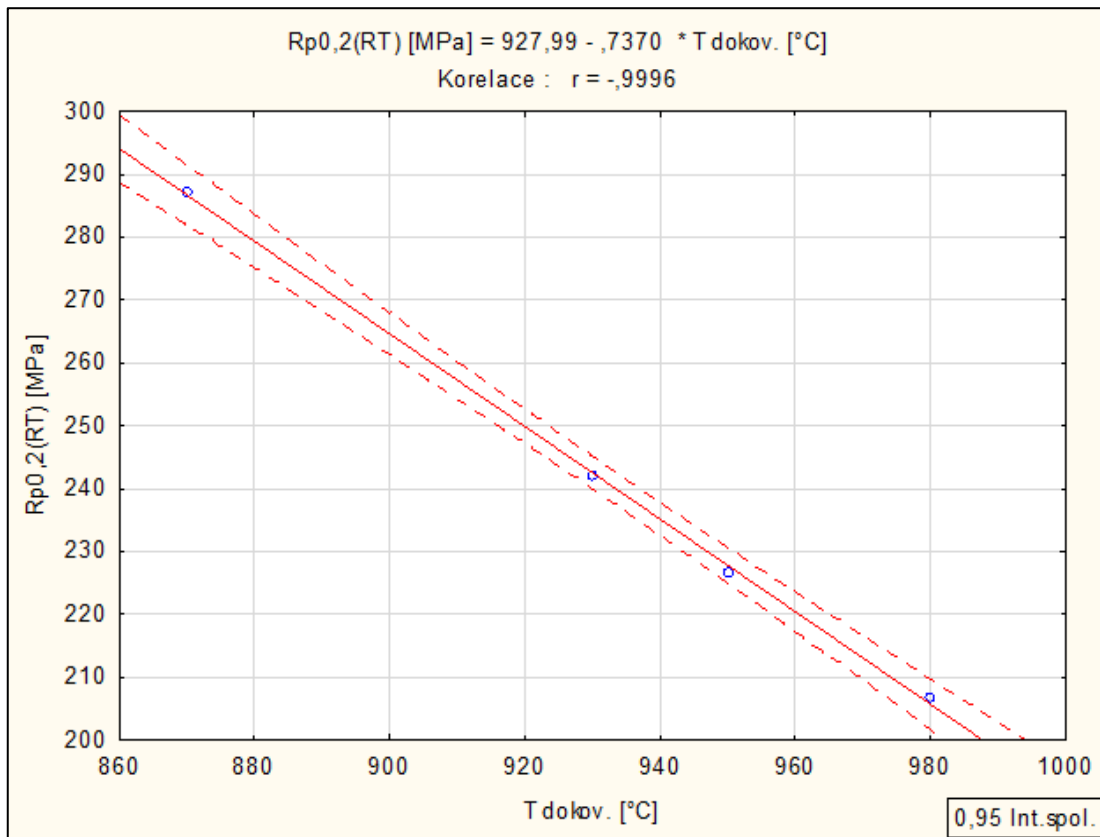
Obr. P10 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 46 (Tab. P3).



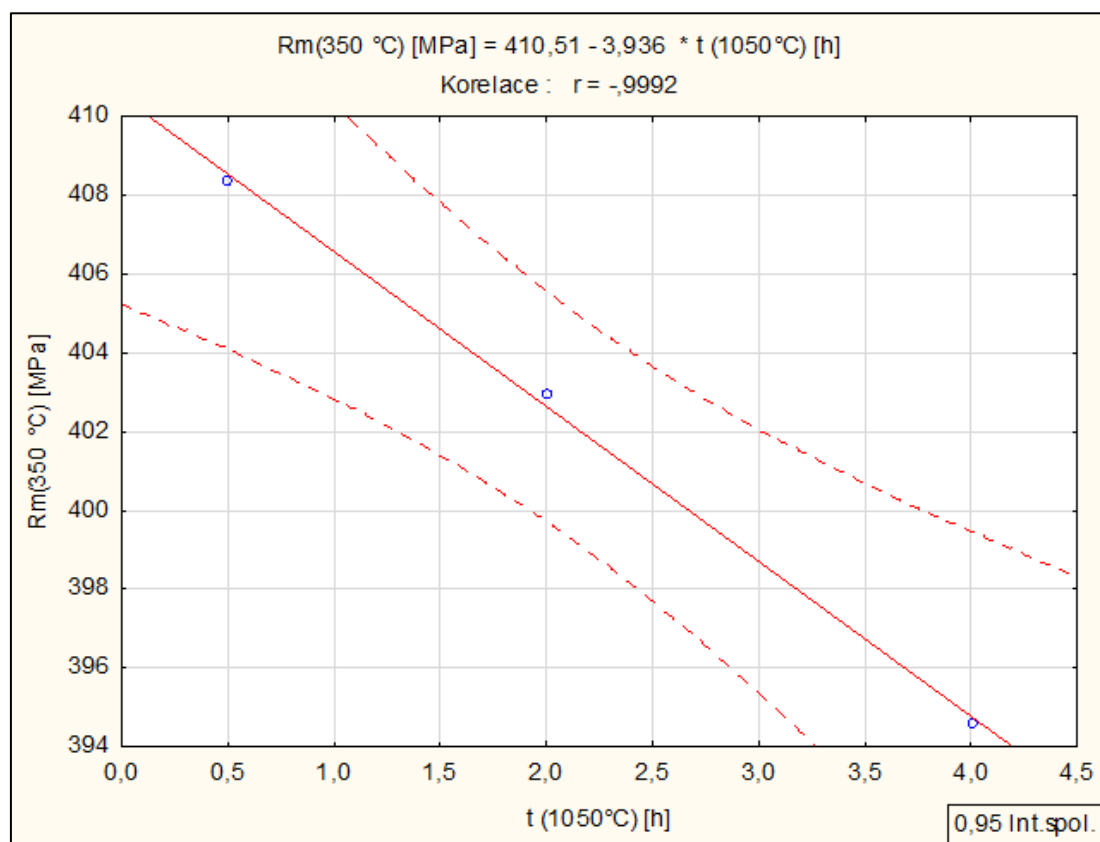
Obr. P11 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 51 (Tab. P3).



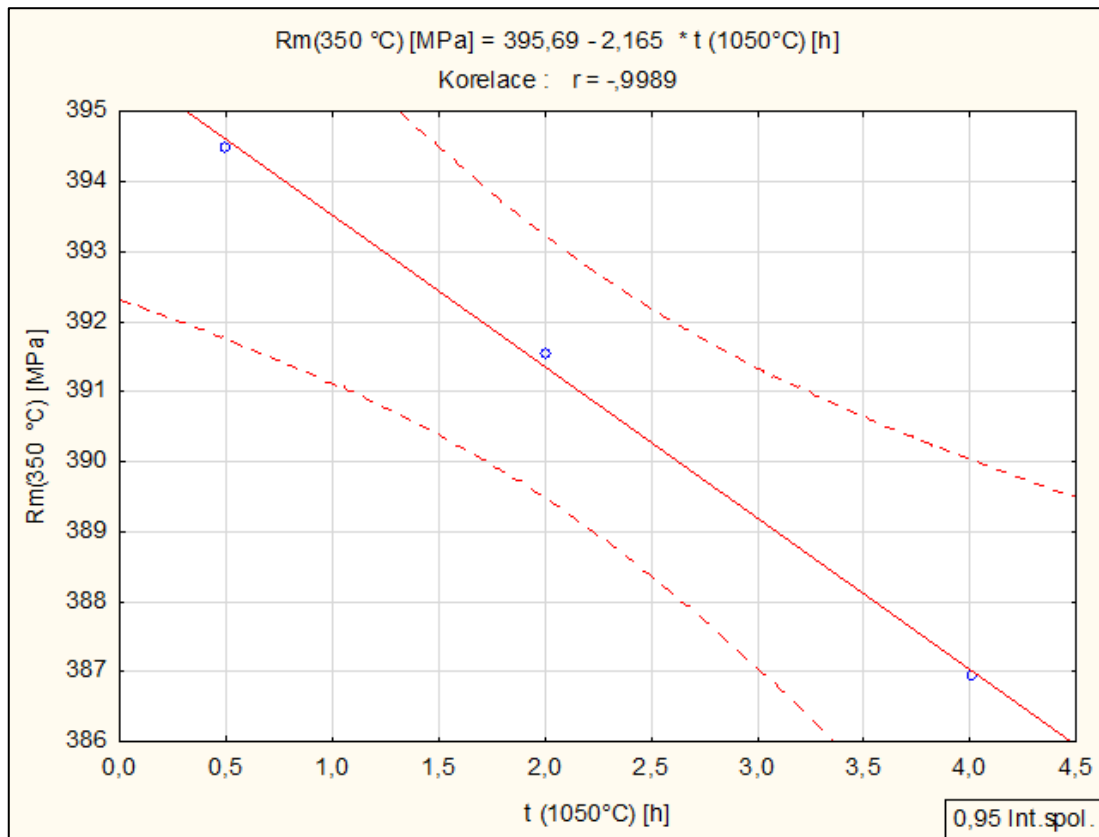
Obr. P12 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 52 (Tab. P3).



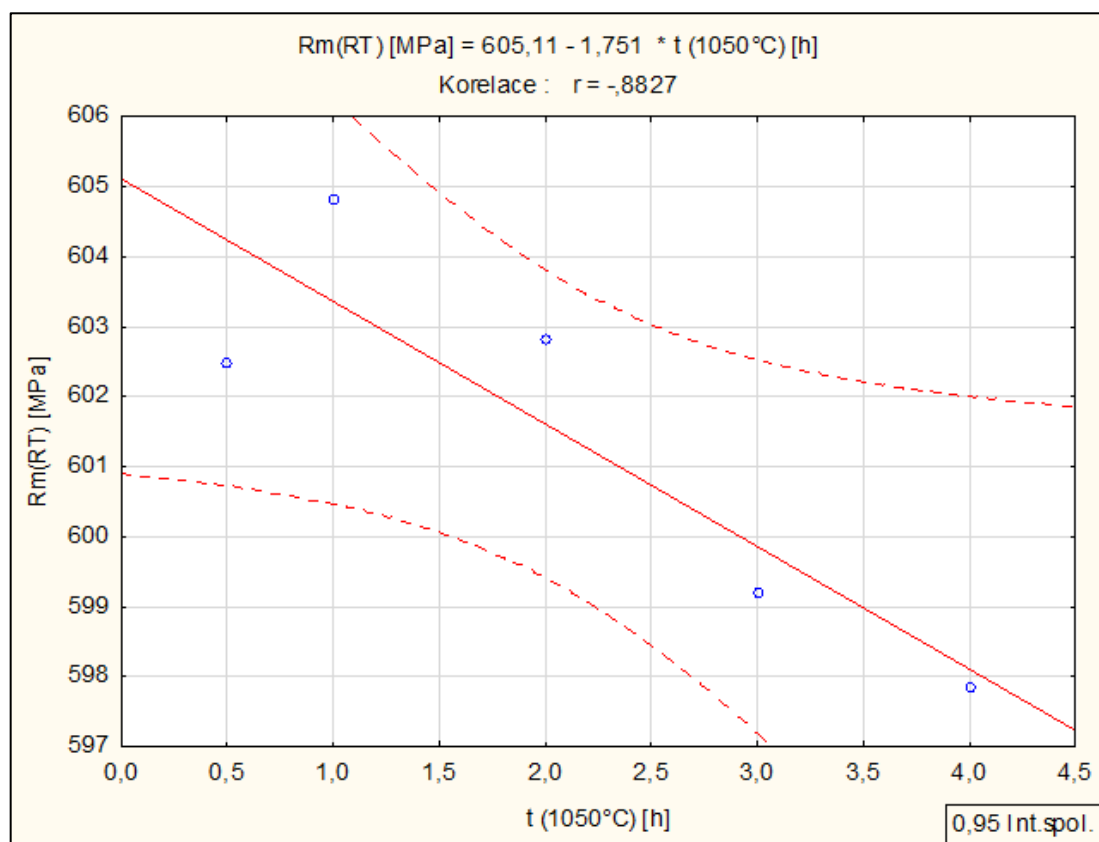
Obr. P13 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 61 (Tab. P4).



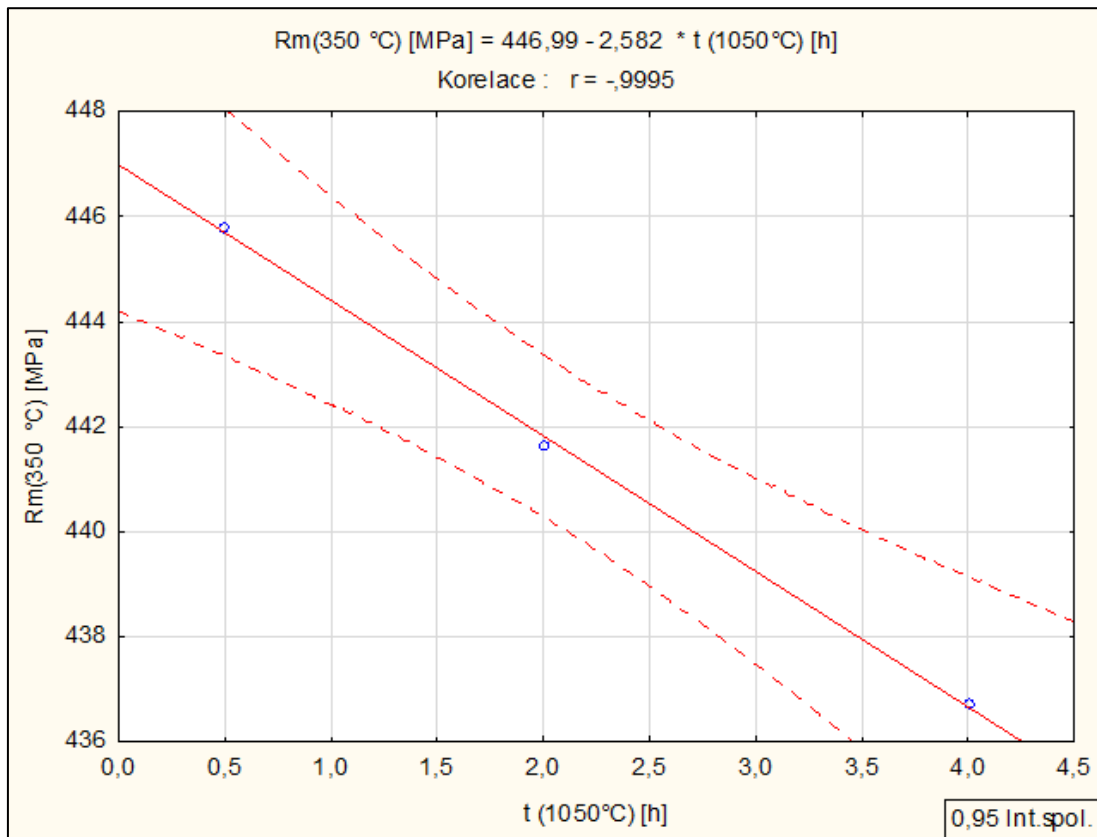
Obr. P14 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 97 (Tab. P8).



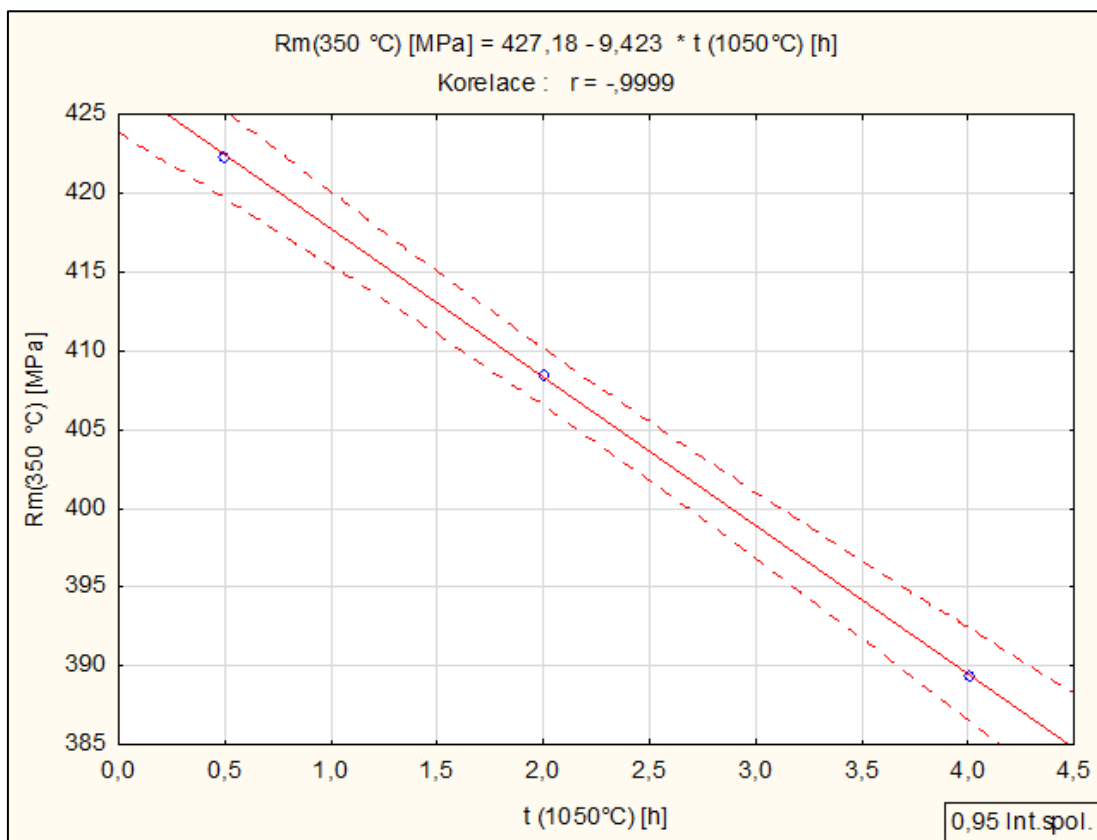
Obr. P15 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 98 (Tab. P8).



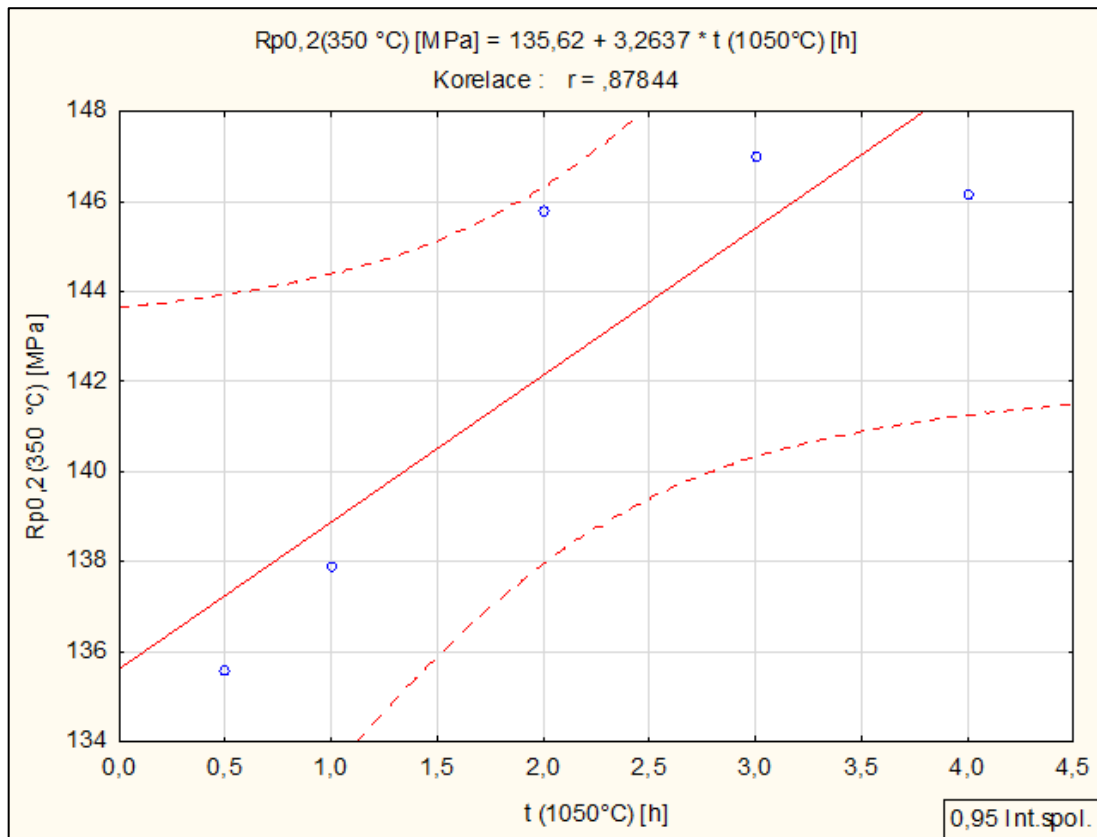
Obr. P16 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 101 (Tab. P8).



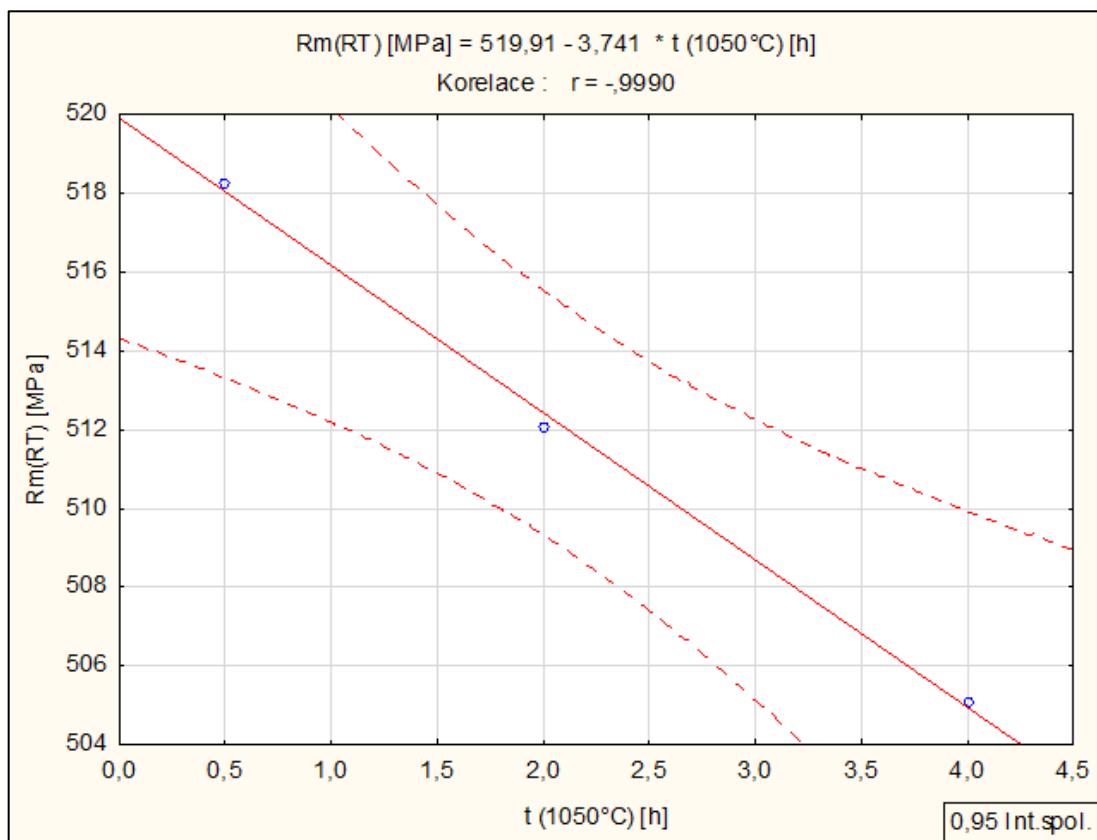
Obr. P17 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 104 (Tab. P8).



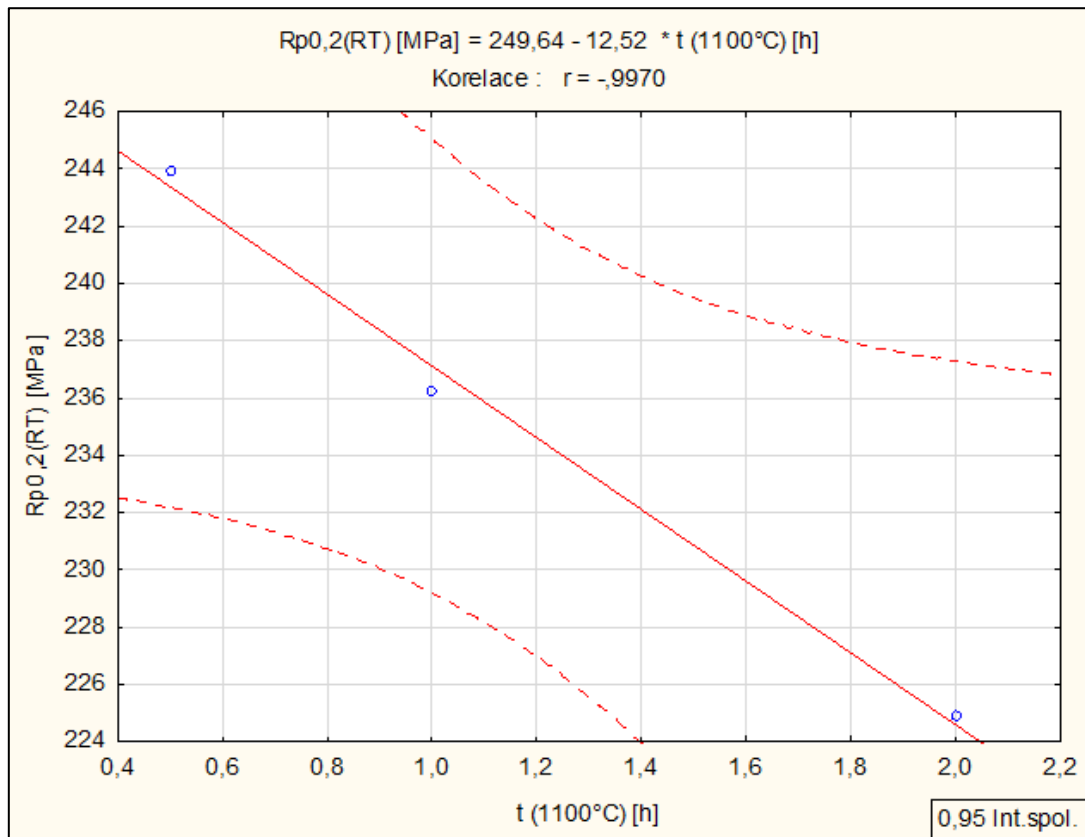
Obr. P18 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 105 (Tab. P8).



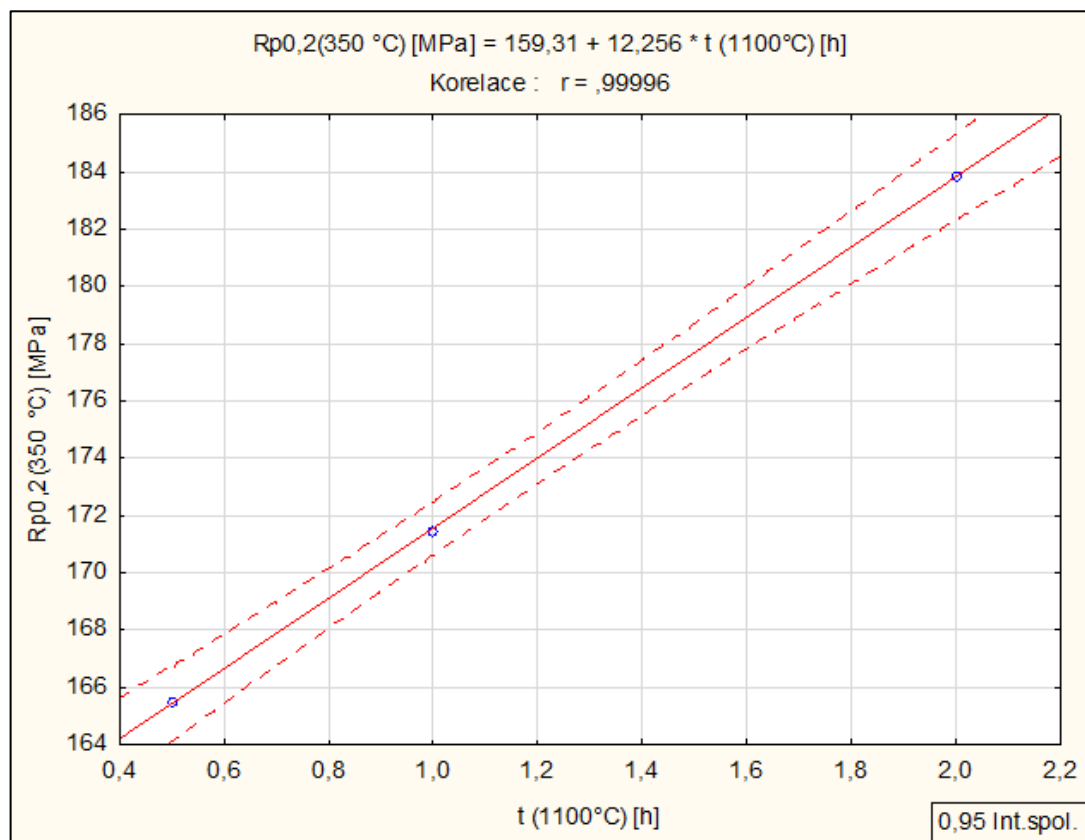
Obr. P19 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 107 (Tab. P8).



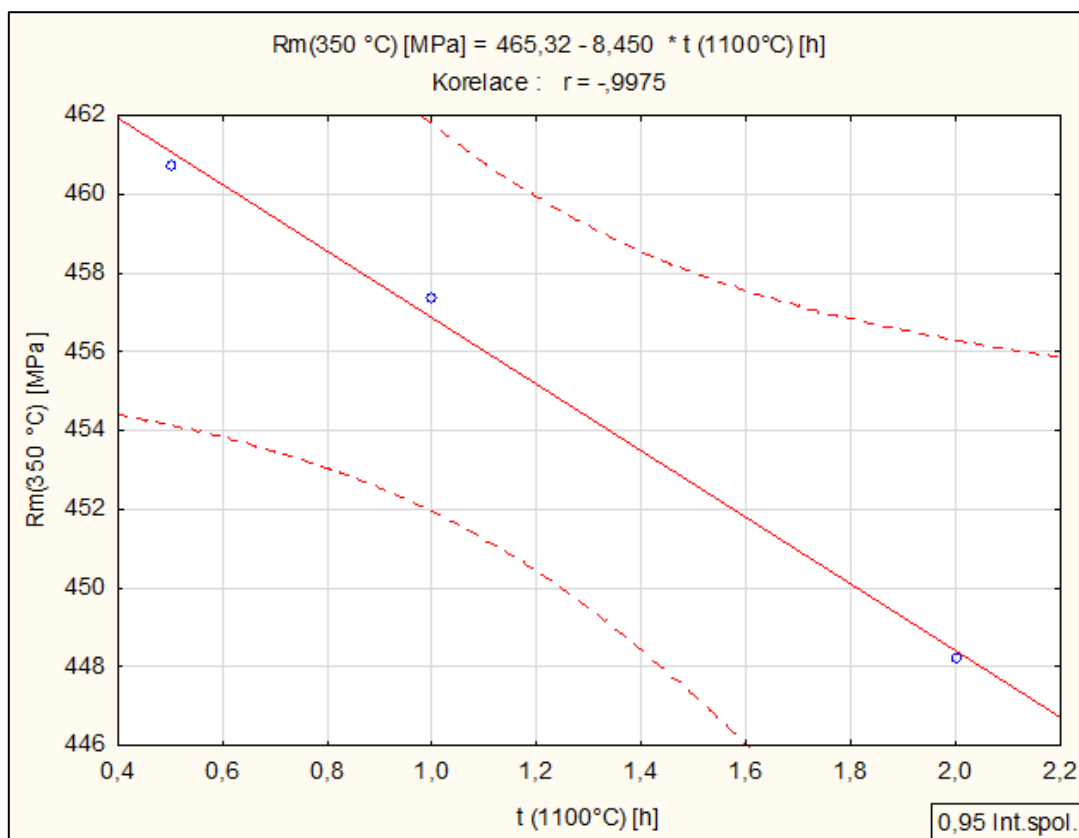
Obr. P20 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 111 (Tab. P8).



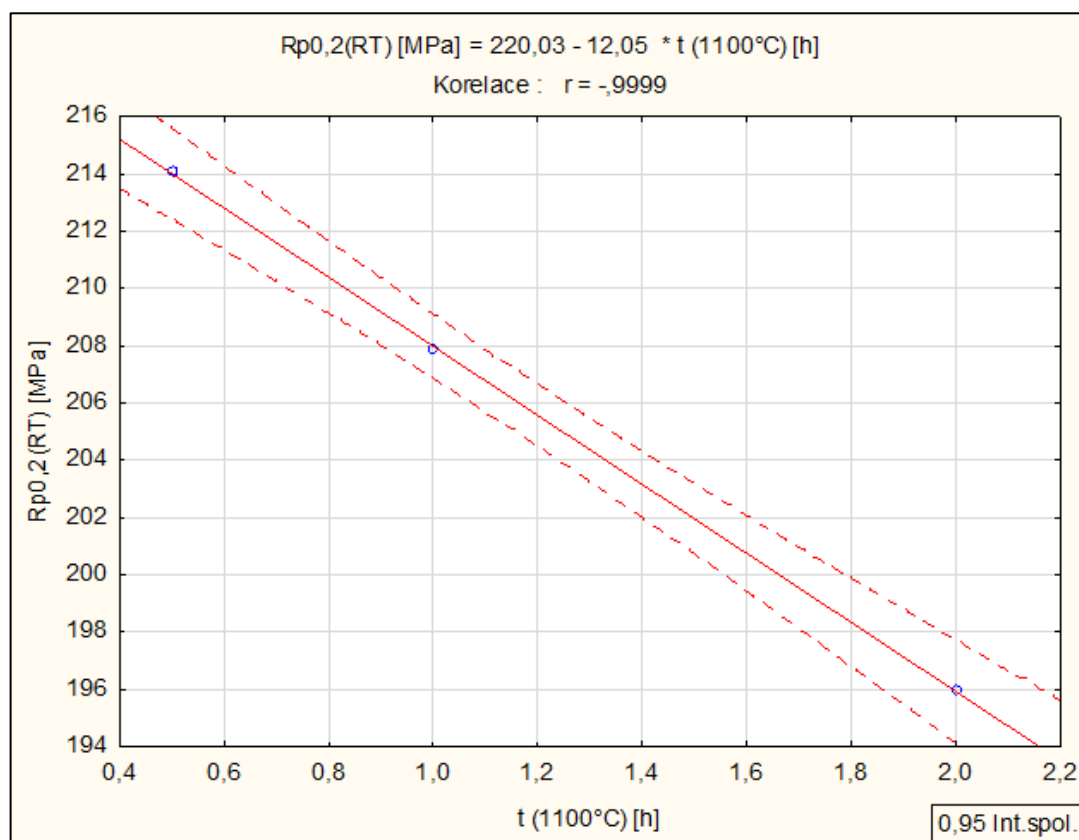
Obr. P21 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 120 (Tab. P9).



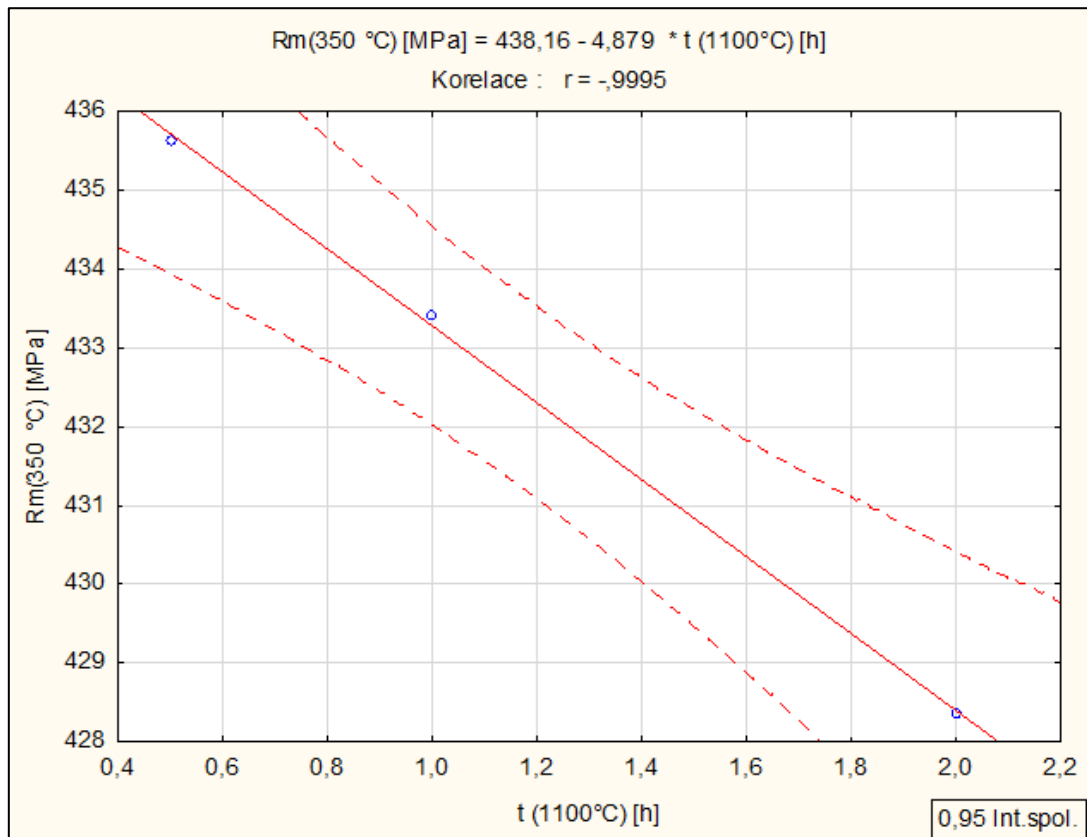
Obr. P22 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 121 (Tab. P9).



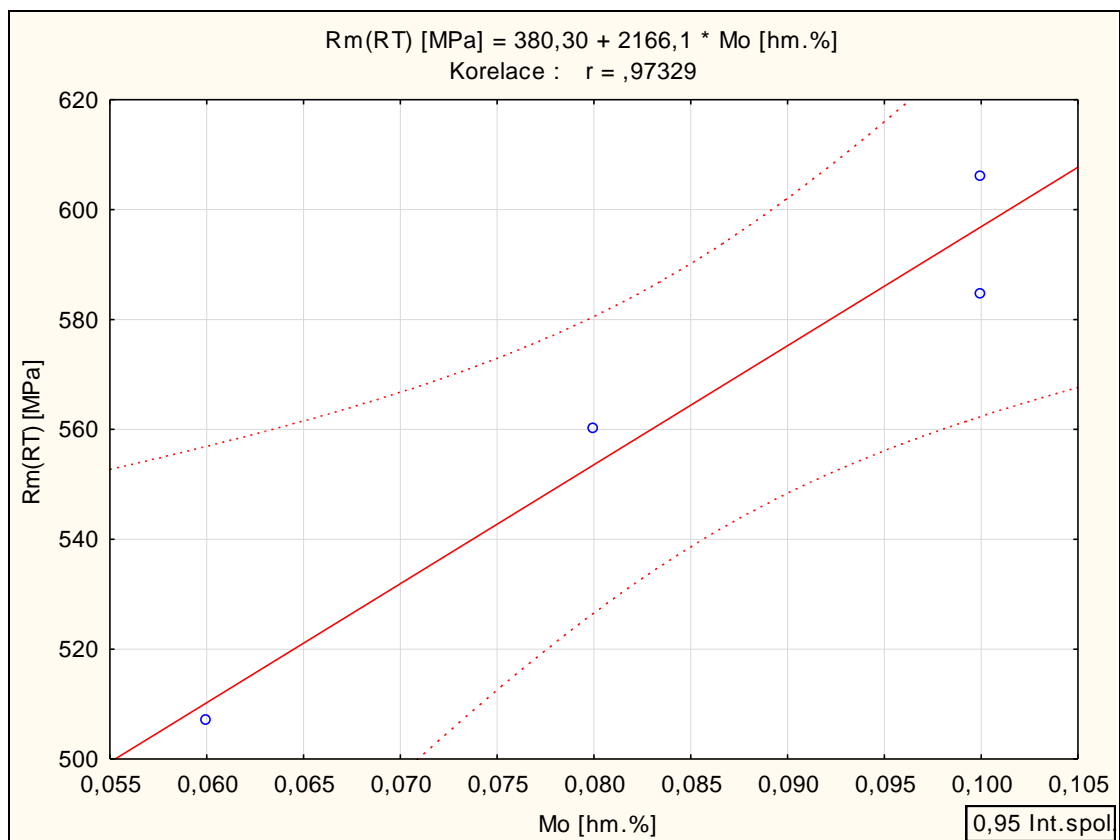
Obr. P23 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 122 (Tab. P9).



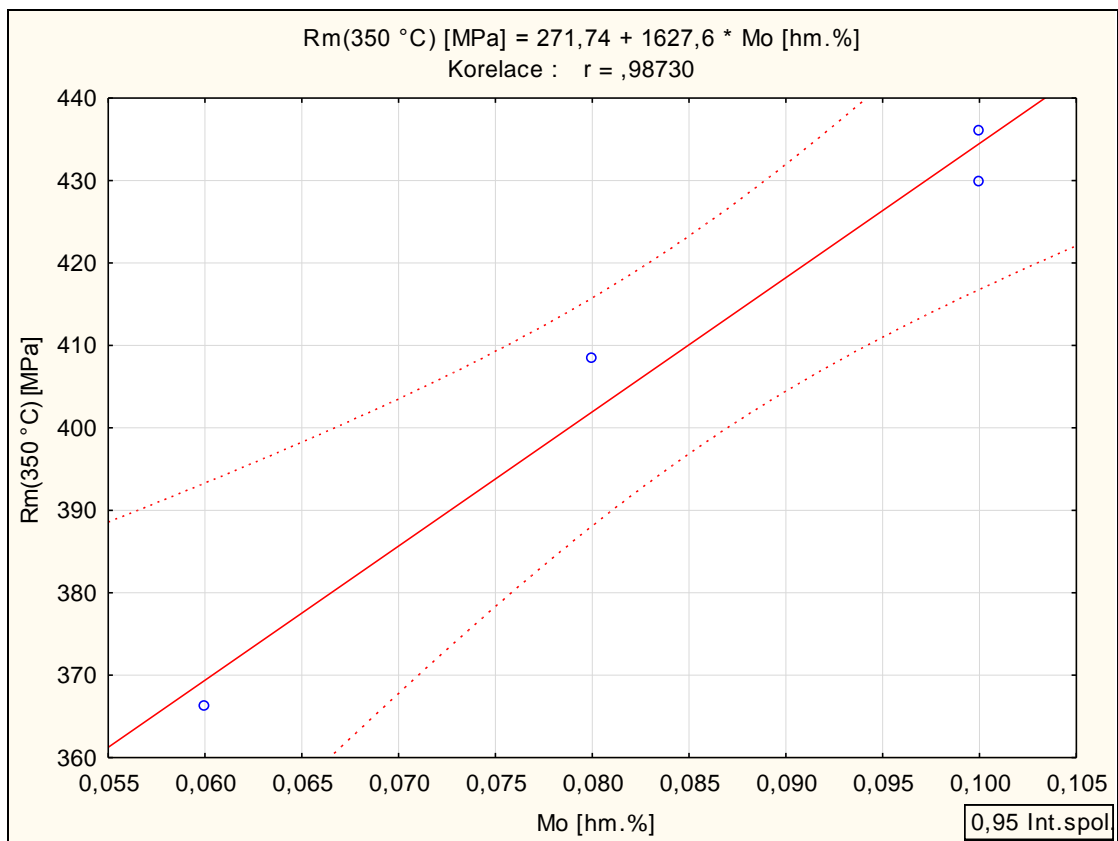
Obr. P24 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 126 (Tab. P9).



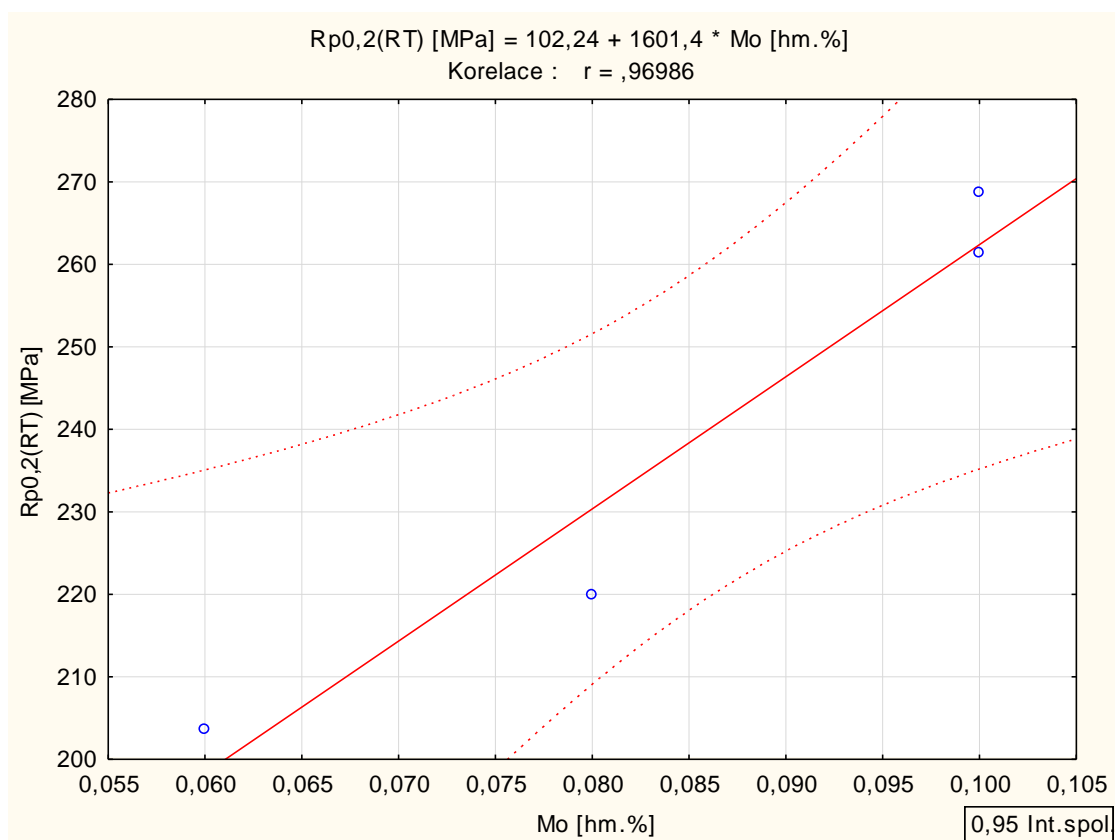
Obr. P25 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 129 (Tab. P9).



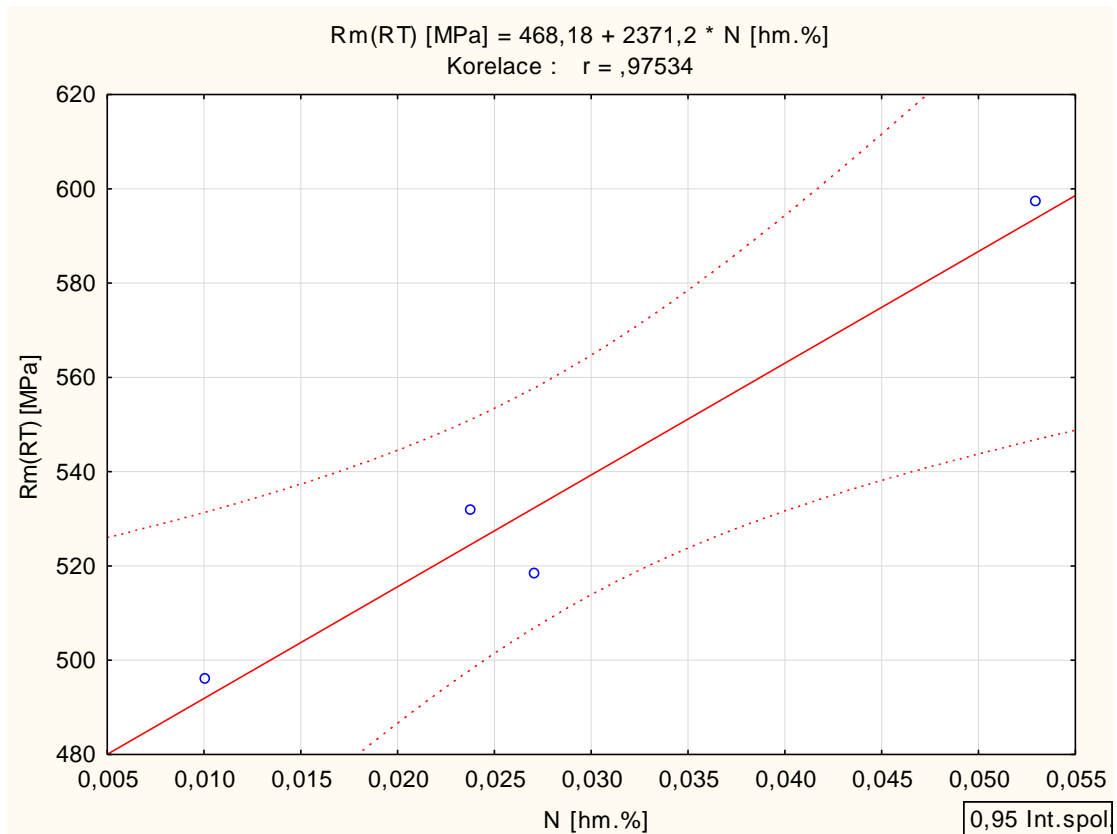
Obr. P26 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 54 (Tab. P10a).



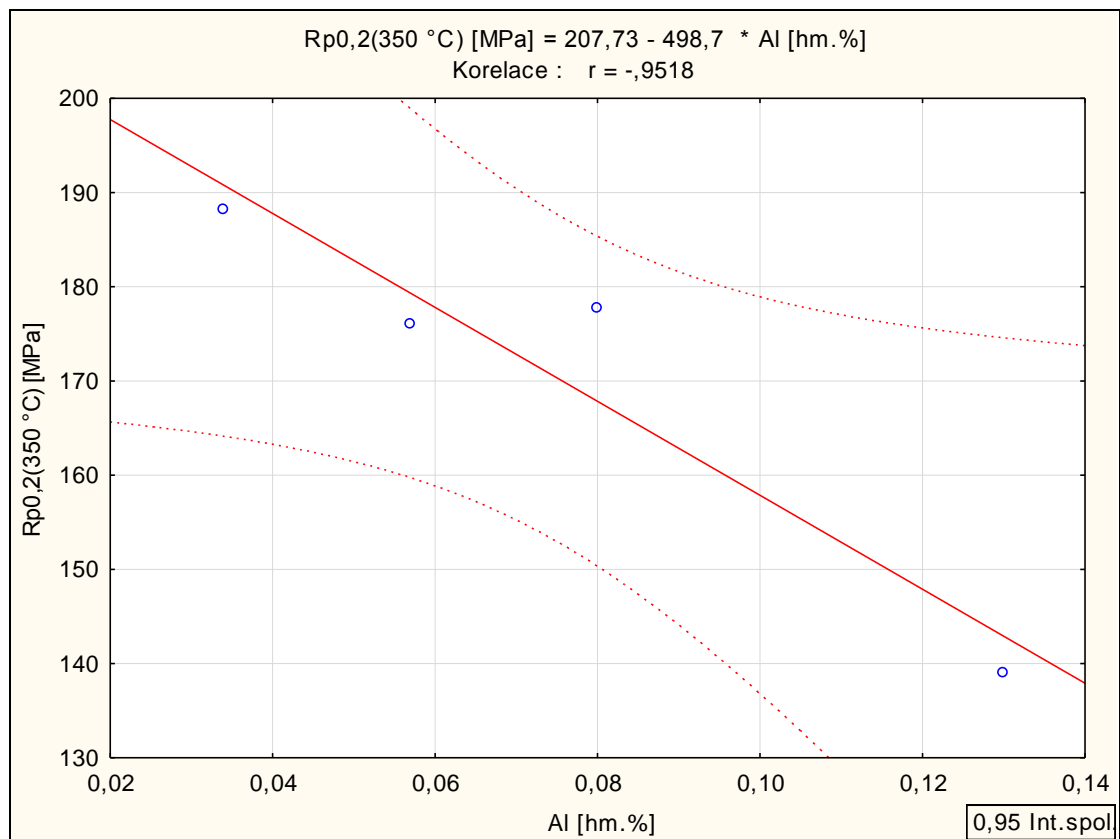
Obr. P27 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 54 (Tab. P10a).



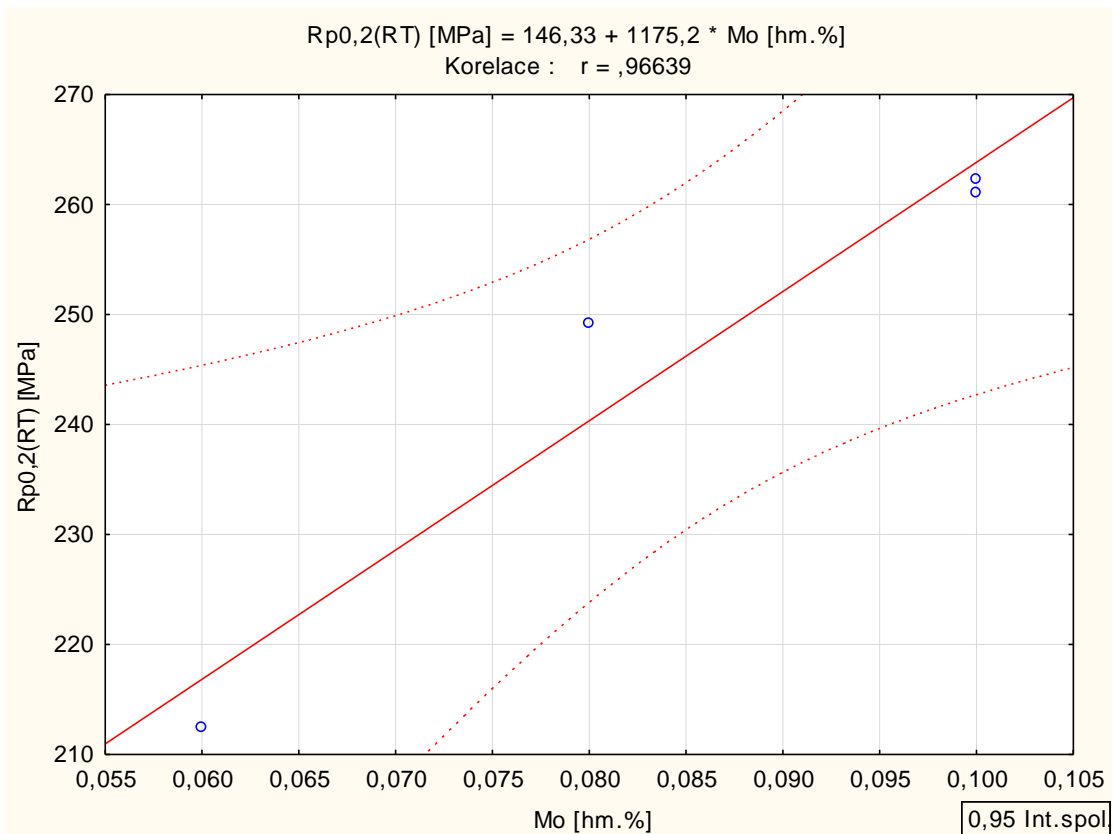
Obr. P28 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 53 (Tab. P10a).



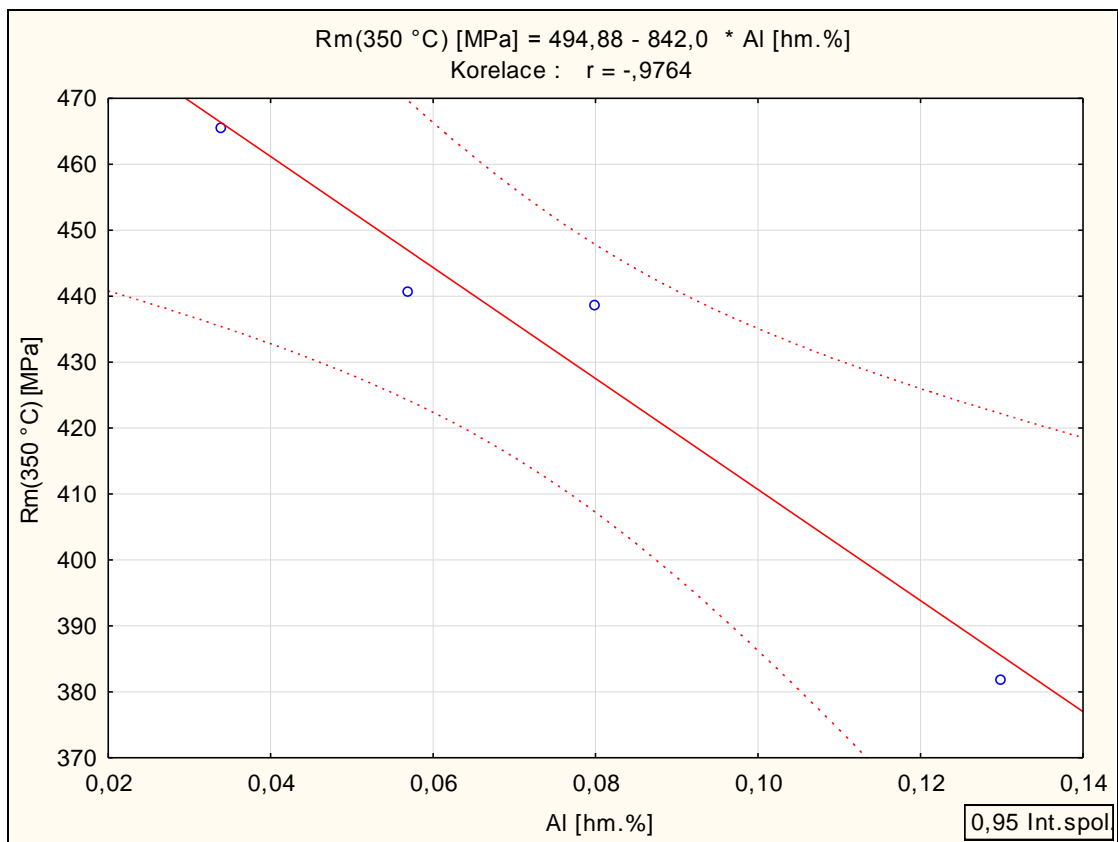
Obr. P29 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 53 (Tab. P10a).



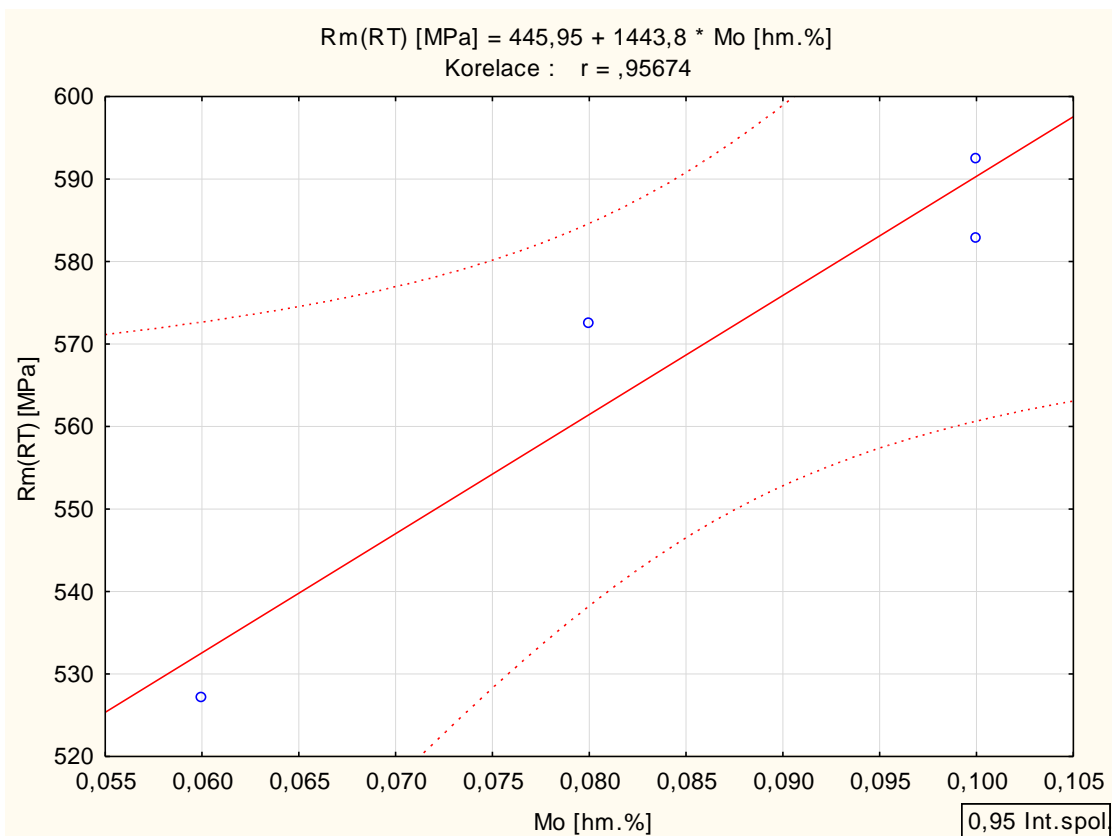
Obr. P30 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 53 (Tab. P10a).



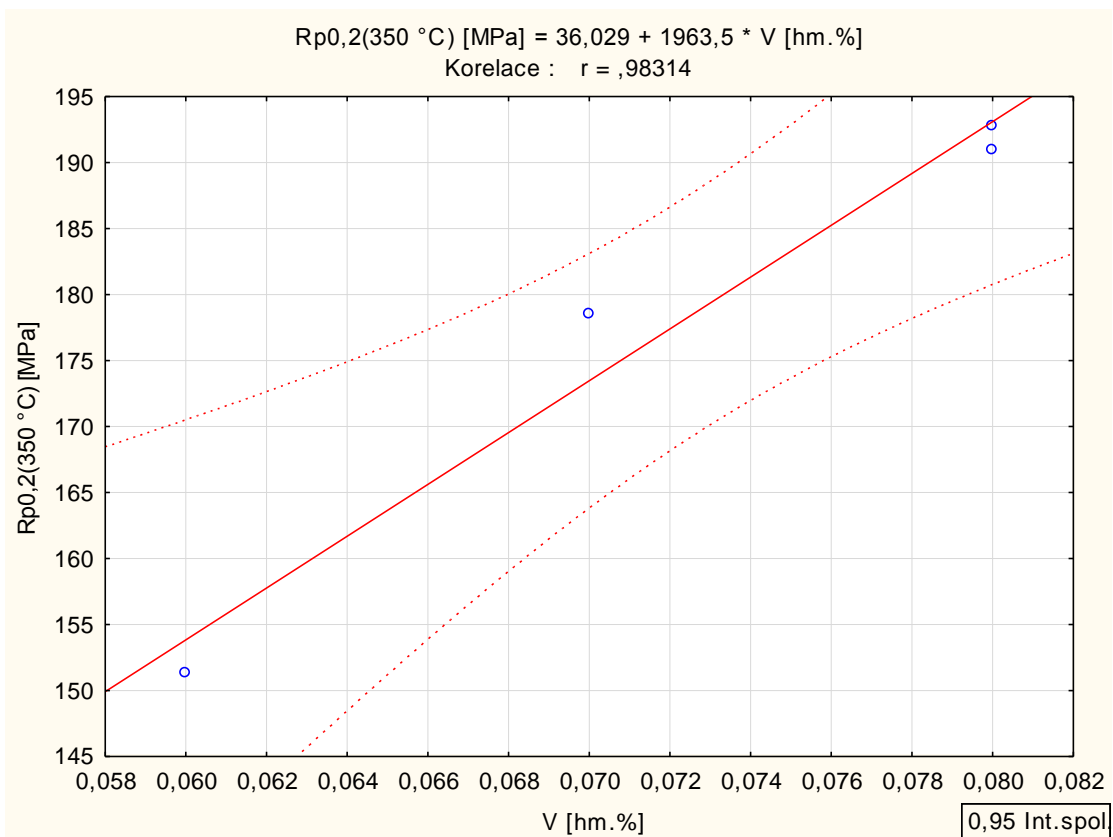
Obr. P31 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 58 (Tab. P10a).



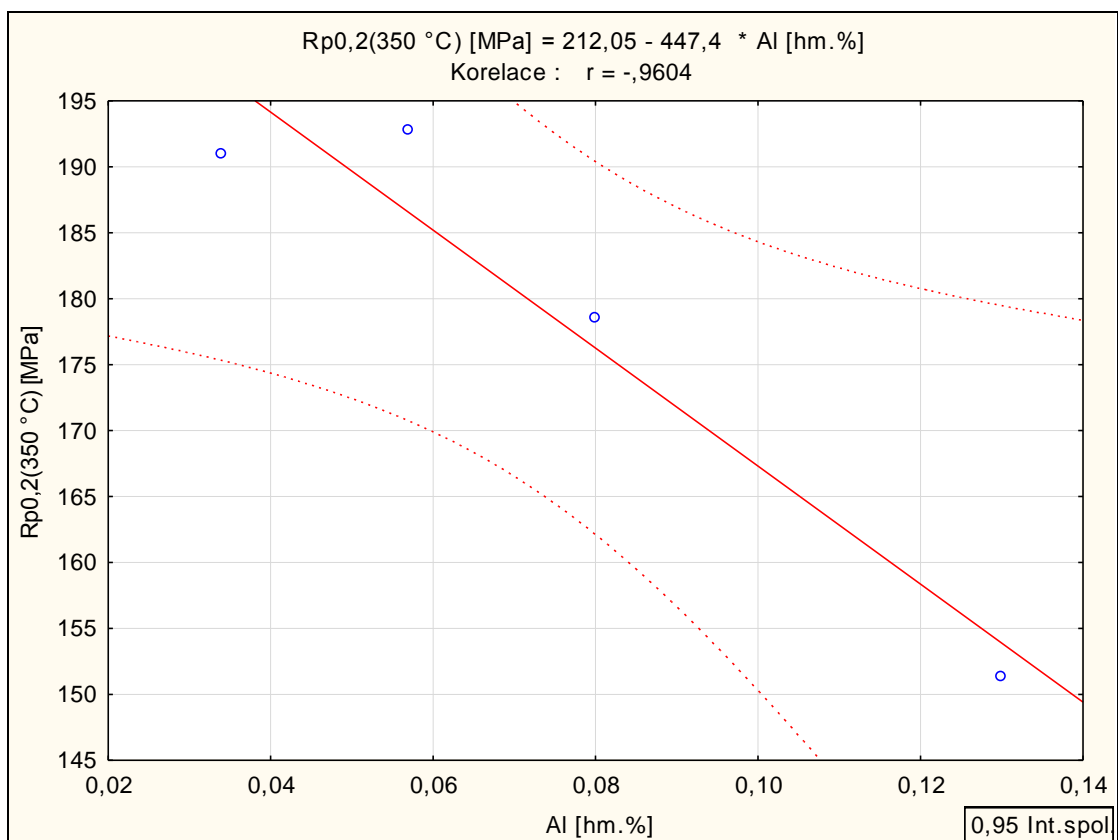
Obr. P32 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 58 (Tab. P10a).



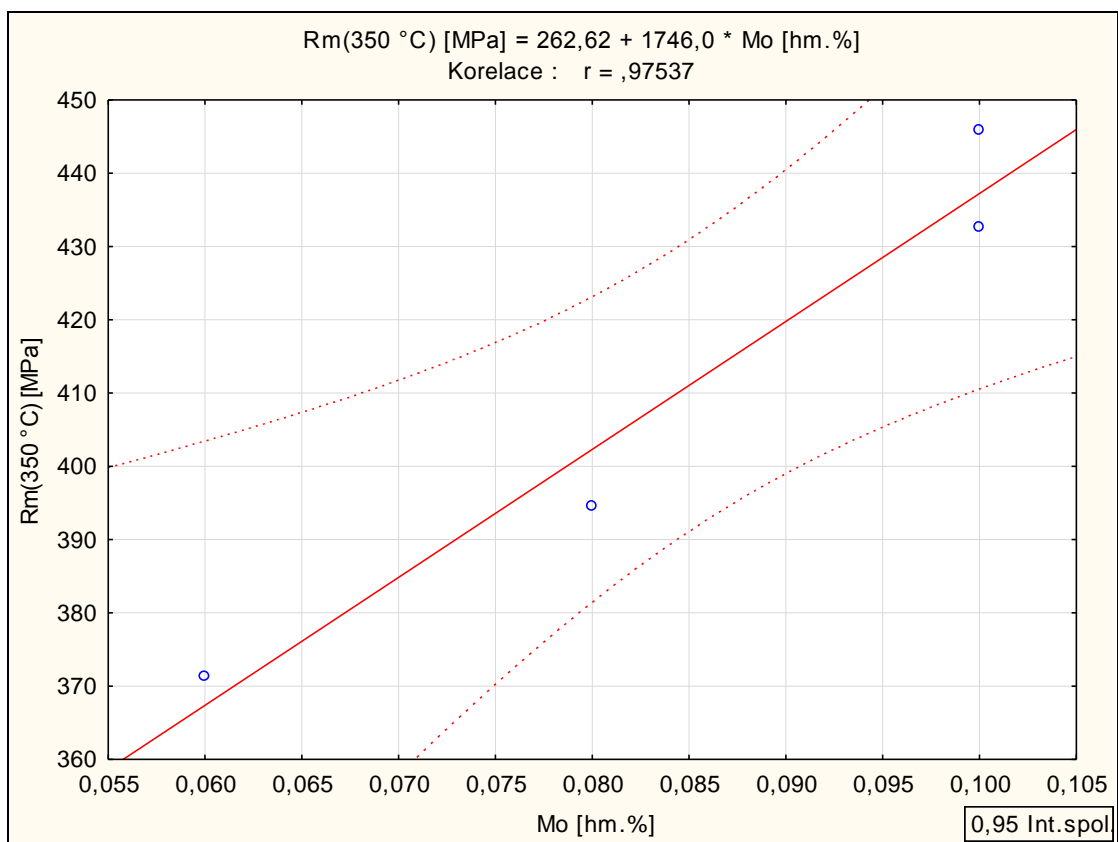
Obr. P33 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 57 (Tab. P10a).



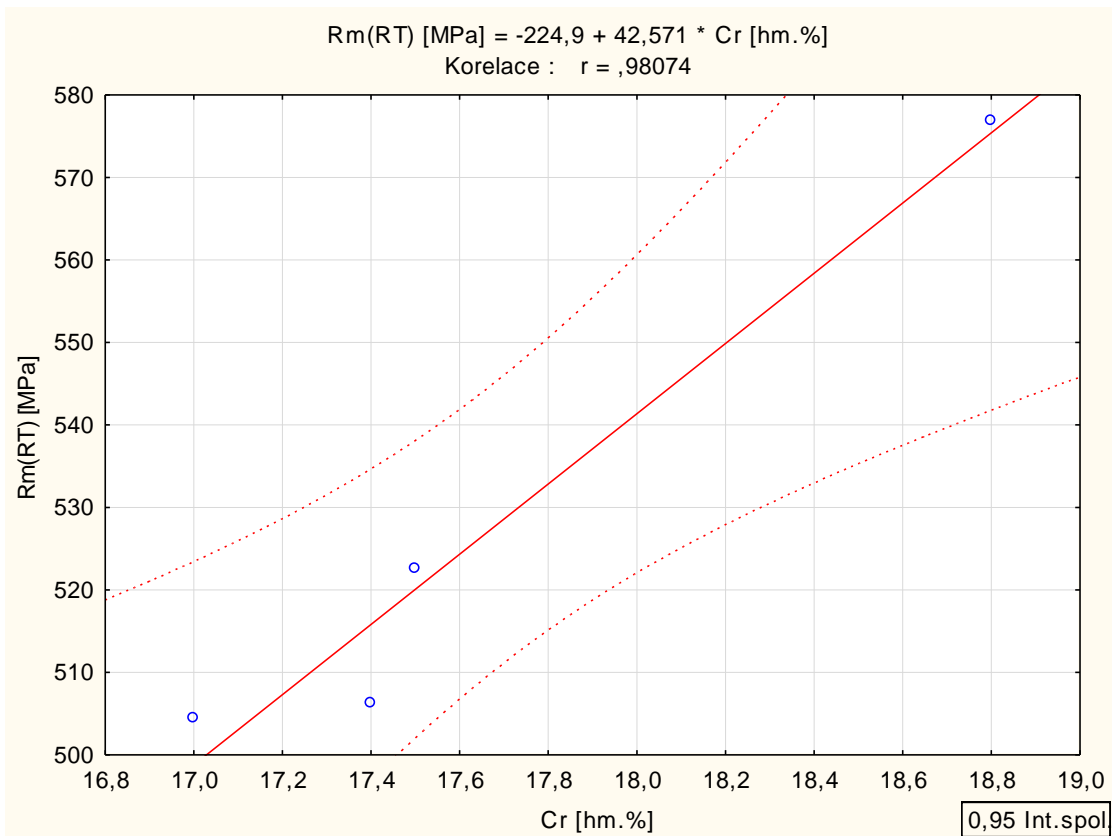
Obr. P34 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 57 (Tab. P10a).



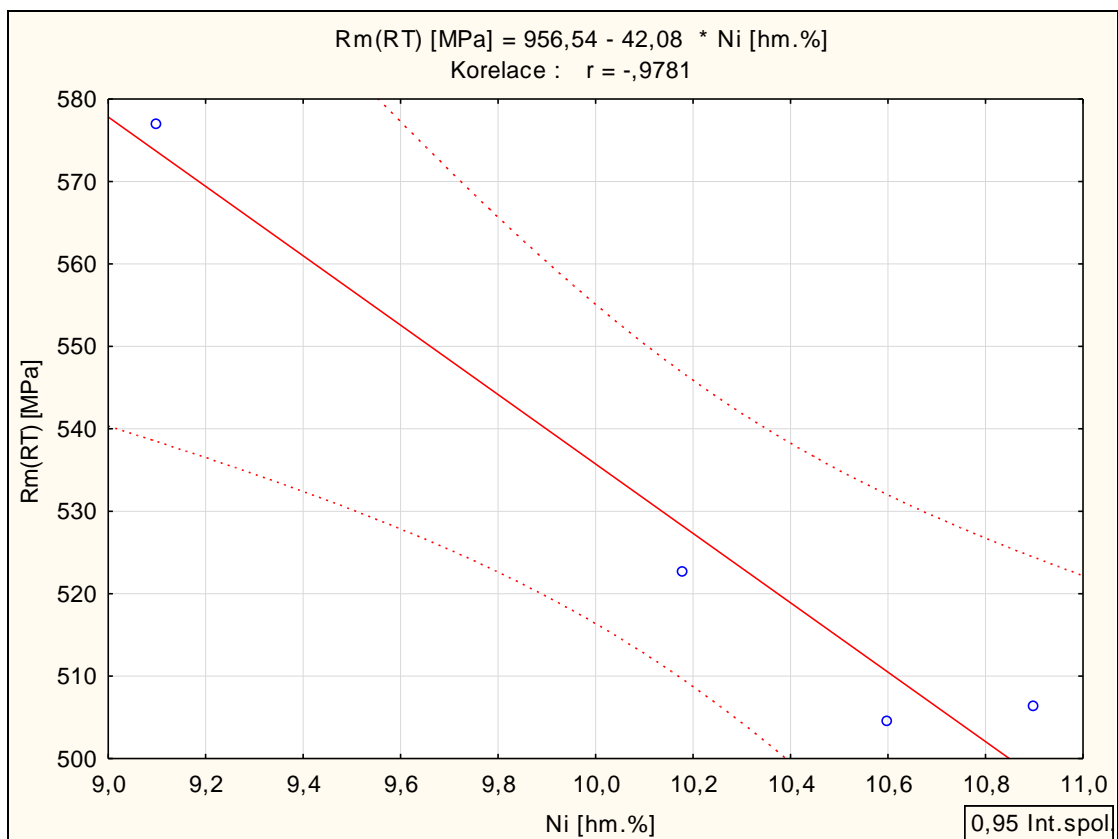
Obr. P35 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 57 (Tab. P10a).



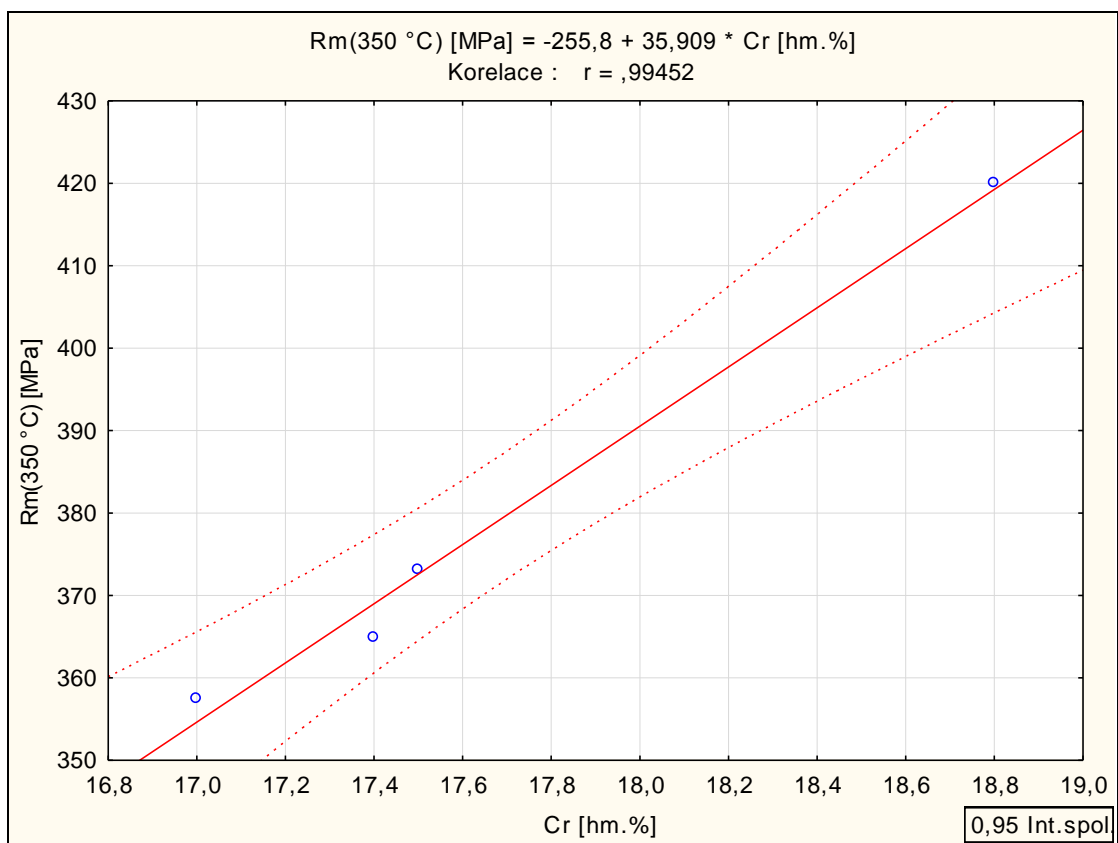
Obr. P36 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 57 (Tab. P10a).



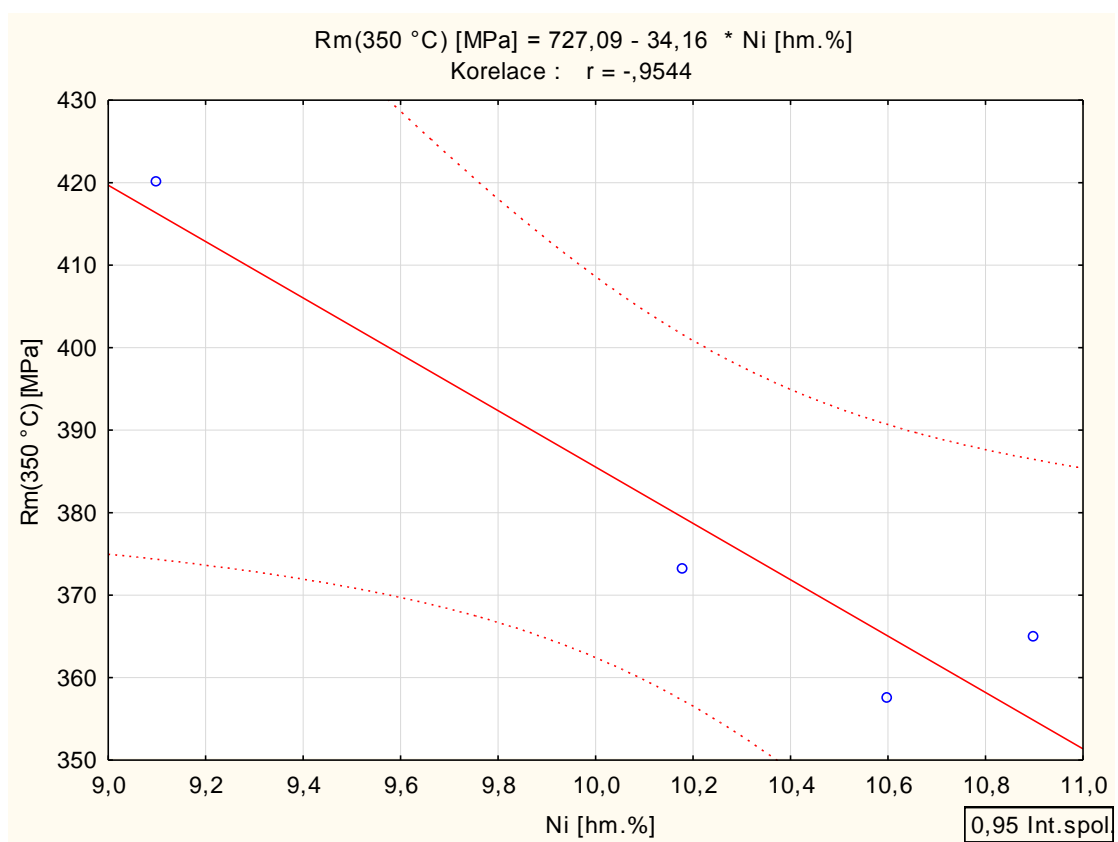
Obr. P37 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 56 (Tab. P10a).



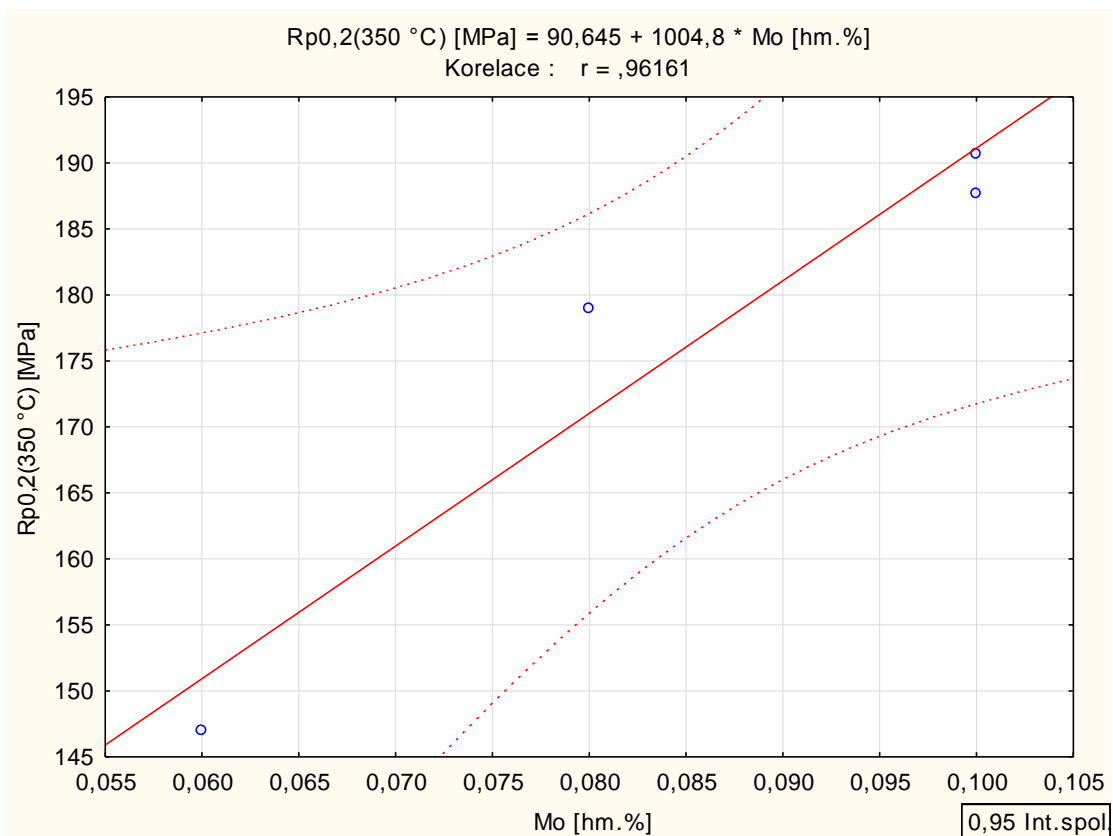
Obr. P38 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 56 (Tab. P10a).



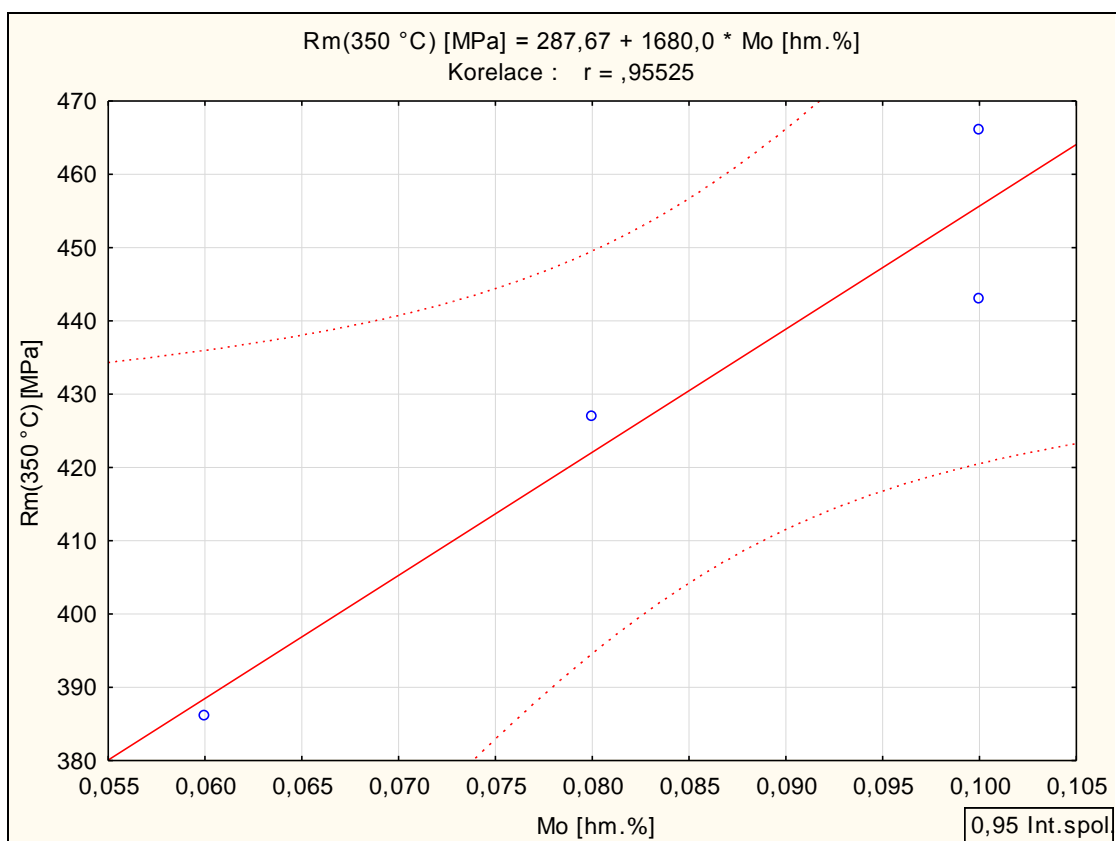
Obr. P39 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 56 (Tab. P10a).



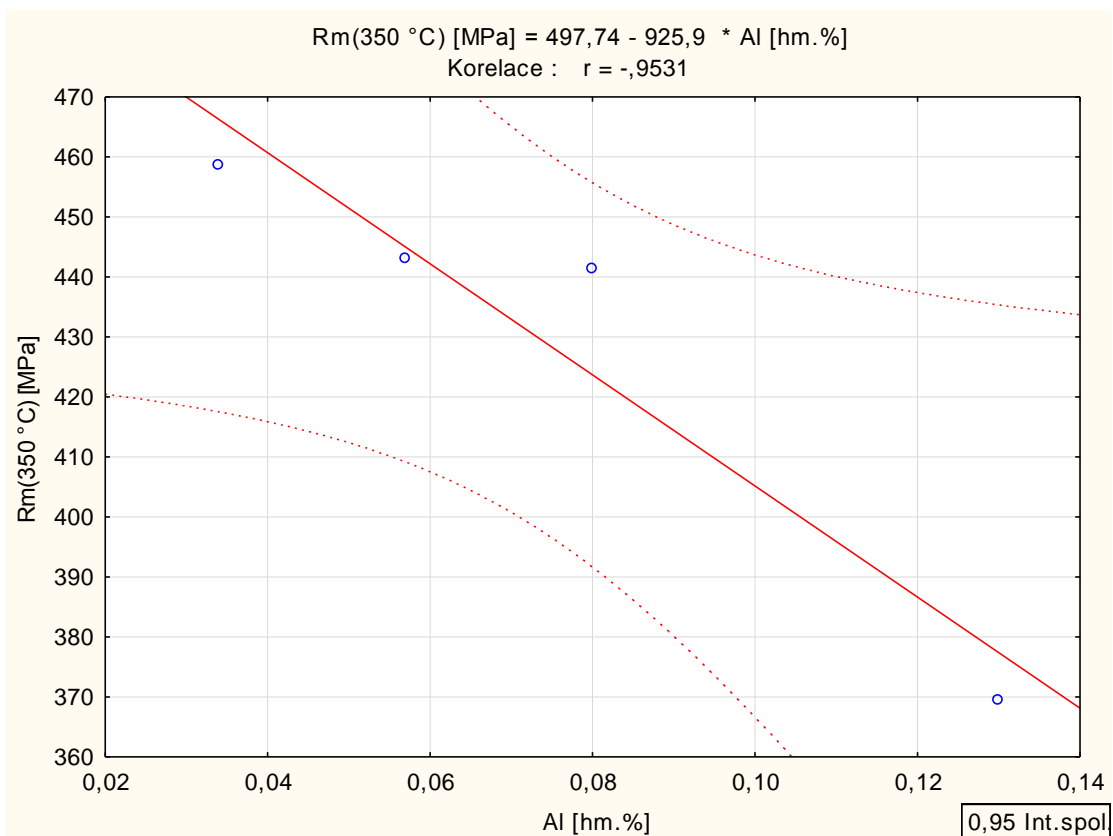
Obr. P40 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 56 (Tab. P10a).



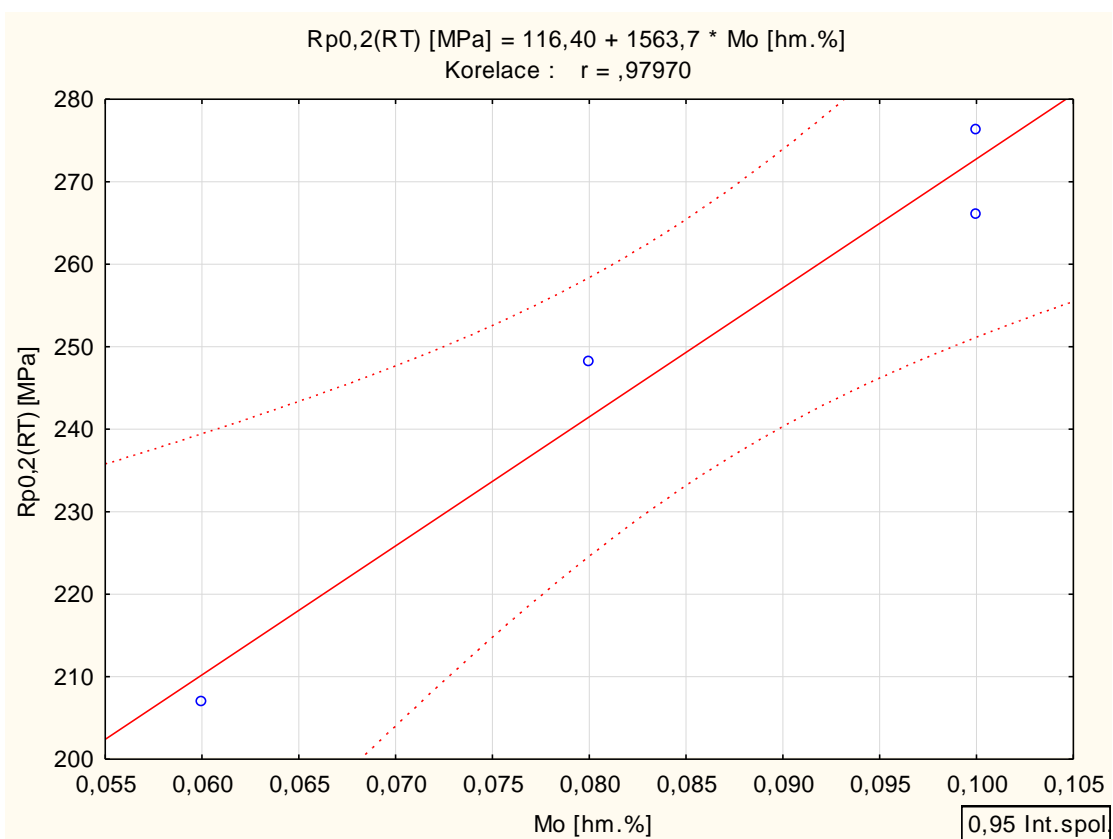
Obr. P41 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 60 (Tab. P10a).



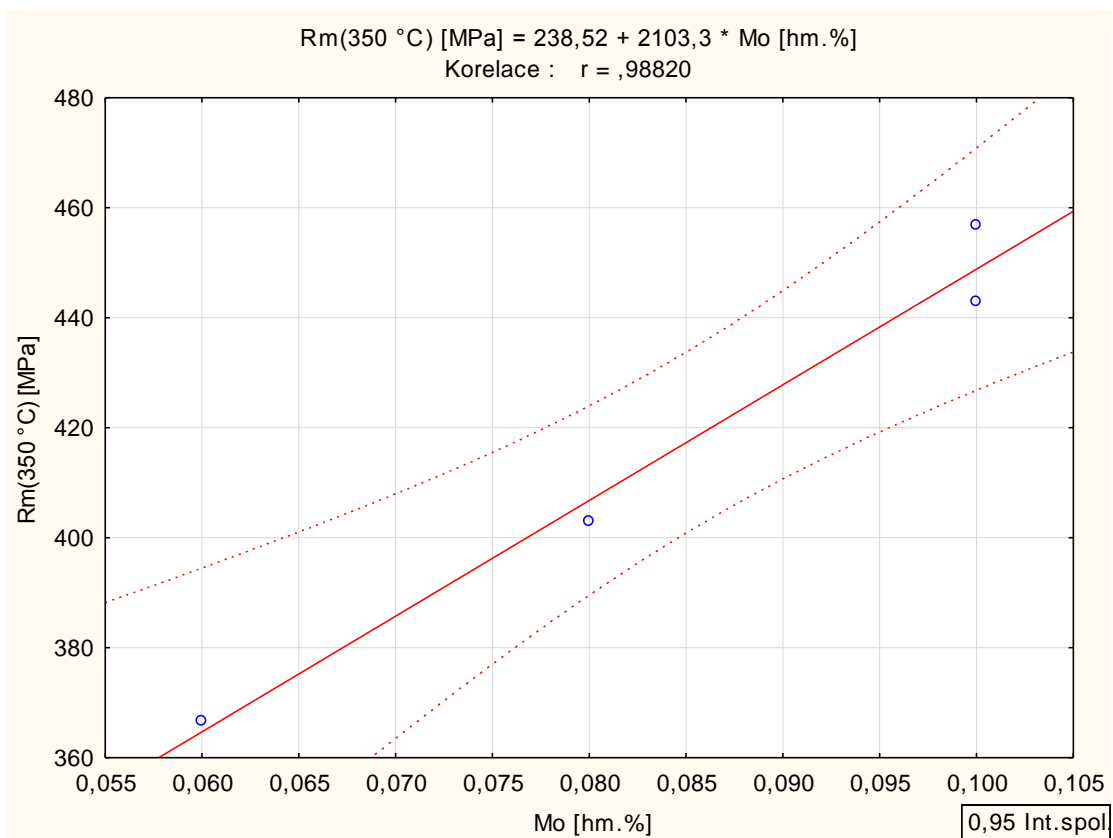
Obr. P42 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 60 (Tab. P10a).



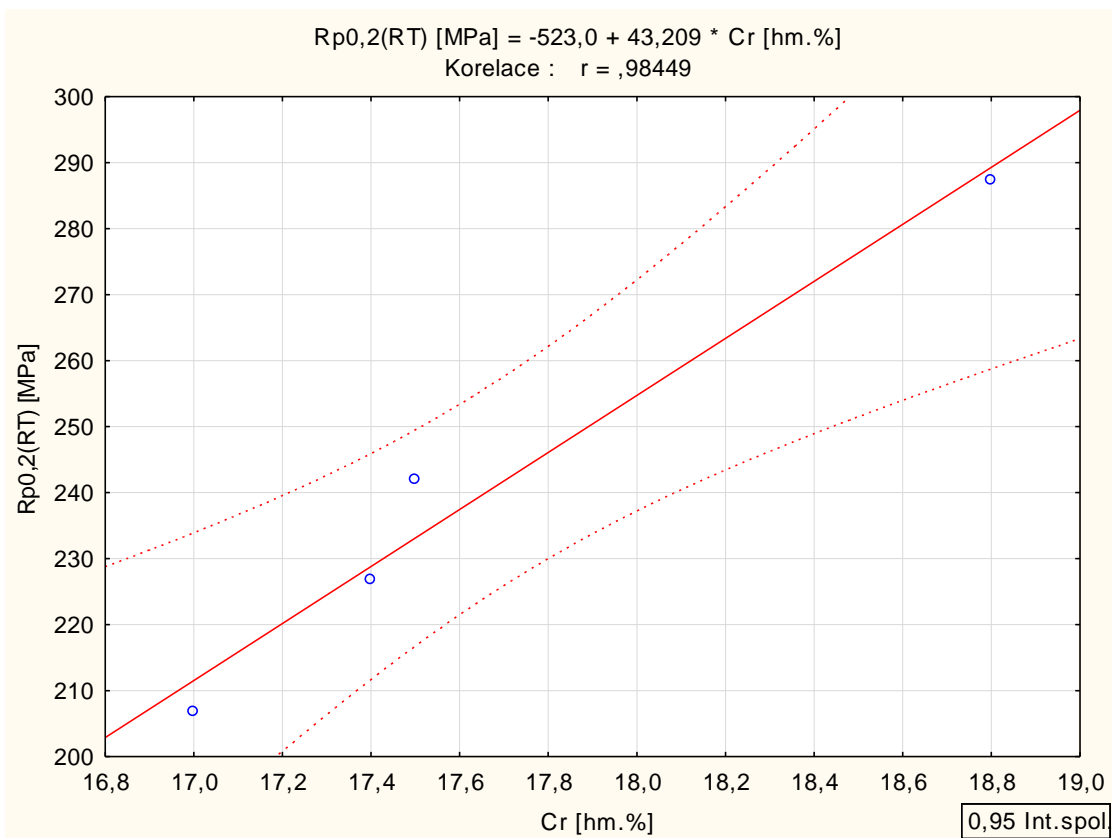
Obr. P43 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 63 (Tab. P10a).



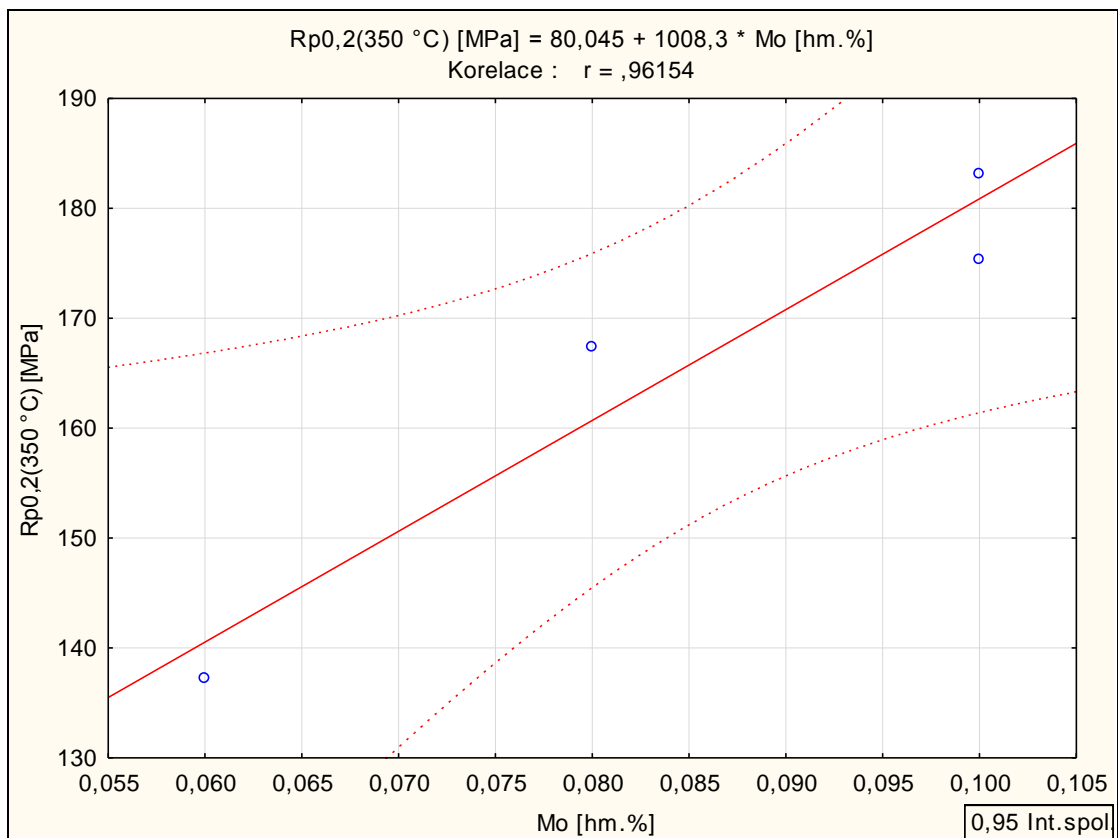
Obr. P44 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 62 (Tab. P10a).



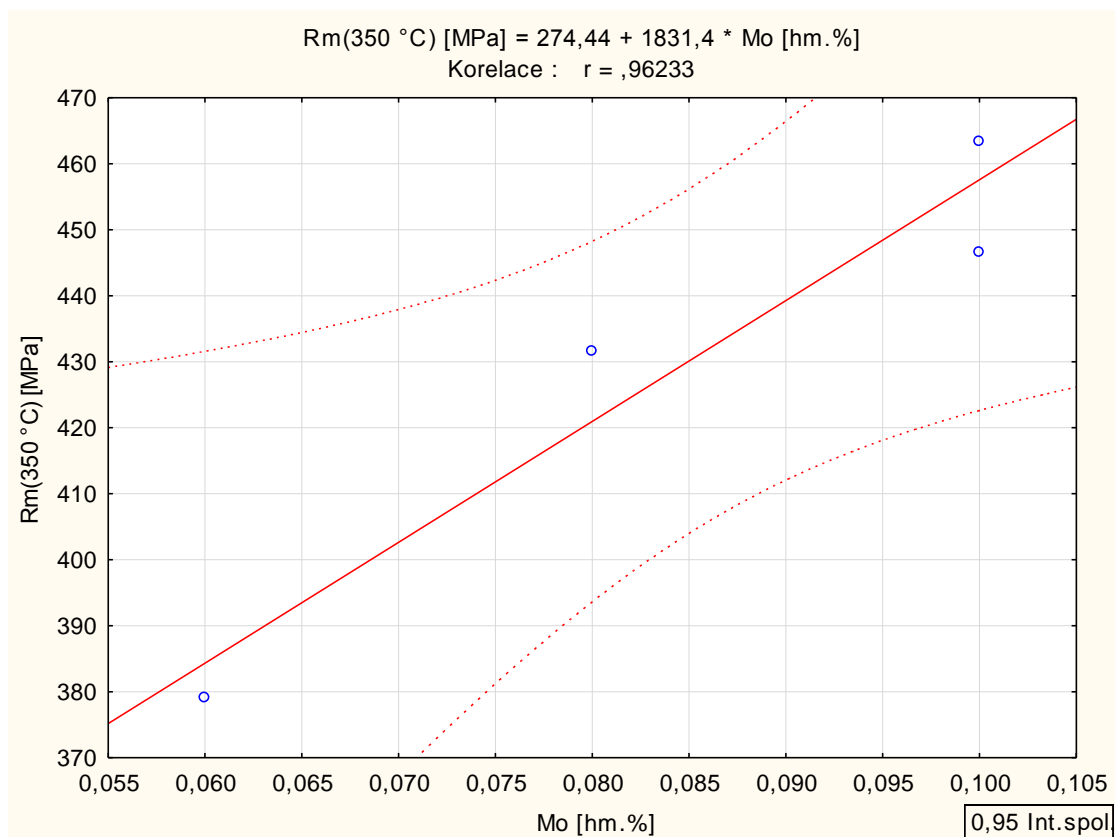
Obr. P45 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 62 (Tab. P10a).



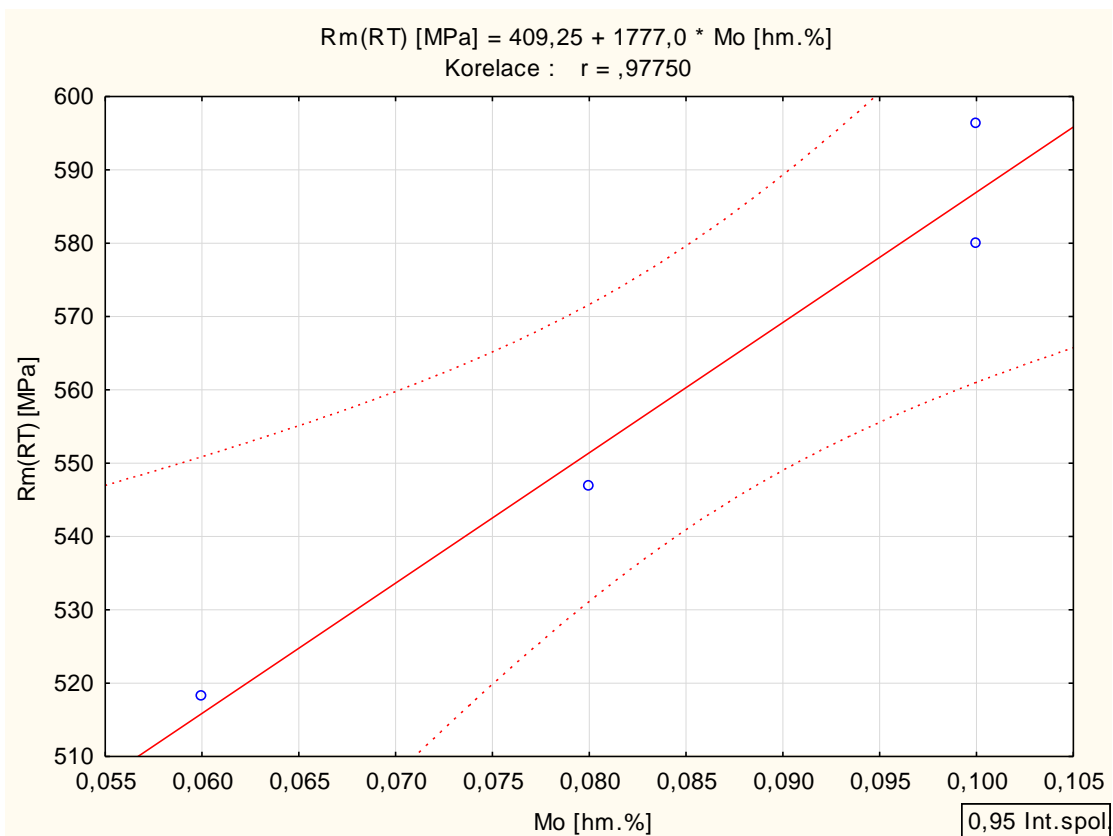
Obr. P46 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 61 (Tab. P10a).



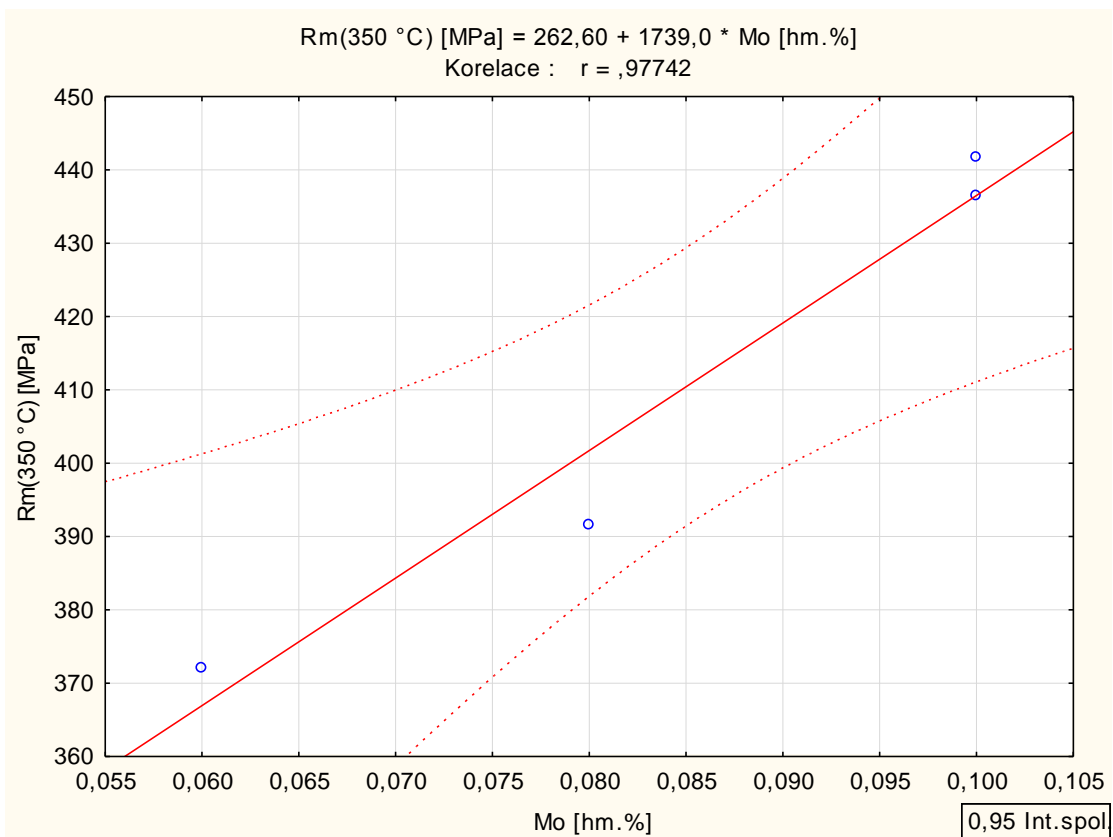
Obr. P47 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 61 (Tab. P10a).



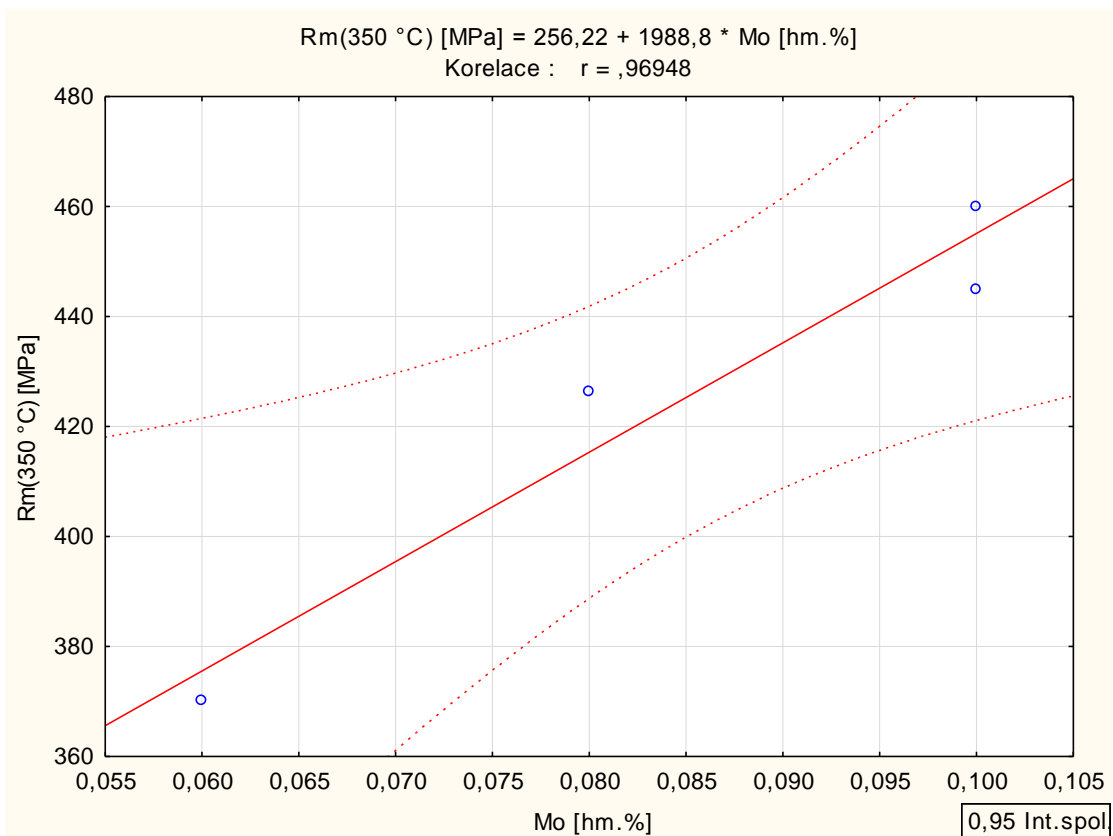
Obr. P48 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 66 (Tab. P10a).



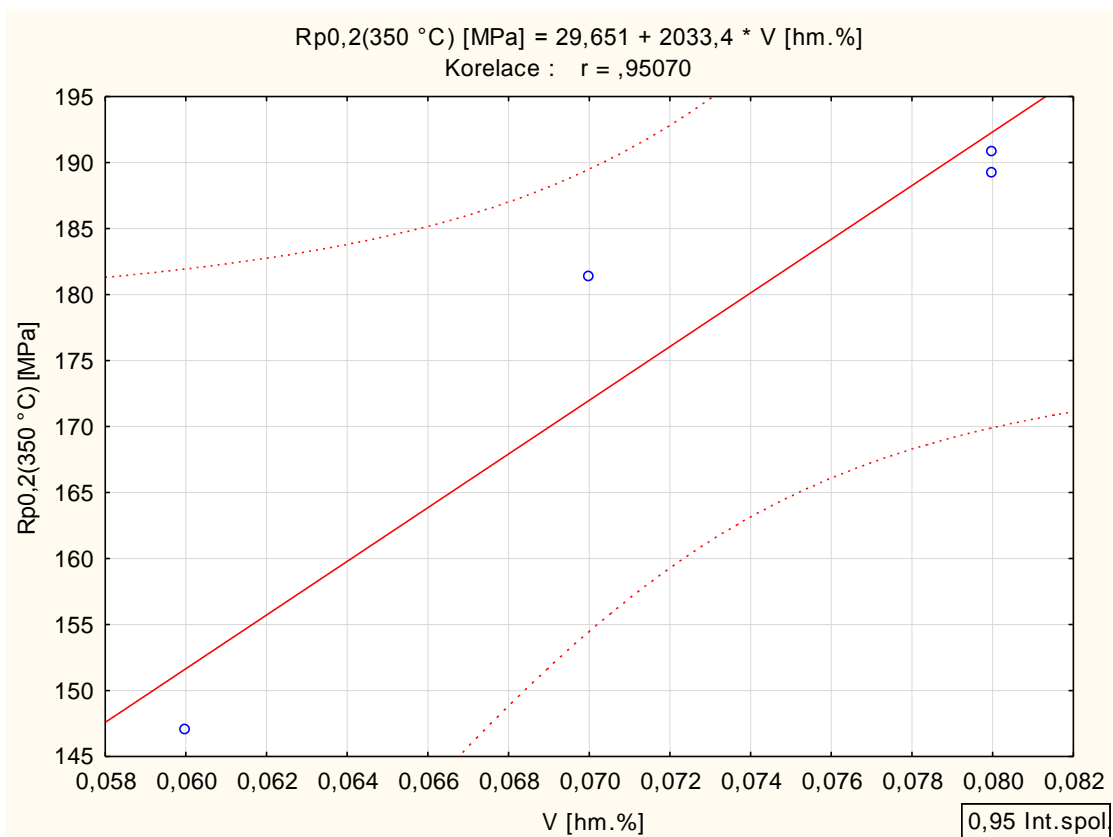
Obr. P49 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 65 (Tab. P10a).



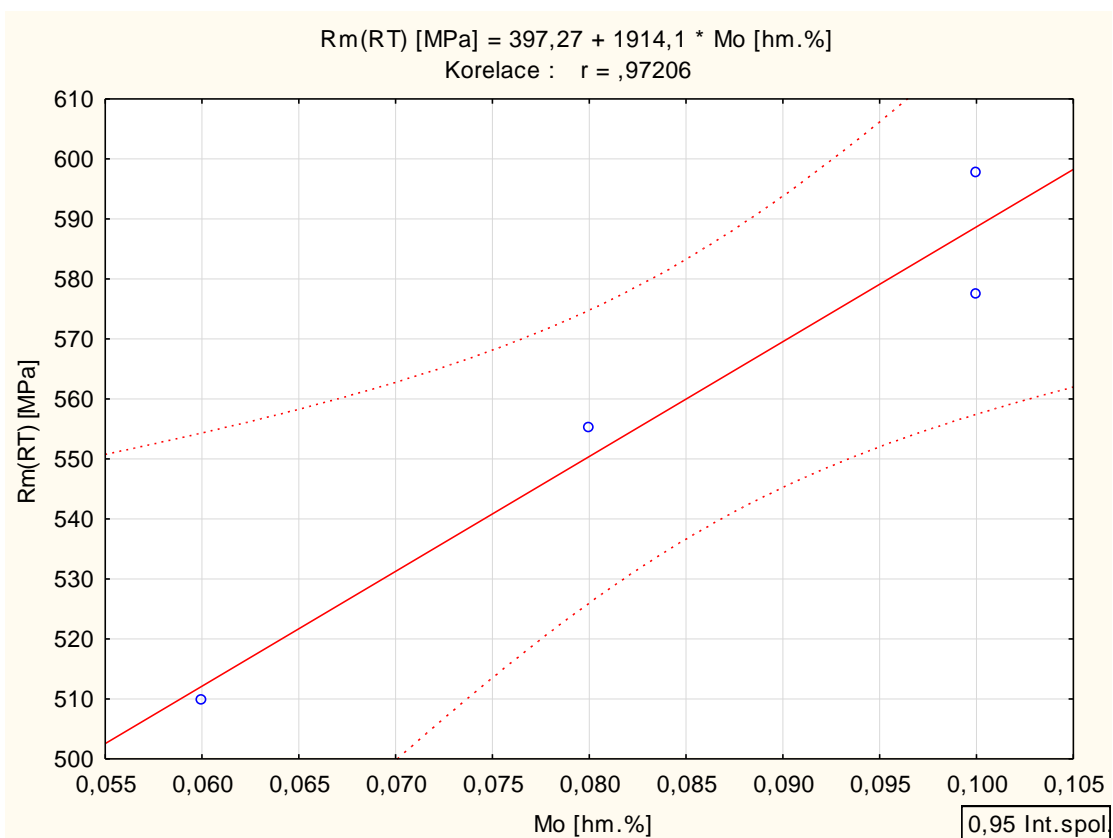
Obr. P50 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 65 (Tab. P10a).



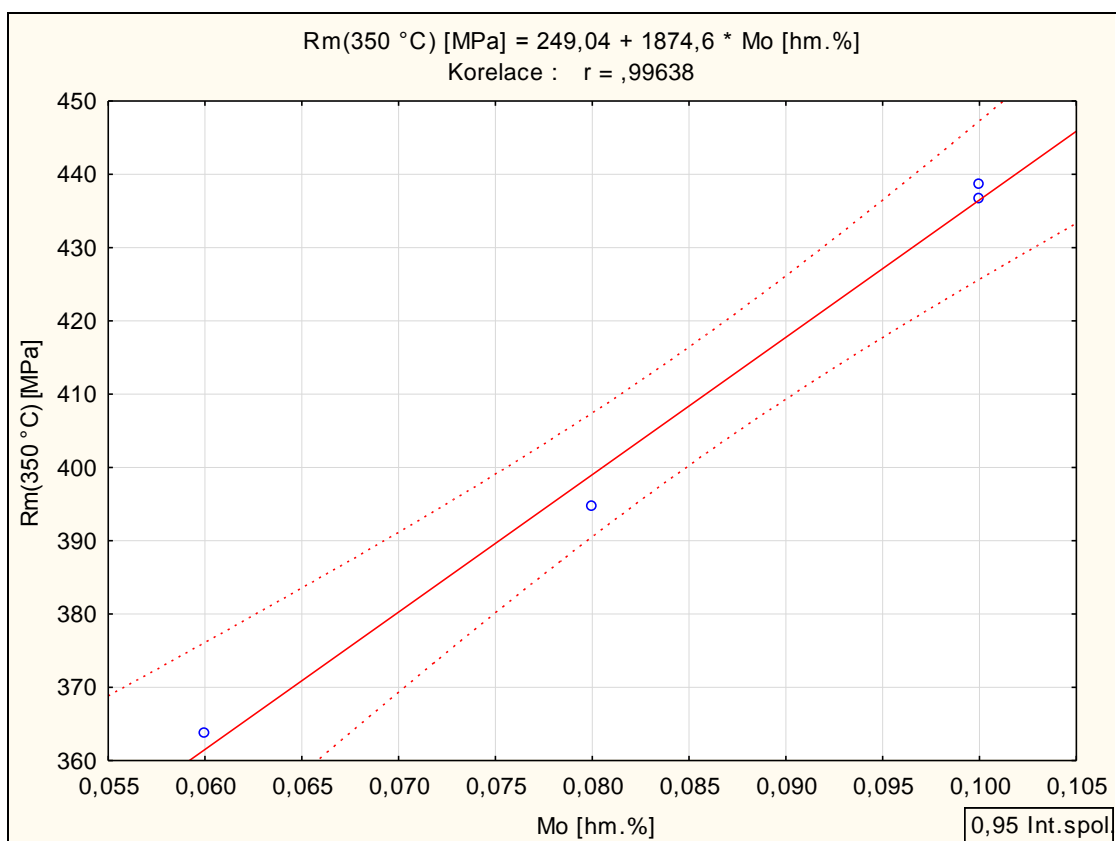
Obr. P51 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 67 (Tab. P10a).



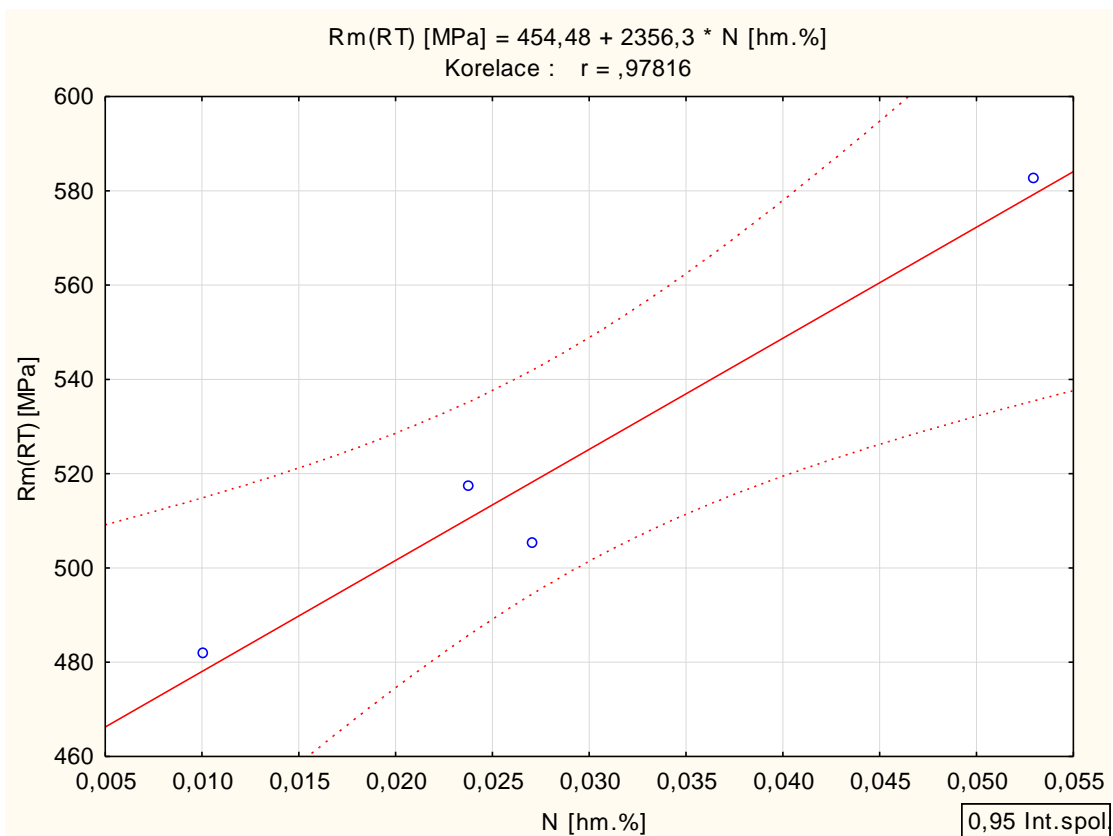
Obr. P52 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 67 (Tab. P10a).



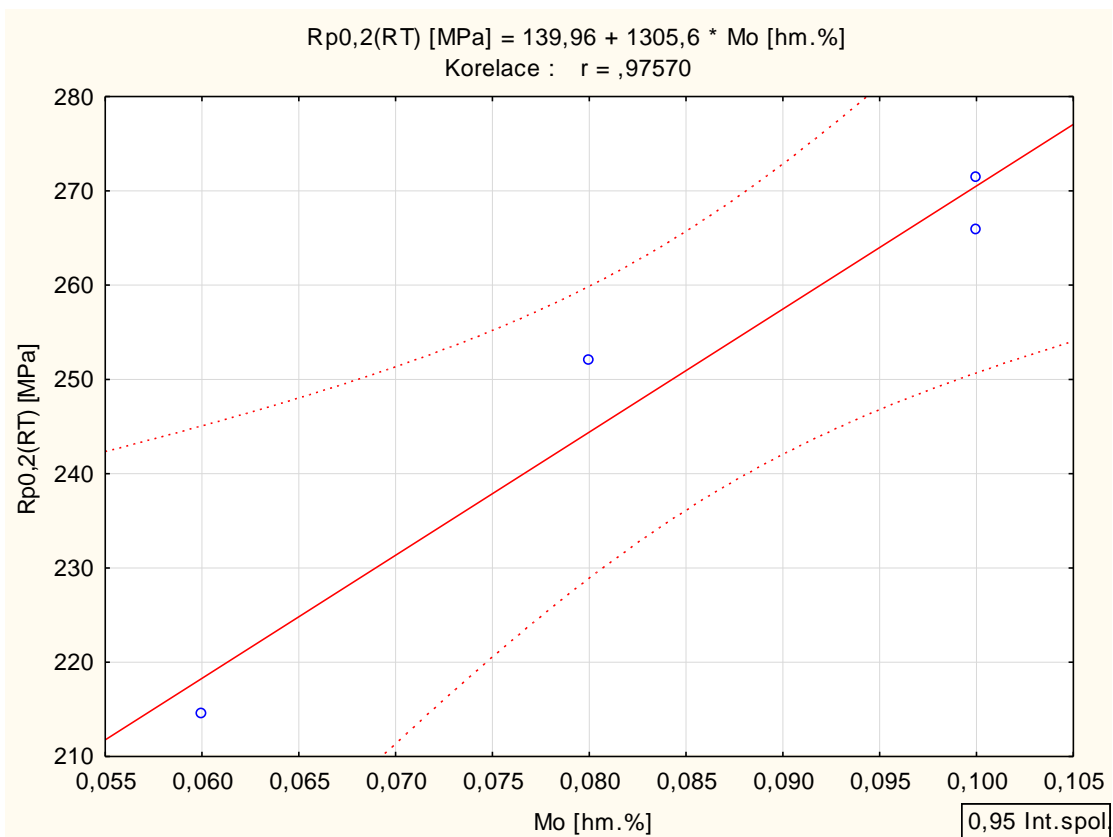
Obr. P53 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 70 (Tab. P10a).



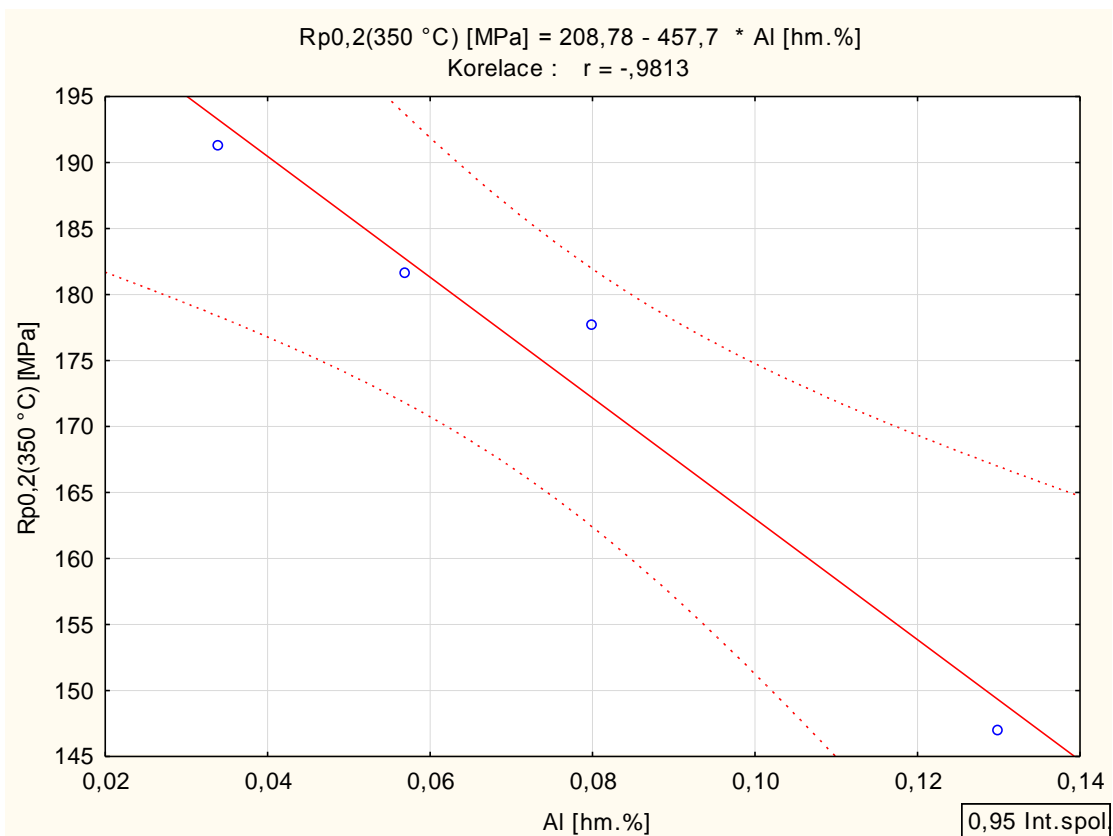
Obr. P54 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 70 (Tab. P10a).



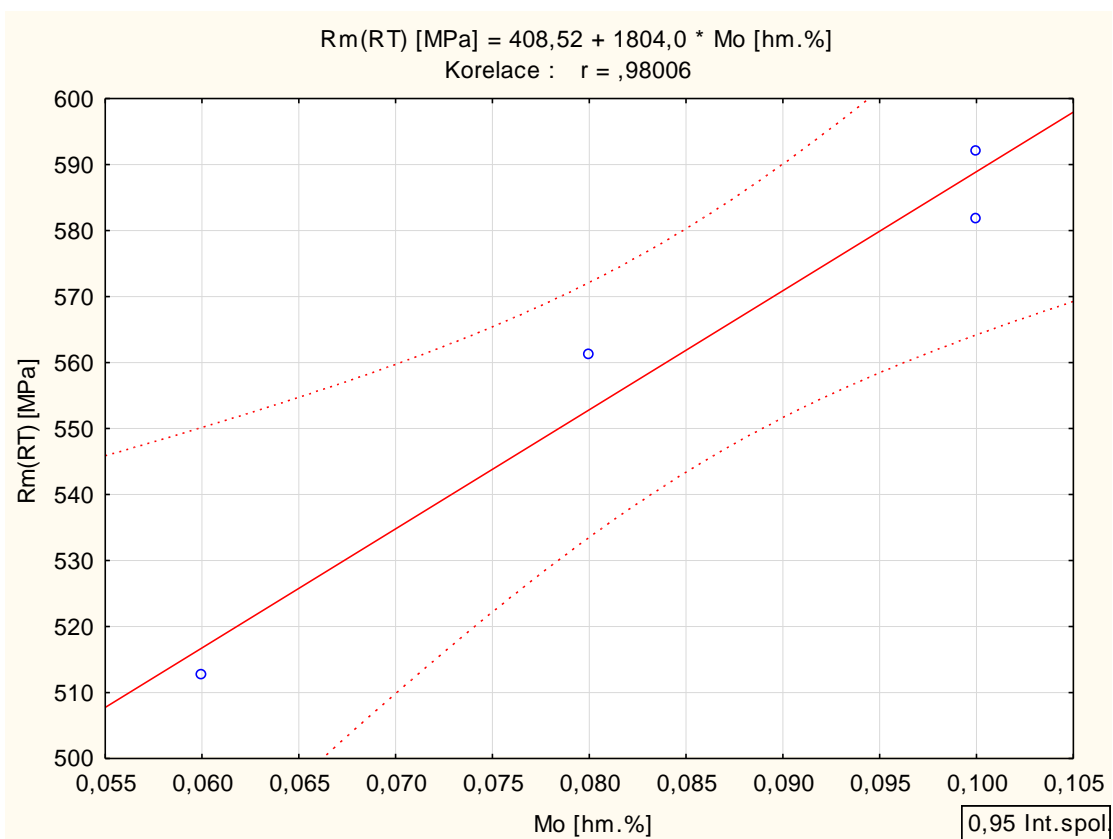
Obr. P55 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 69 (Tab. P10a).



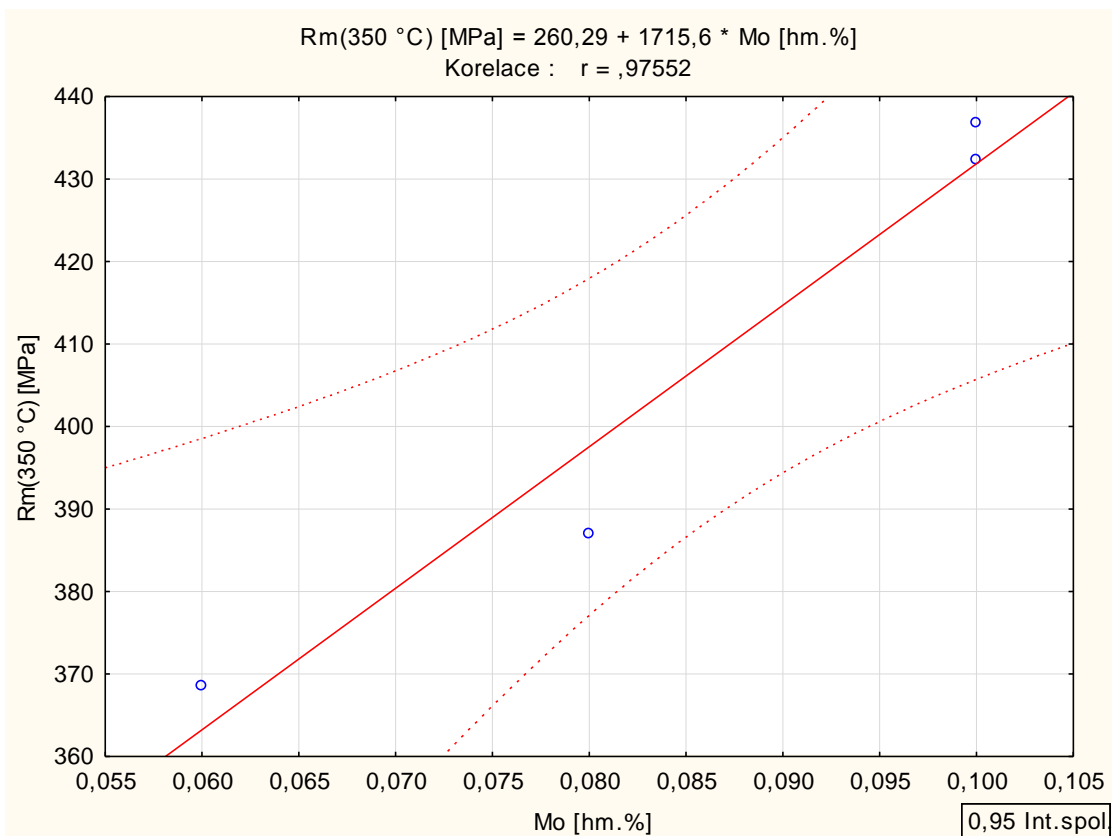
Obr. P56 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 74 (Tab. P10a).



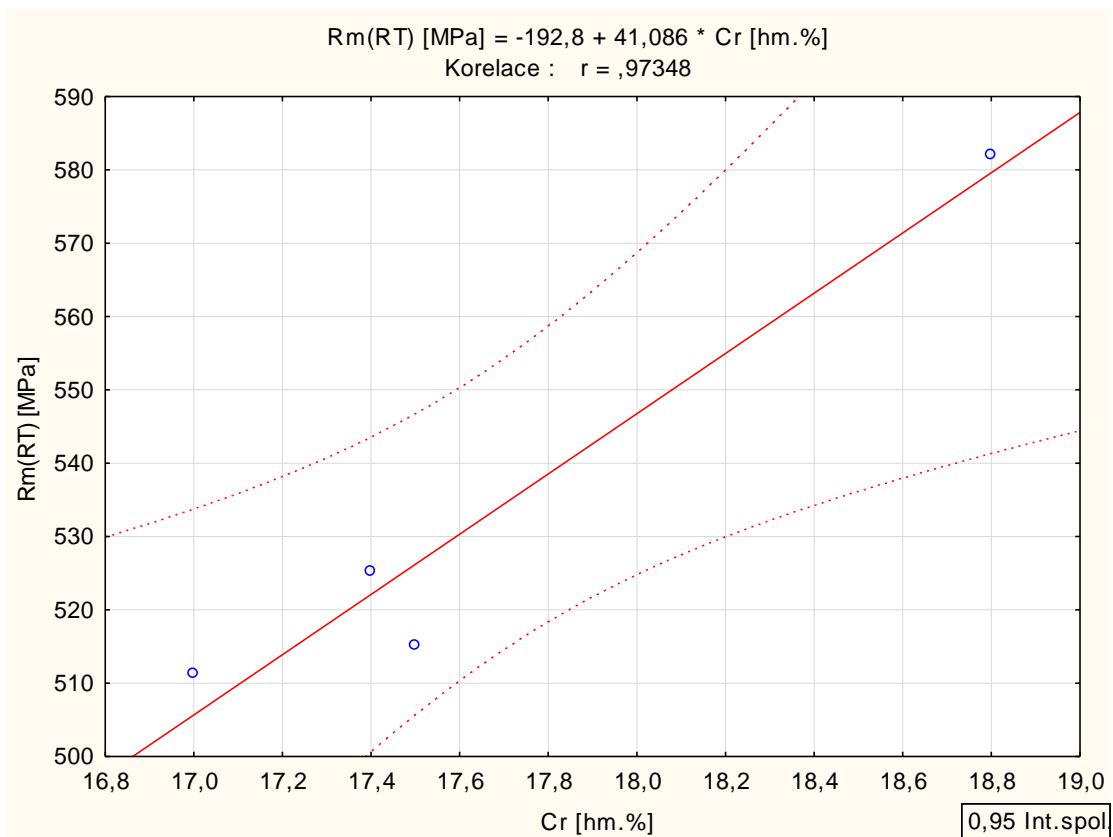
Obr. P57 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 74 (Tab. P10a).



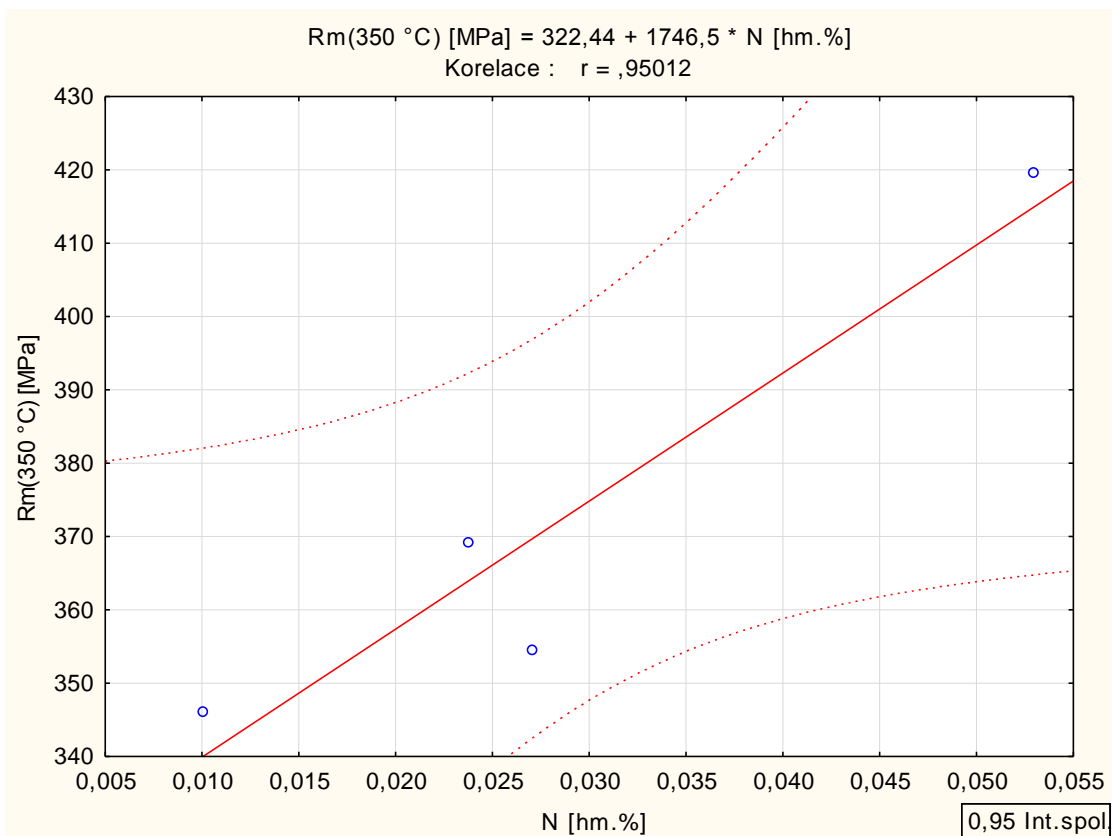
Obr. P58 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 73 (Tab. P10a).



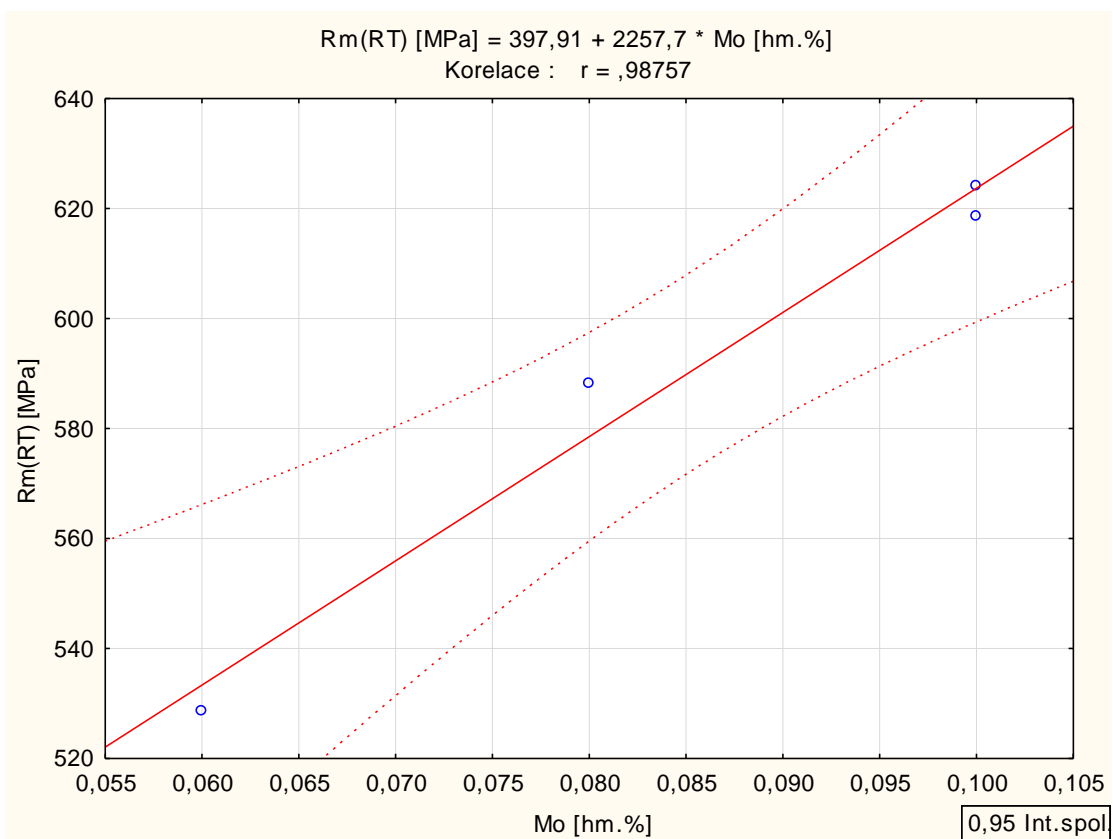
Obr. P59 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 73 (Tab. P10a).



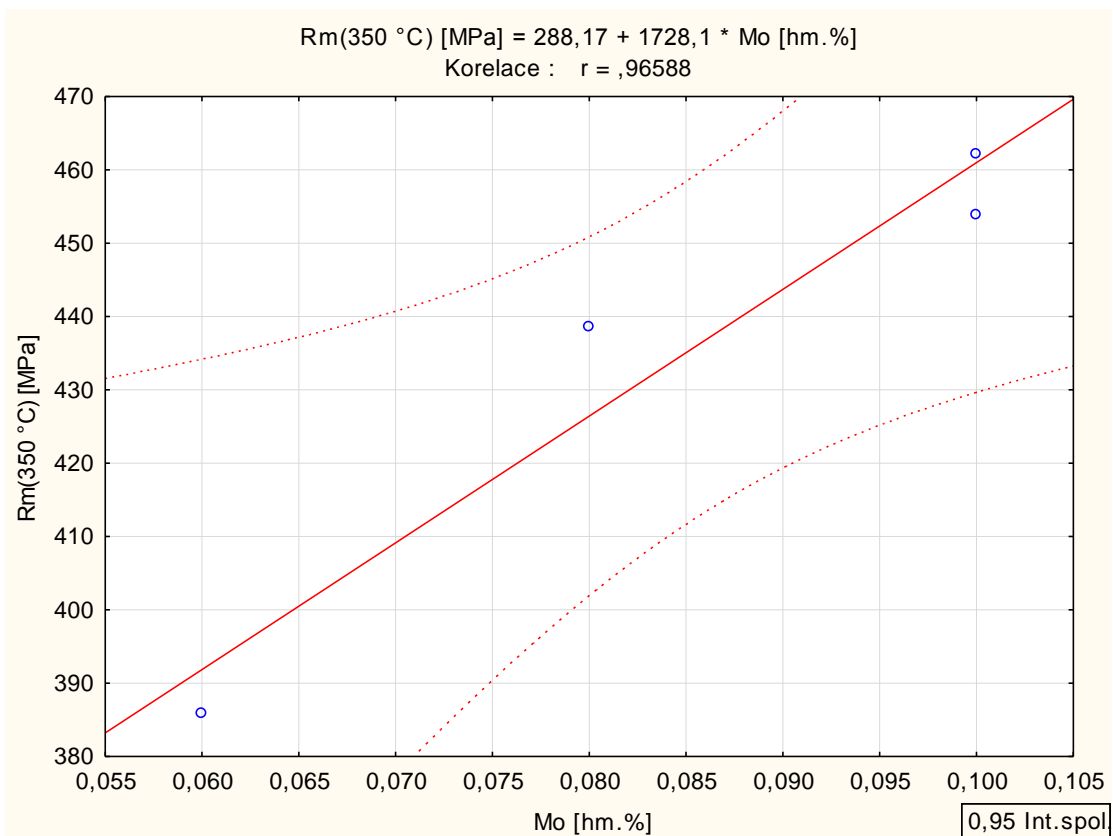
Obr. P60 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 72 (Tab. P10a).



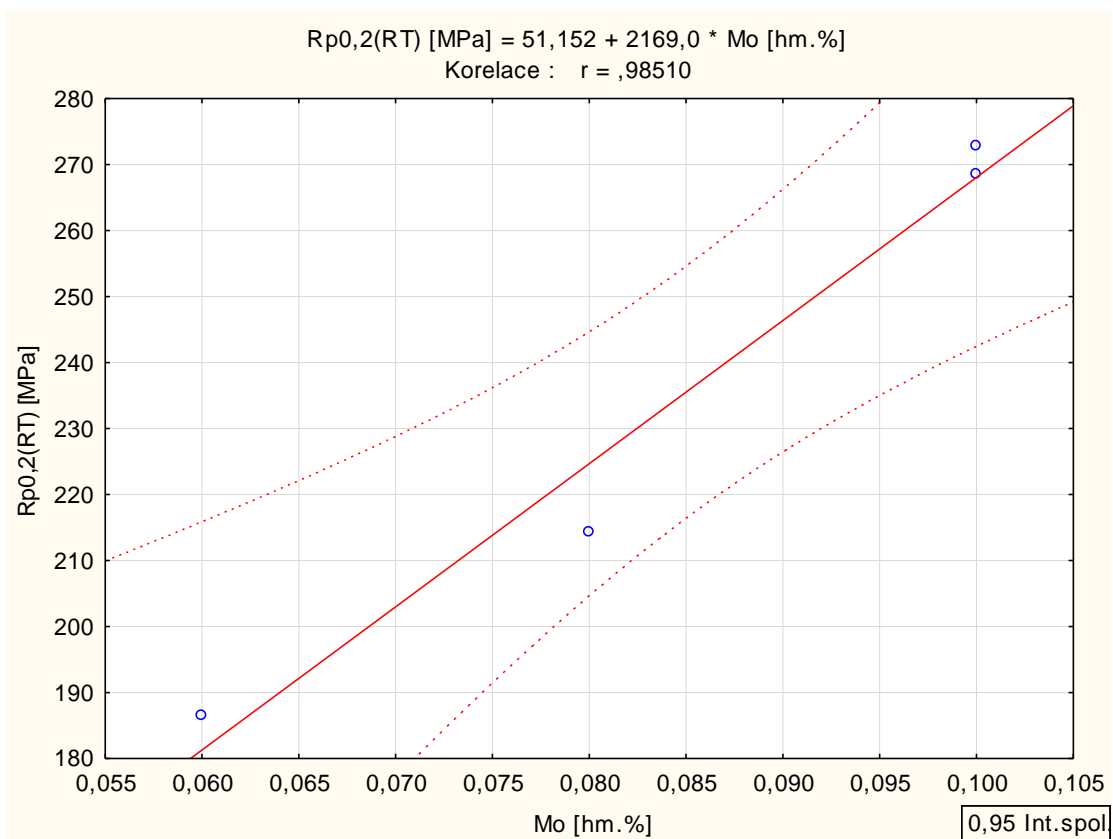
Obr. P61 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 72 (Tab. P10a).



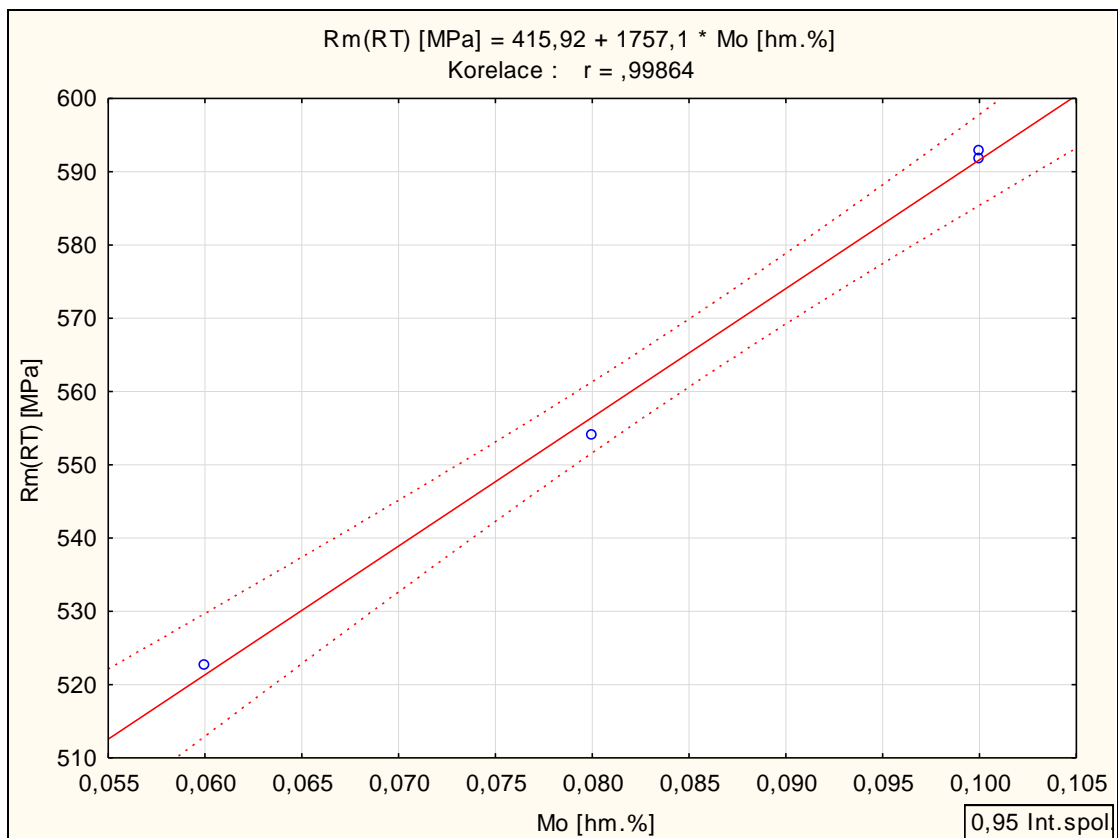
Obr. P62 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 77 (Tab. P10a).



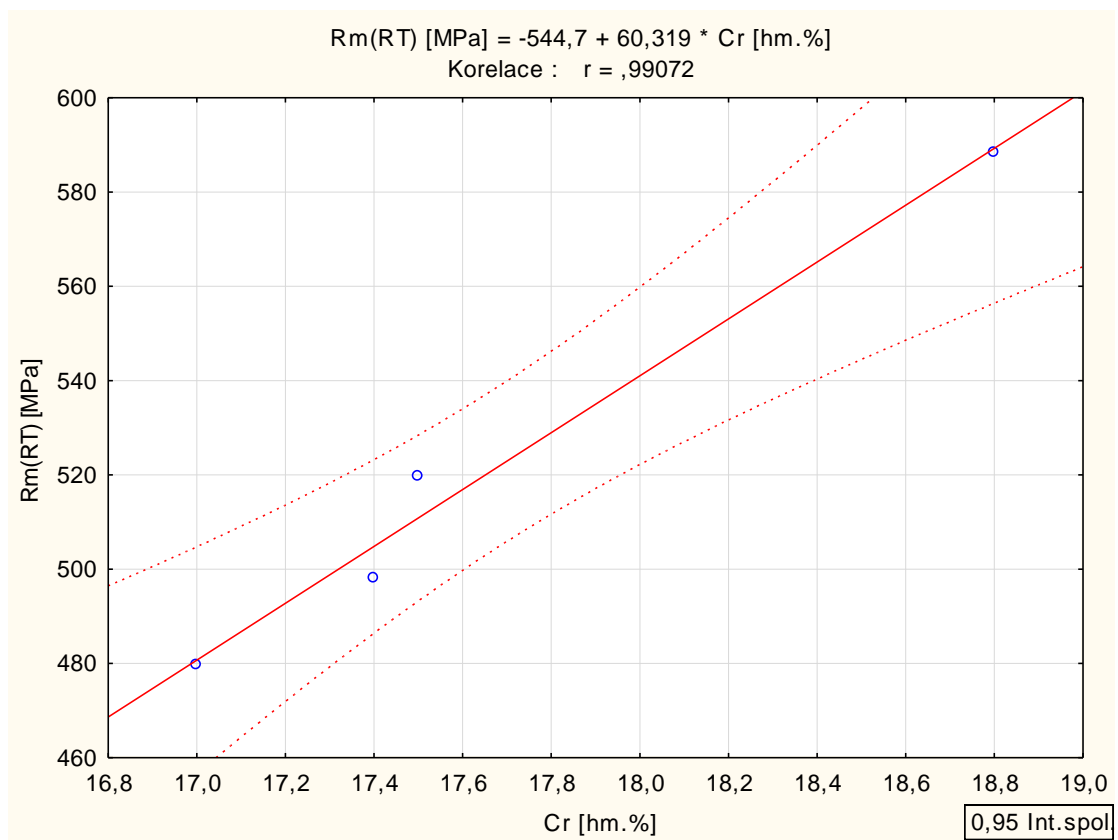
Obr. P63 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 77 (Tab. P10a).



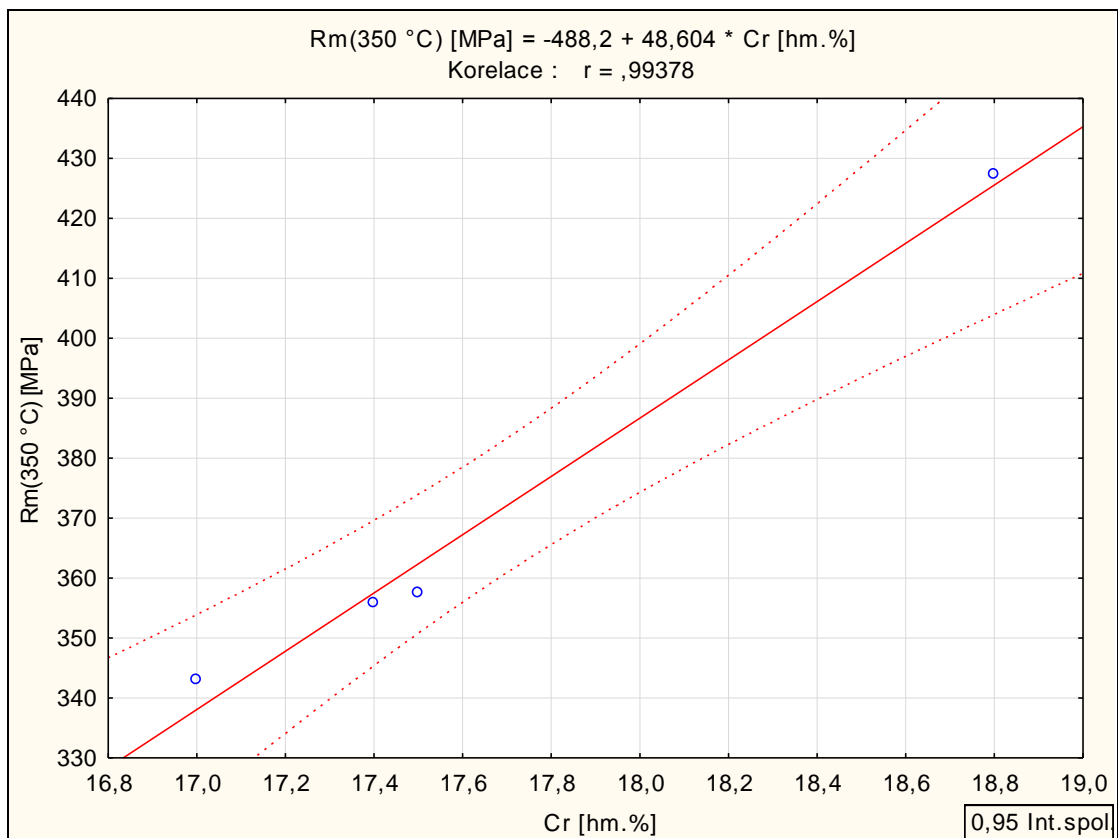
Obr. P64 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 76 (Tab. P10a).



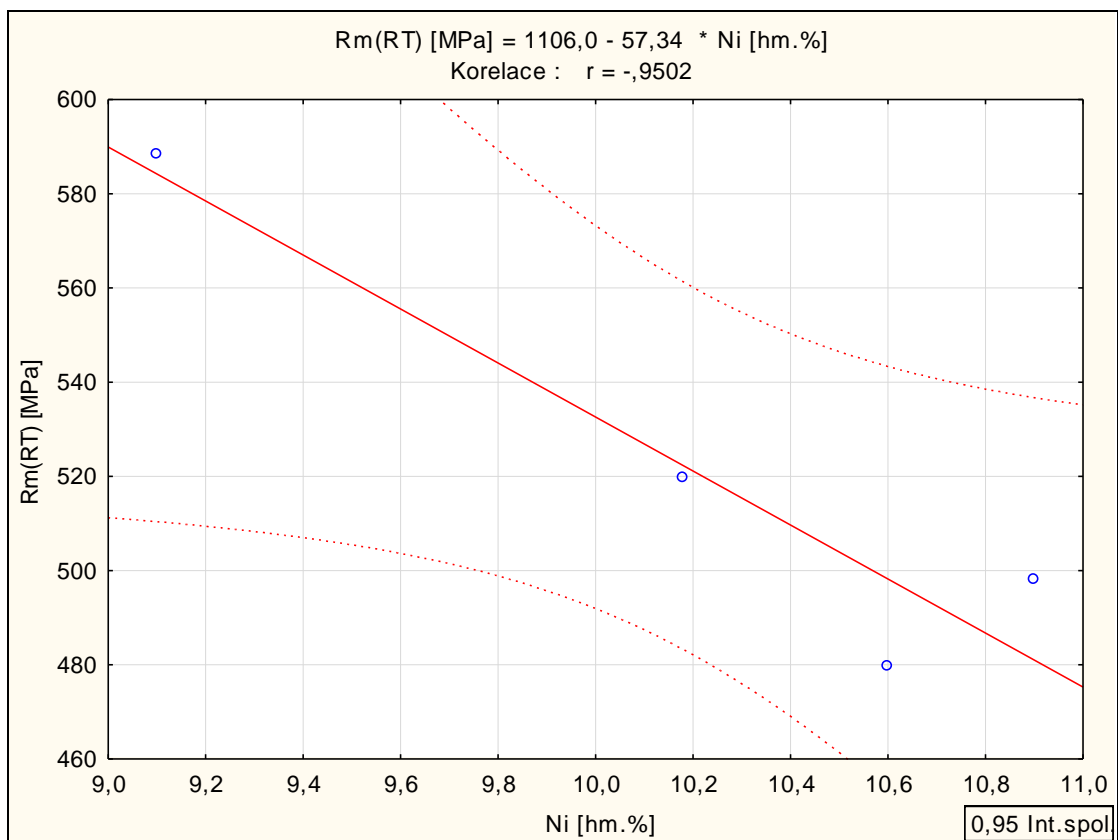
Obr. P65 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 76 (Tab. P10a).



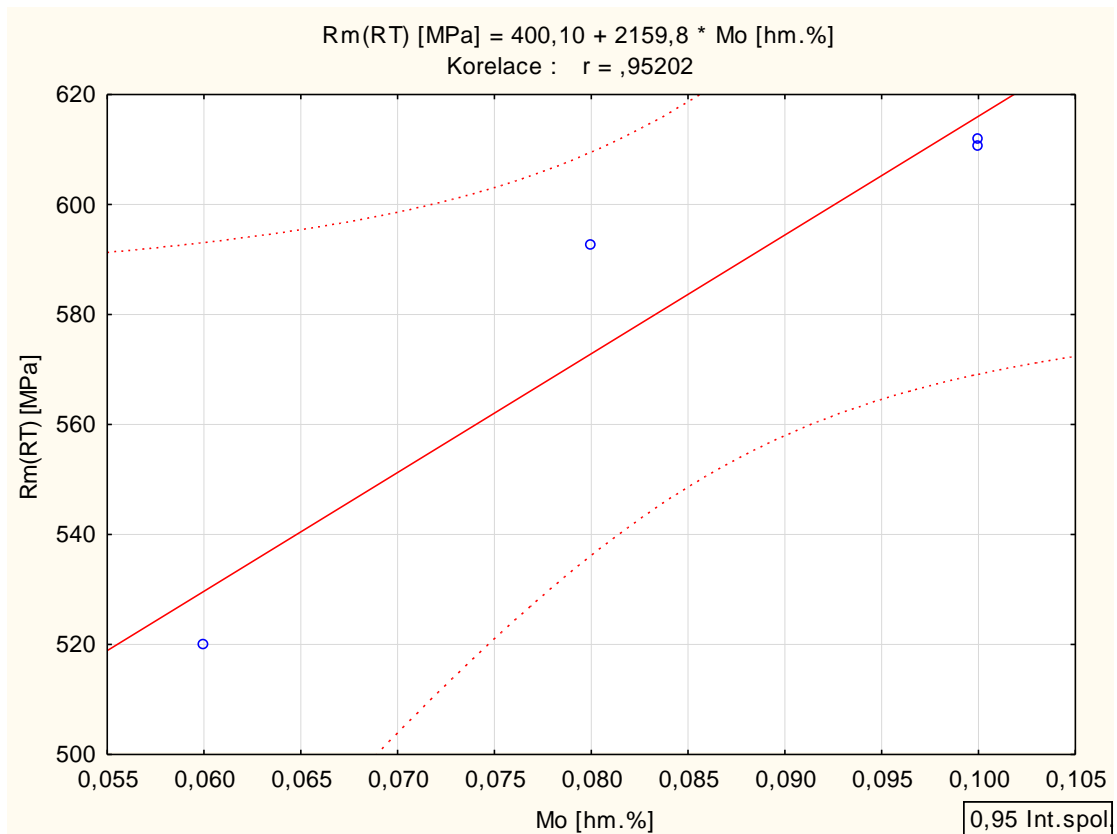
Obr. P66 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 75 (Tab. P10a).



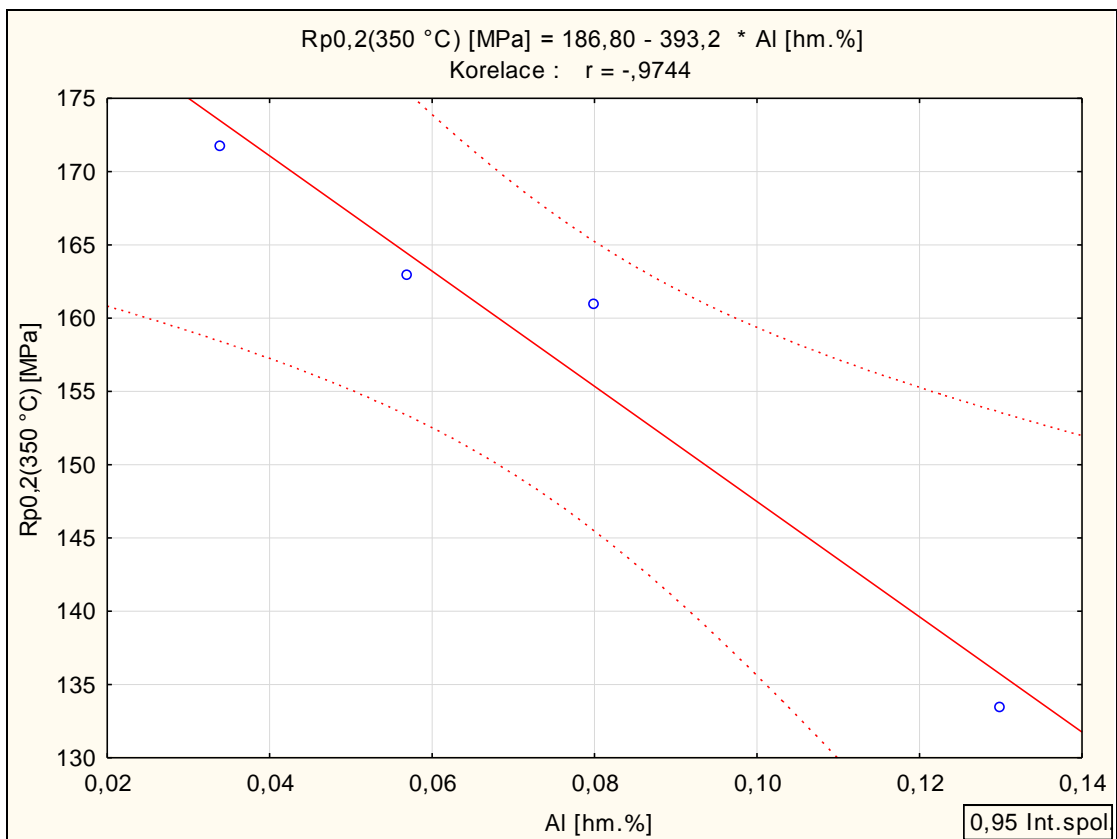
Obr. P67 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 75 (Tab. P10a).



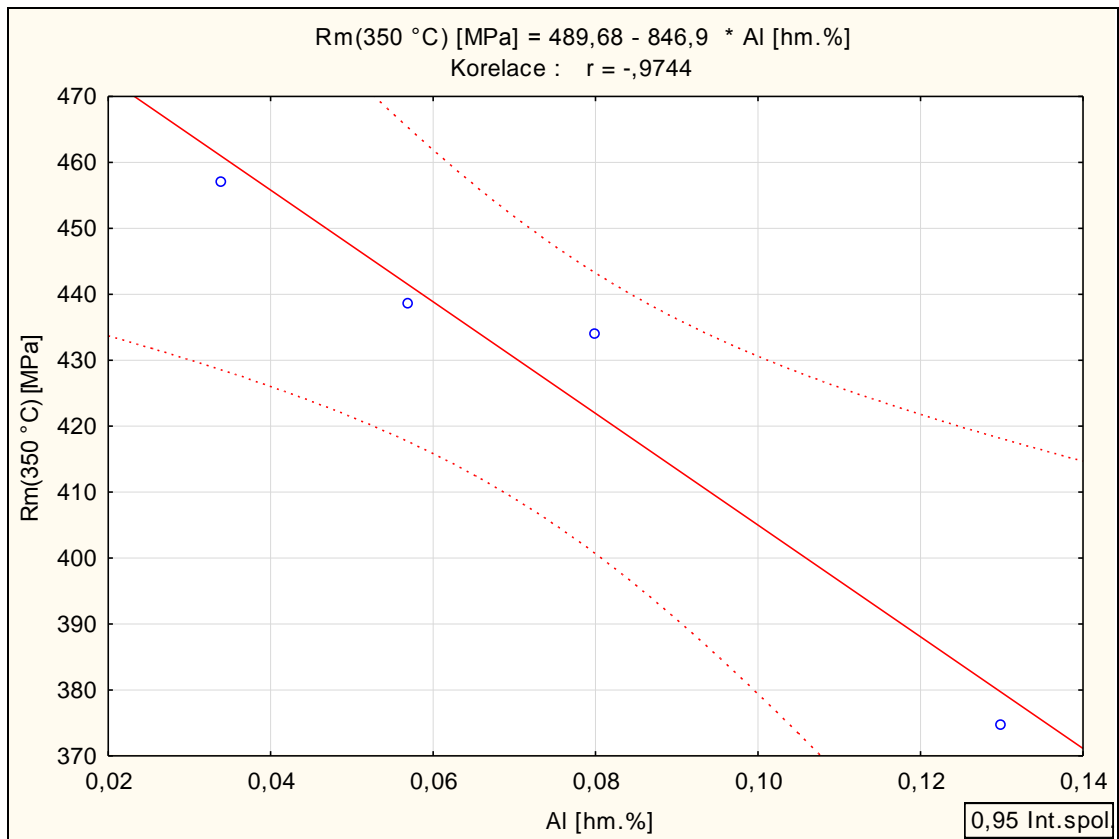
Obr. P68 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 75 (Tab. P10a).



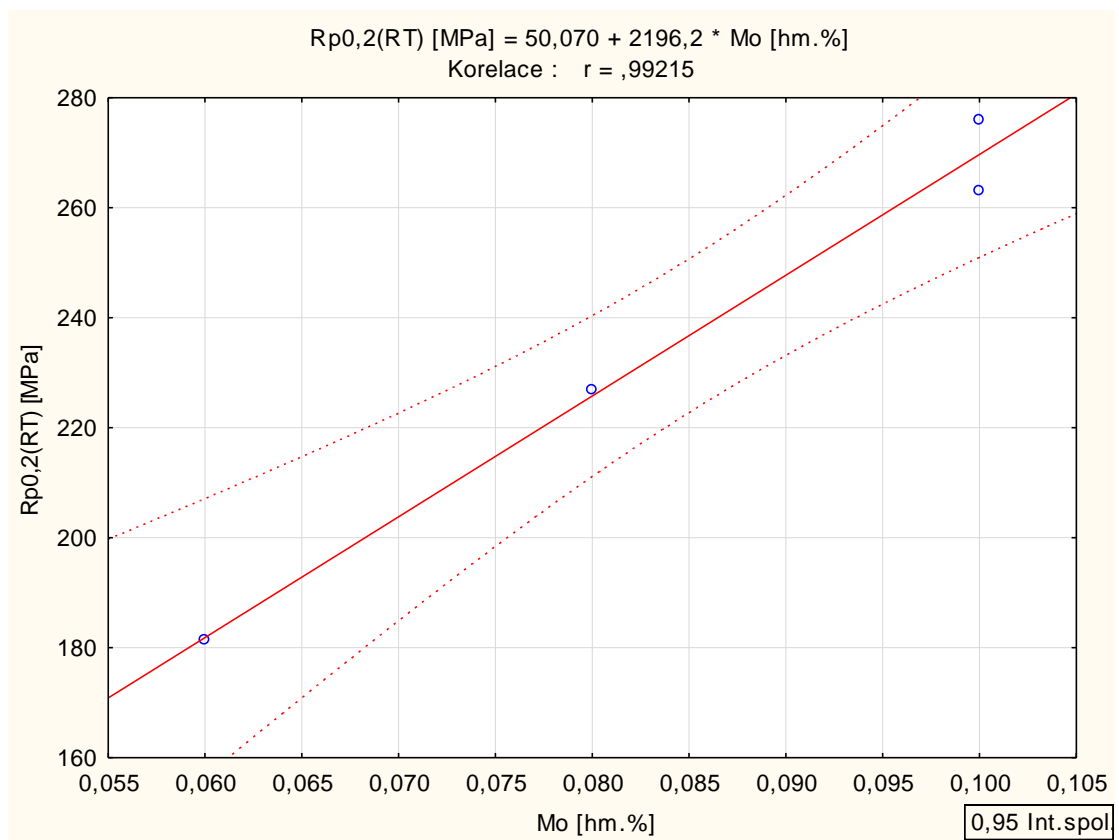
Obr. P69 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 78 (Tab. P10a).



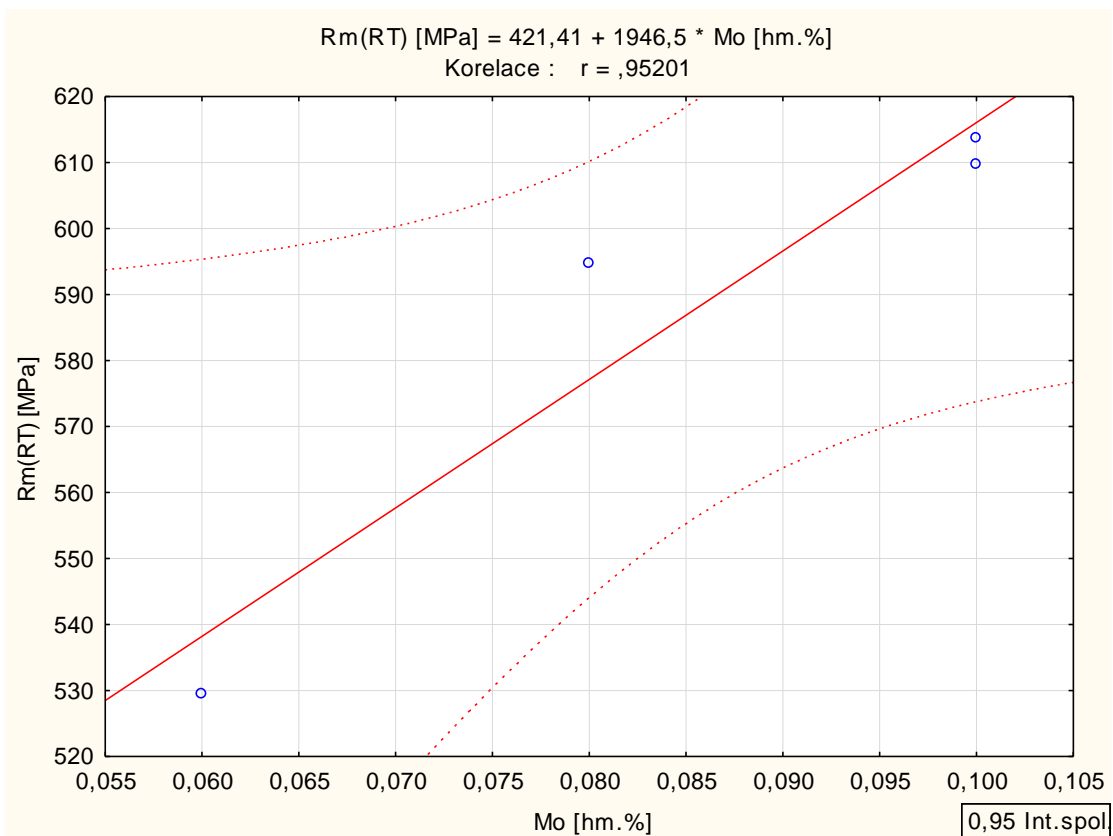
Obr. P70 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 78 (Tab. P10a).



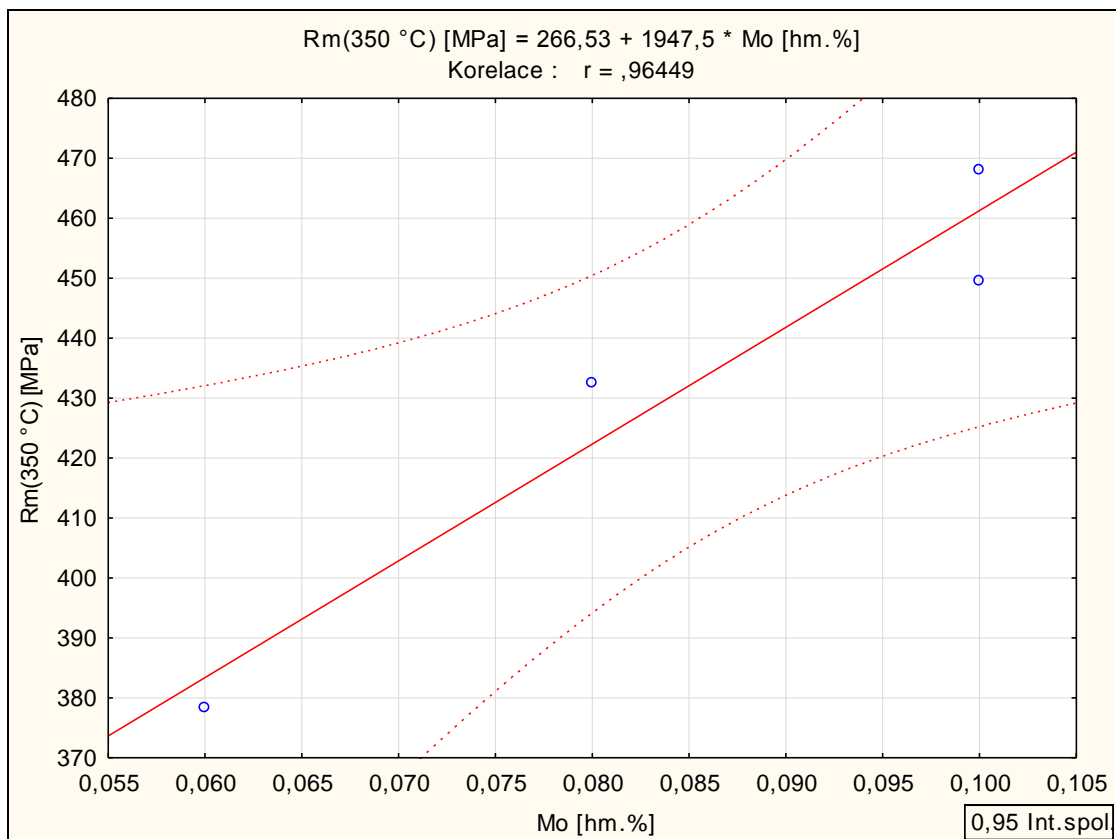
Obr. P71 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 78 (Tab. P10a).



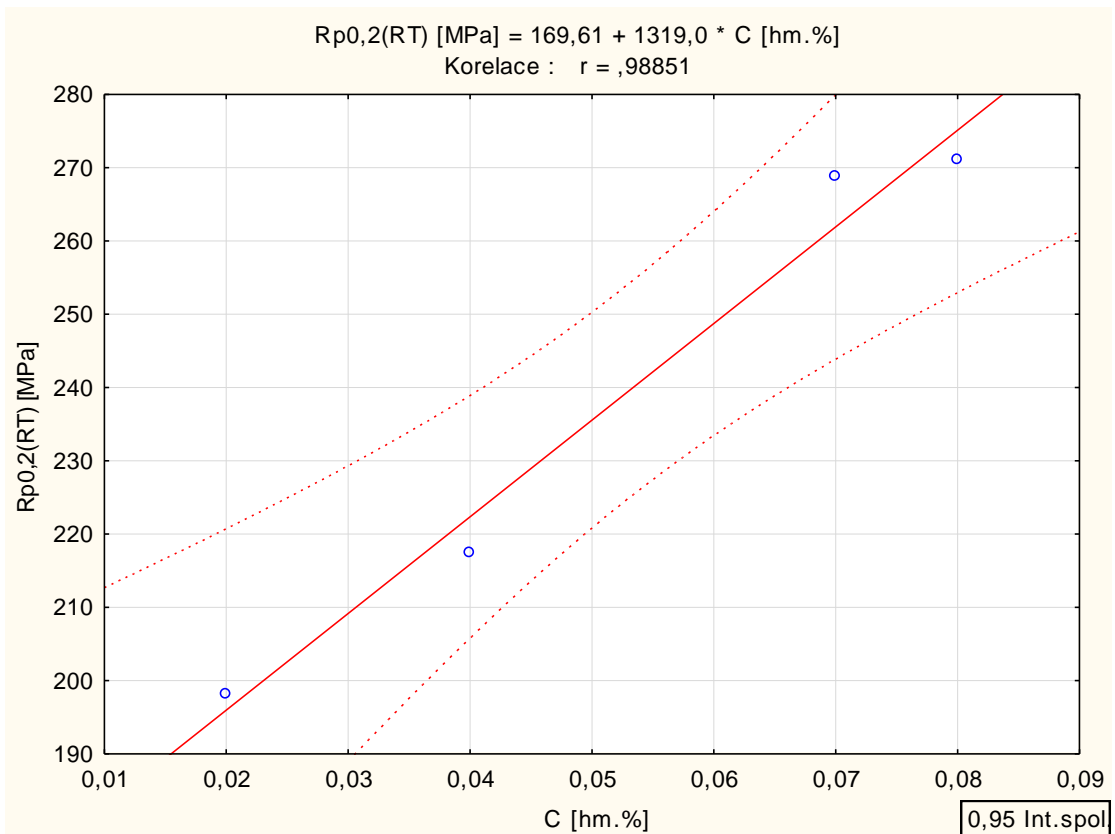
Obr. P72 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 81 (Tab. P10a).



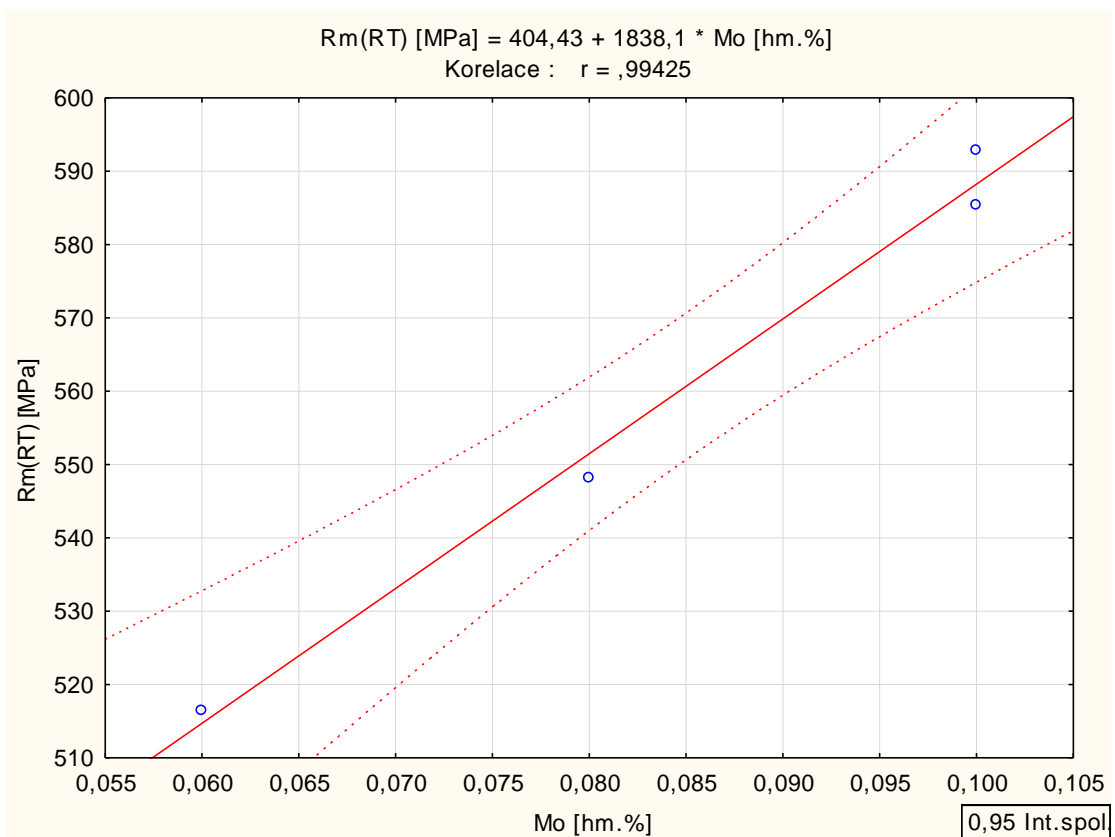
Obr. P73 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 81 (Tab. P10a).



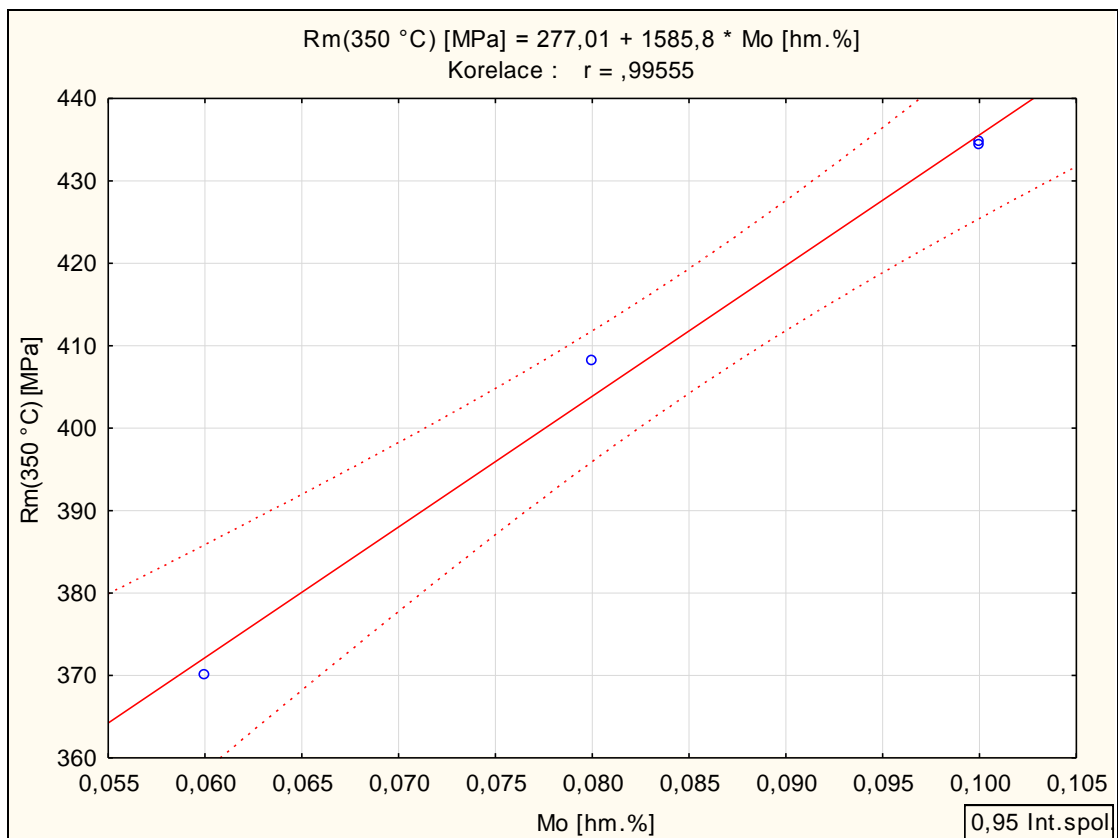
Obr. P74 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 81 (Tab. P10a).



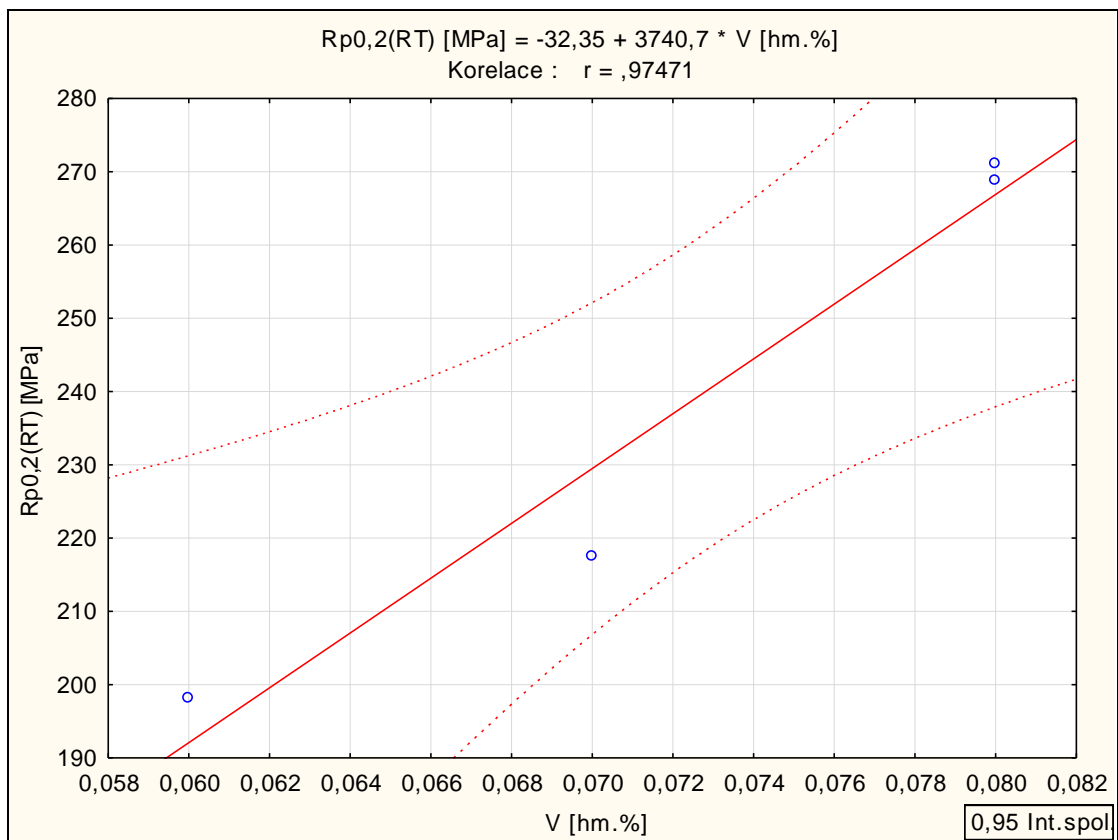
Obr. P75 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 80 (Tab. P10a).



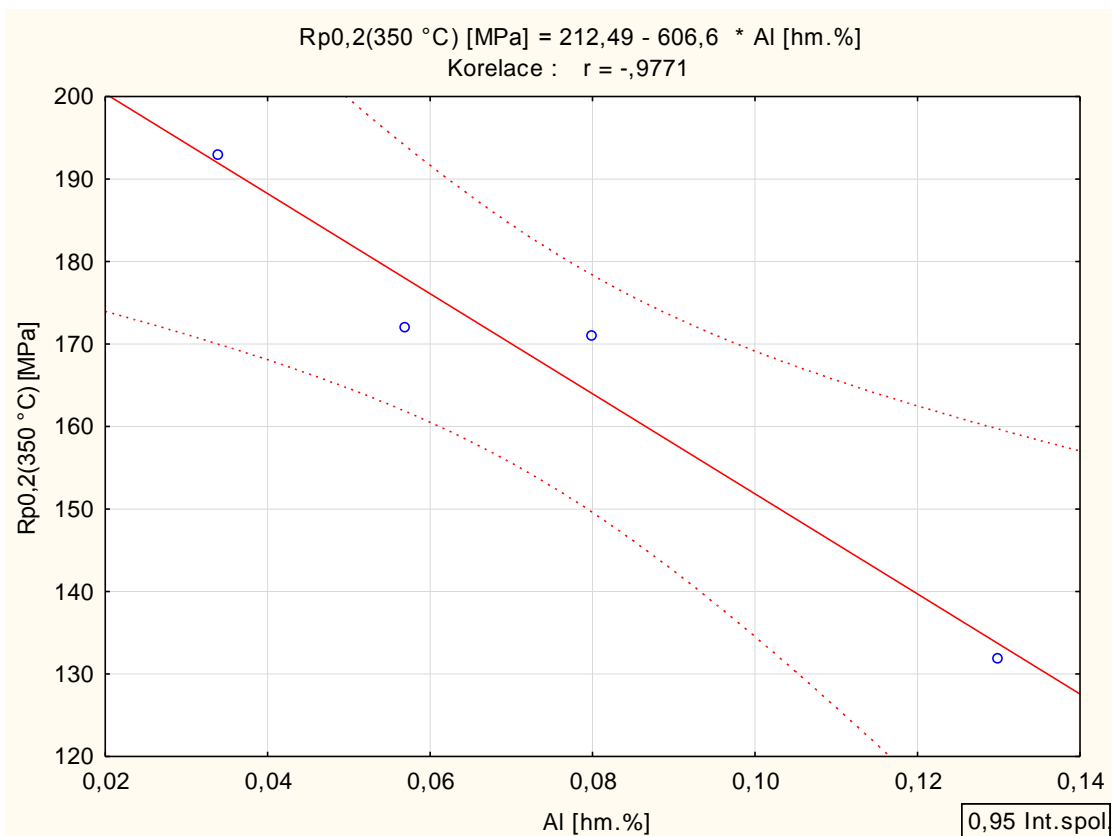
Obr. P76 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 80 (Tab. P10a).



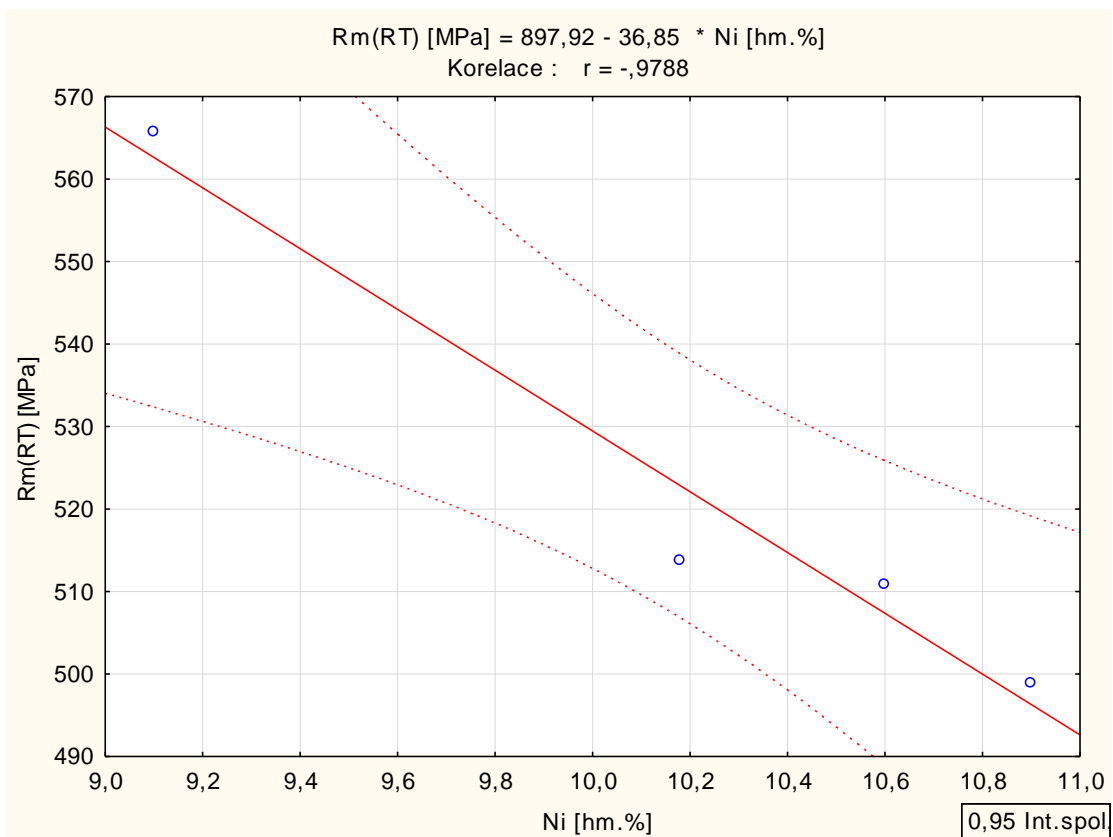
Obr. P77 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 80 (Tab. P10a).



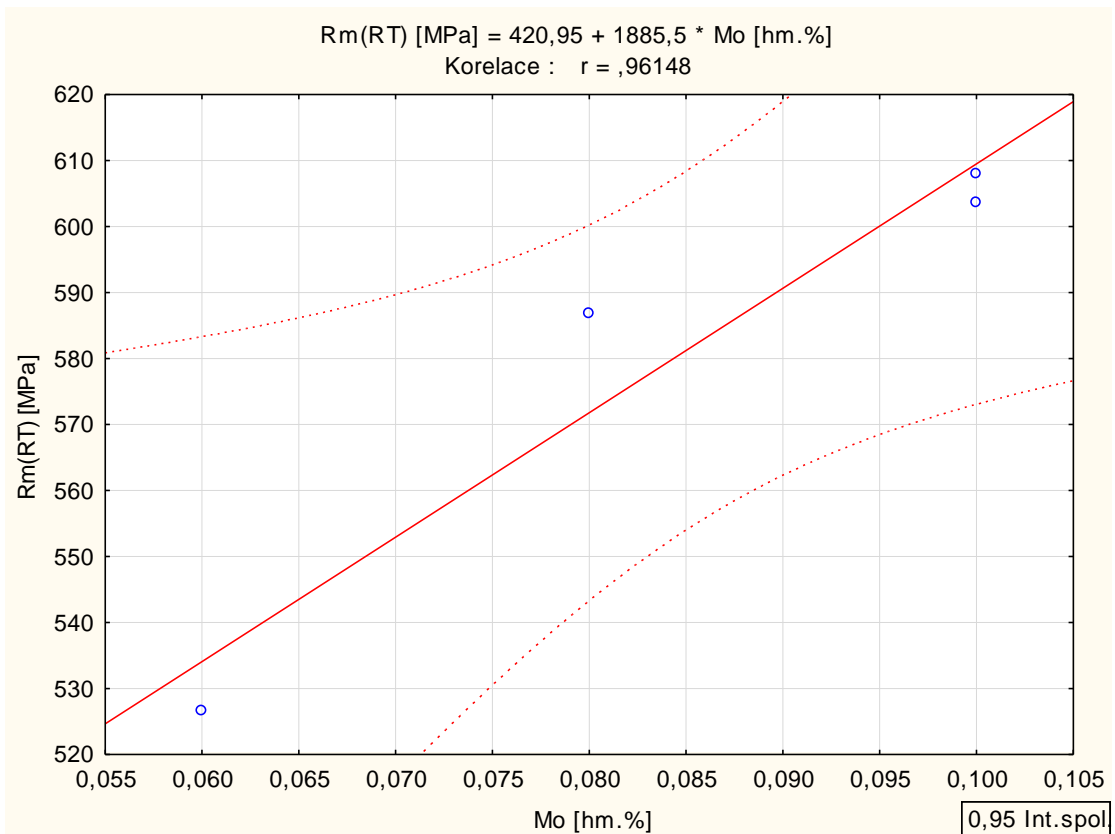
Obr. P78 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 80 (Tab. P10a).



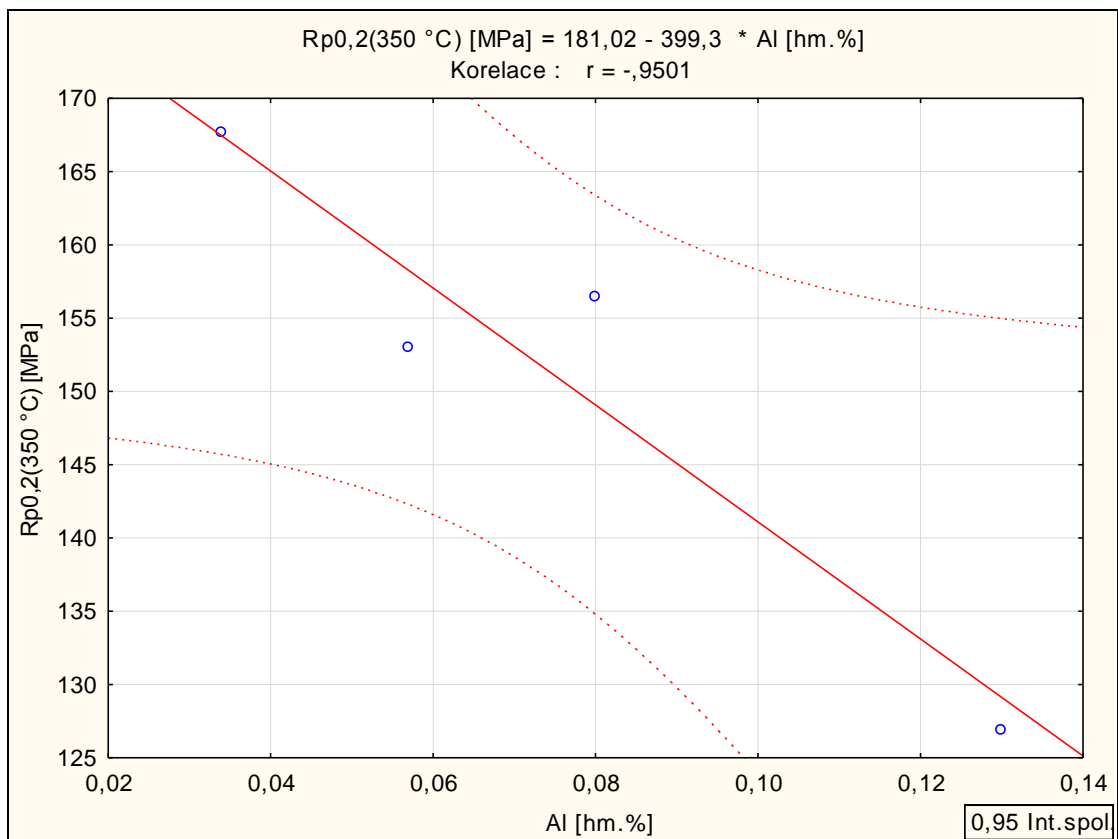
Obr. P79 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 80 (Tab. P10a).



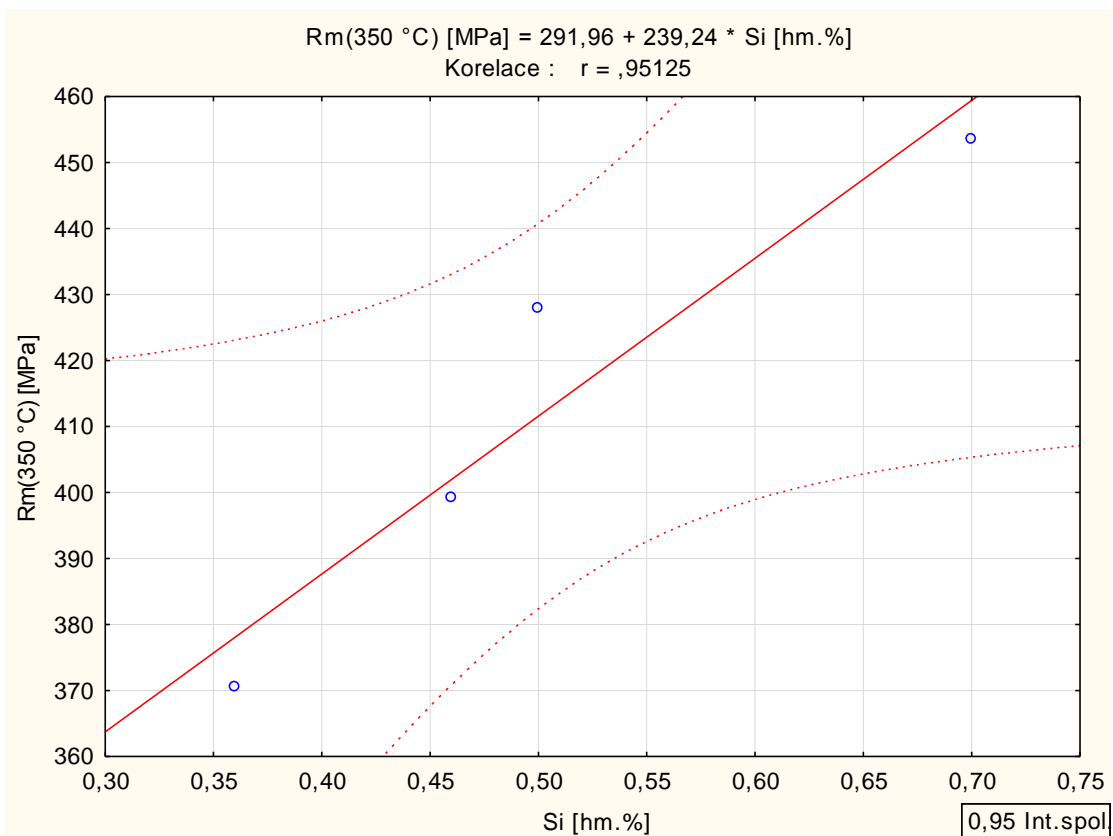
Obr. P80 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 79 (Tab. P10a).



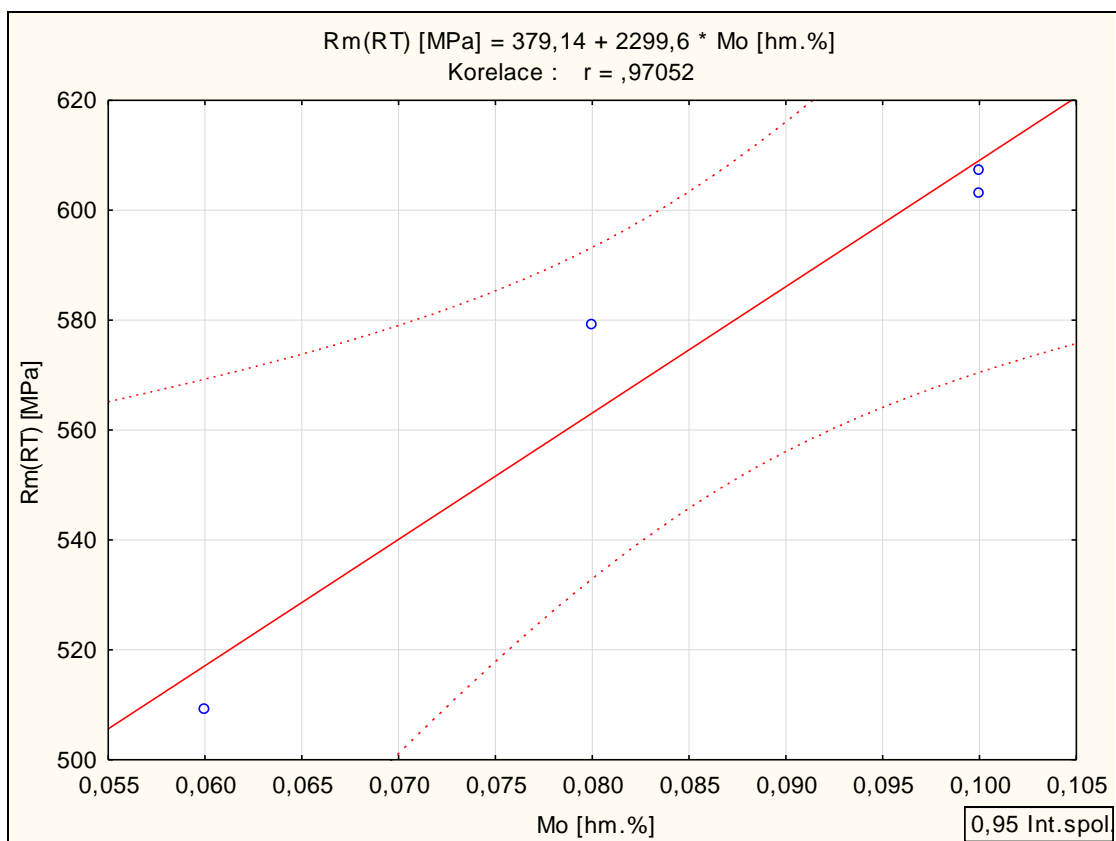
Obr. P81 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 82 (Tab. P10a).



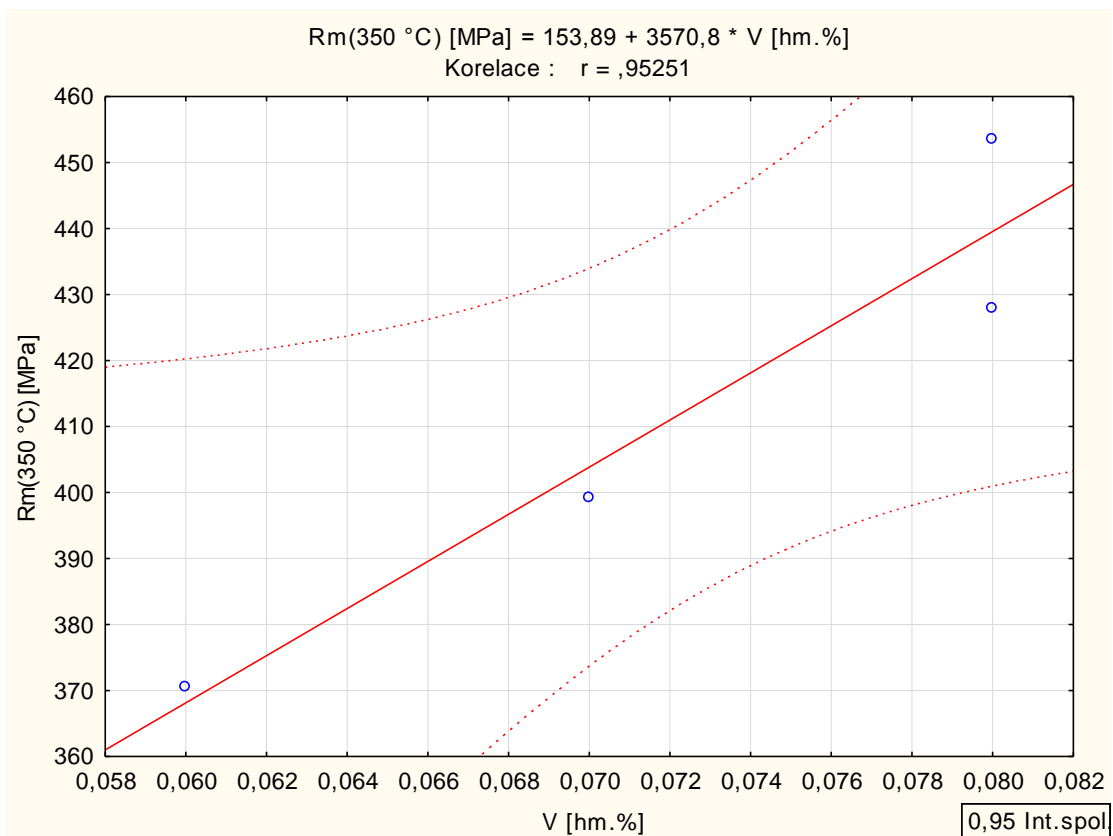
Obr. P82 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 82 (Tab. P10a).



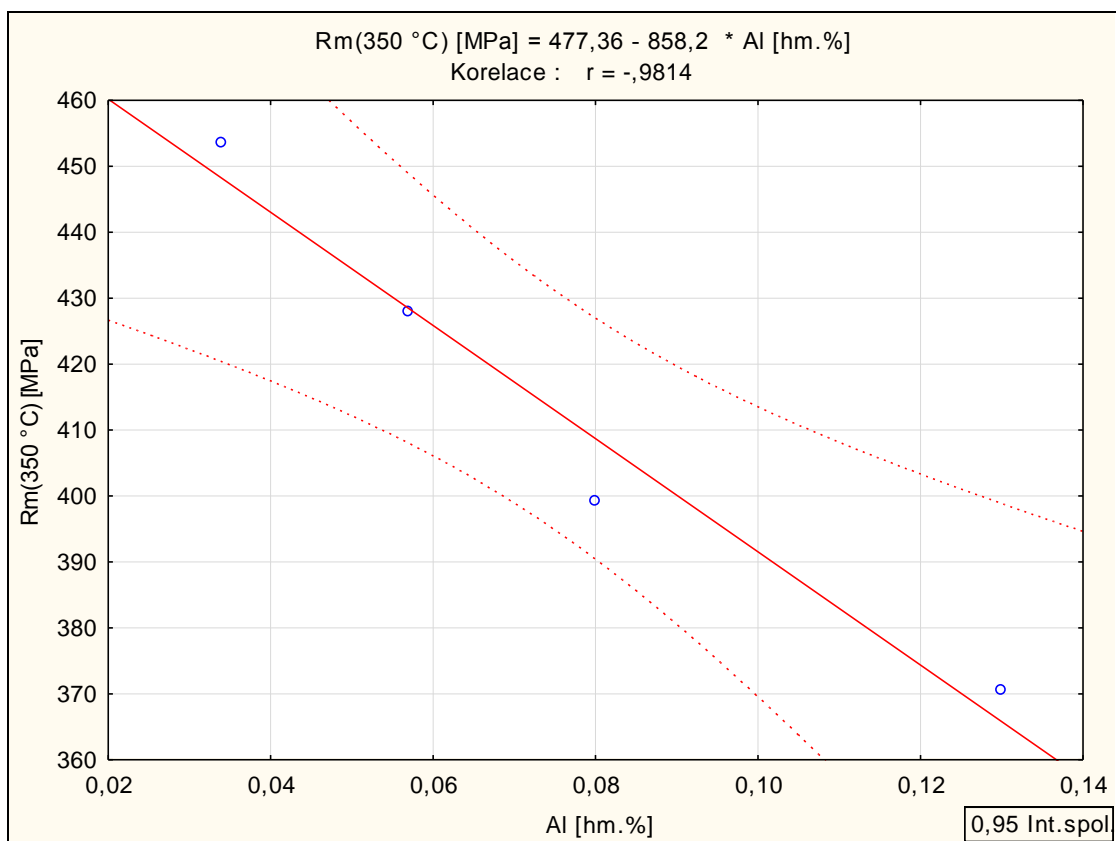
Obr. P83 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 85 (Tab. P10a).



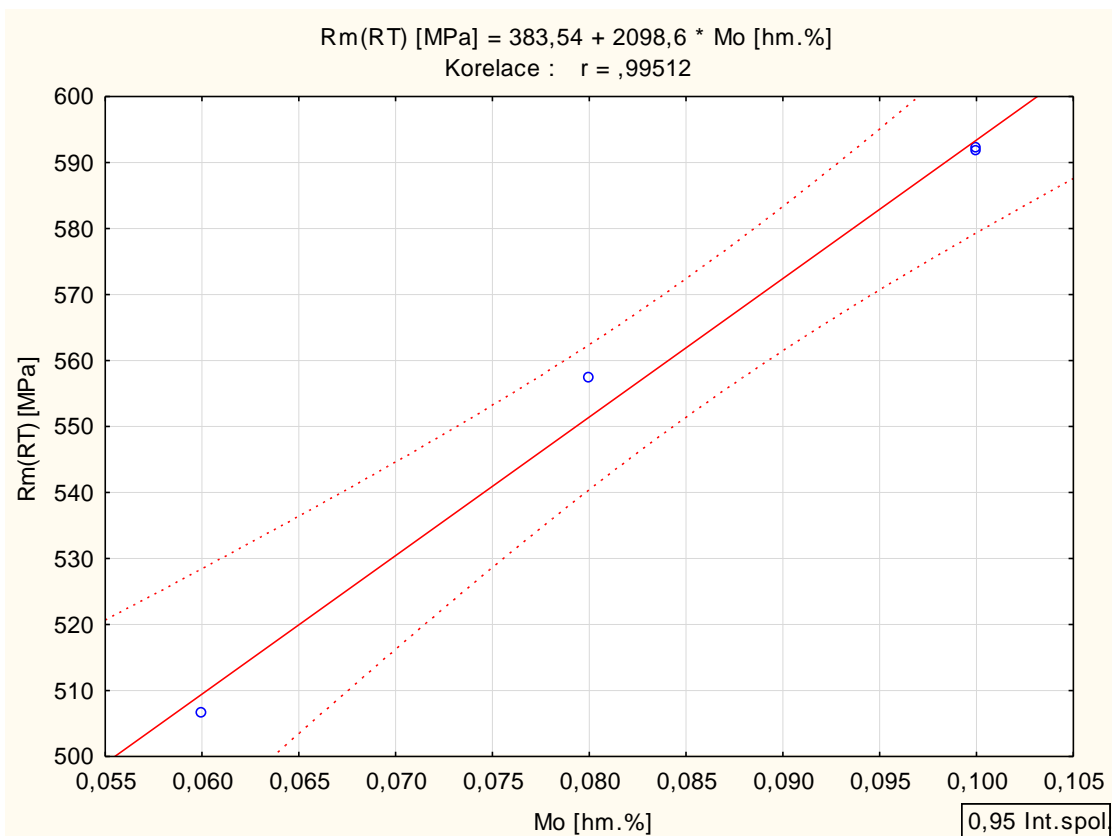
Obr. P84 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 85 (Tab. P10a).



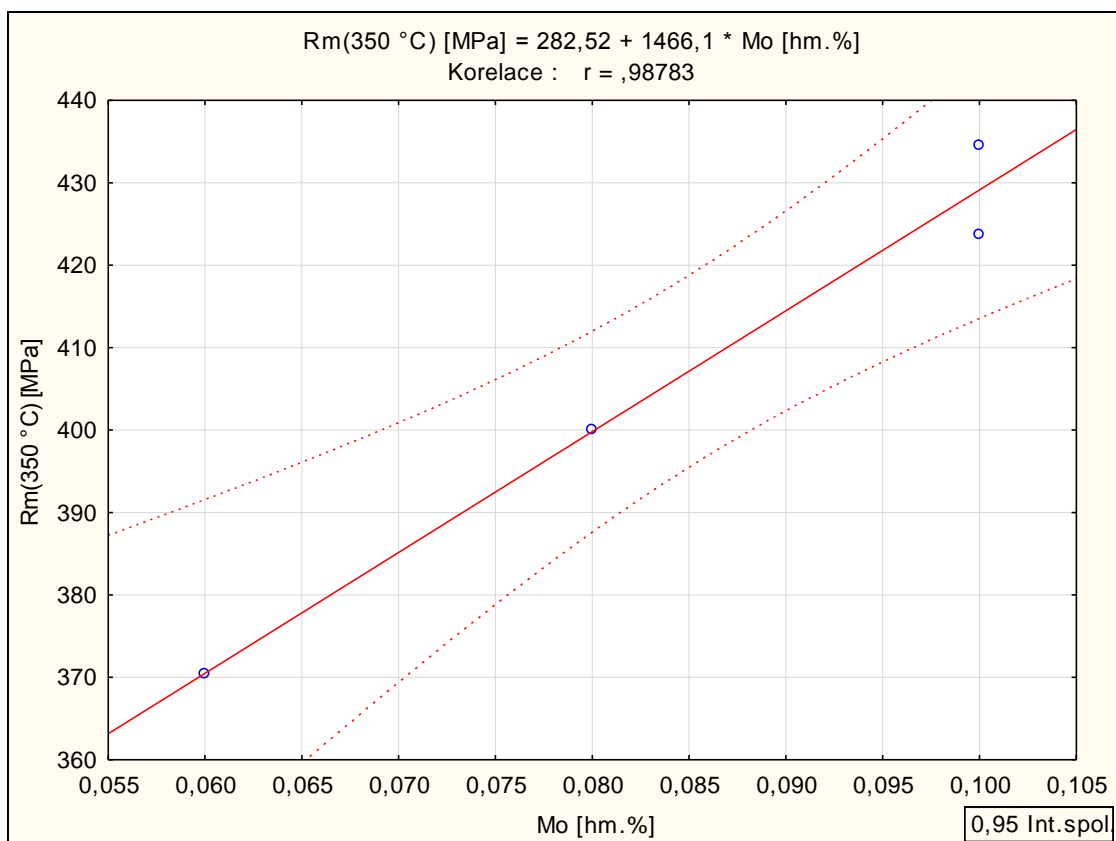
Obr. P85 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 85 (Tab. P10a).



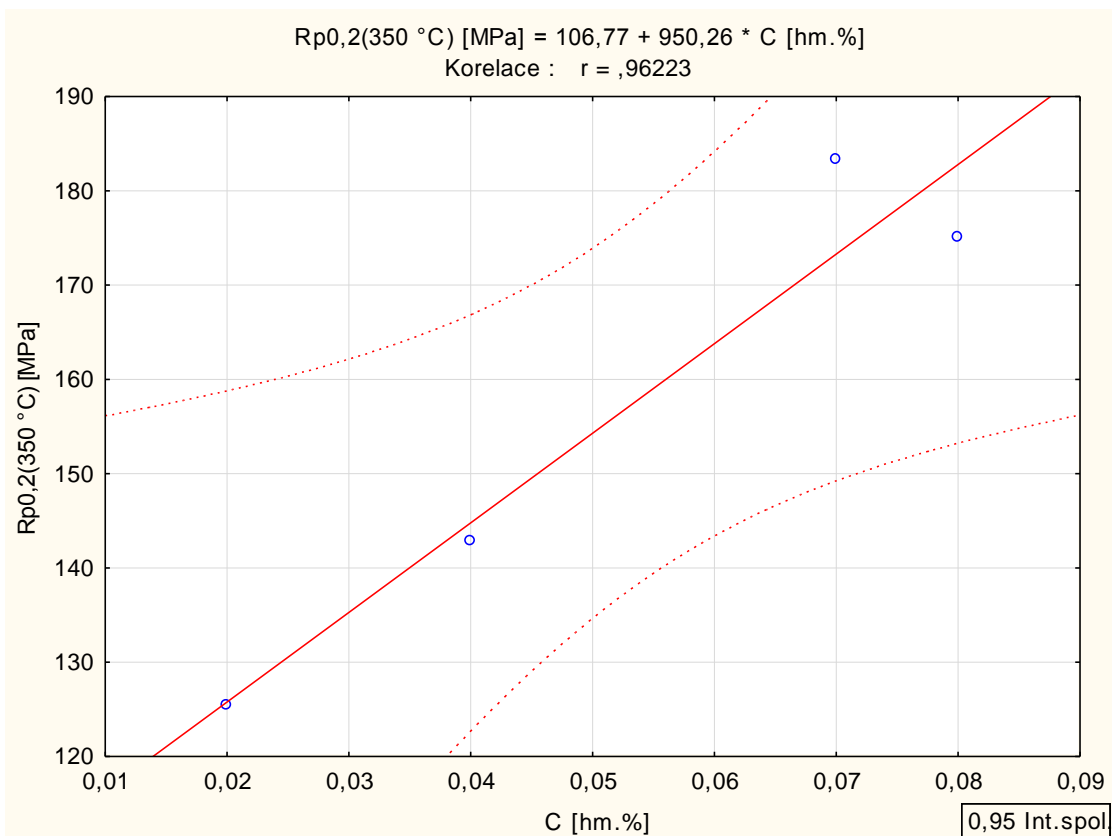
Obr. P86 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 85 (Tab. P10a).



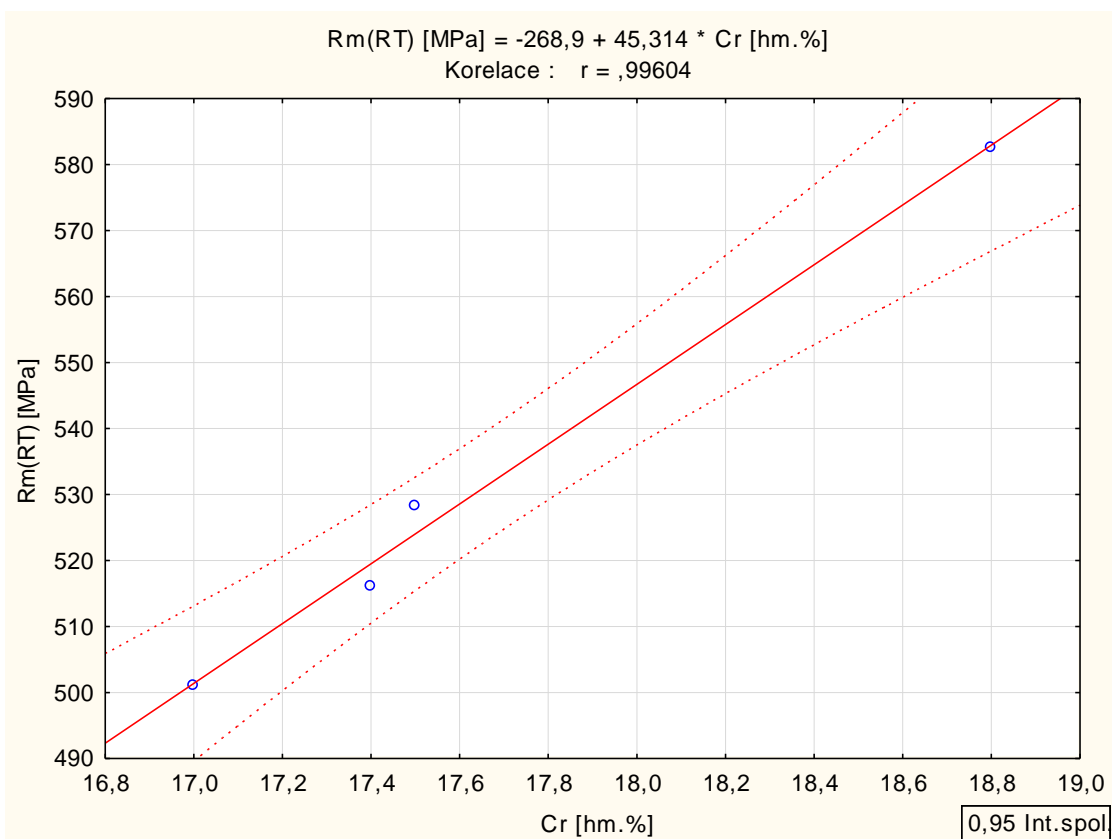
Obr. P87 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 84 (Tab. P10a).



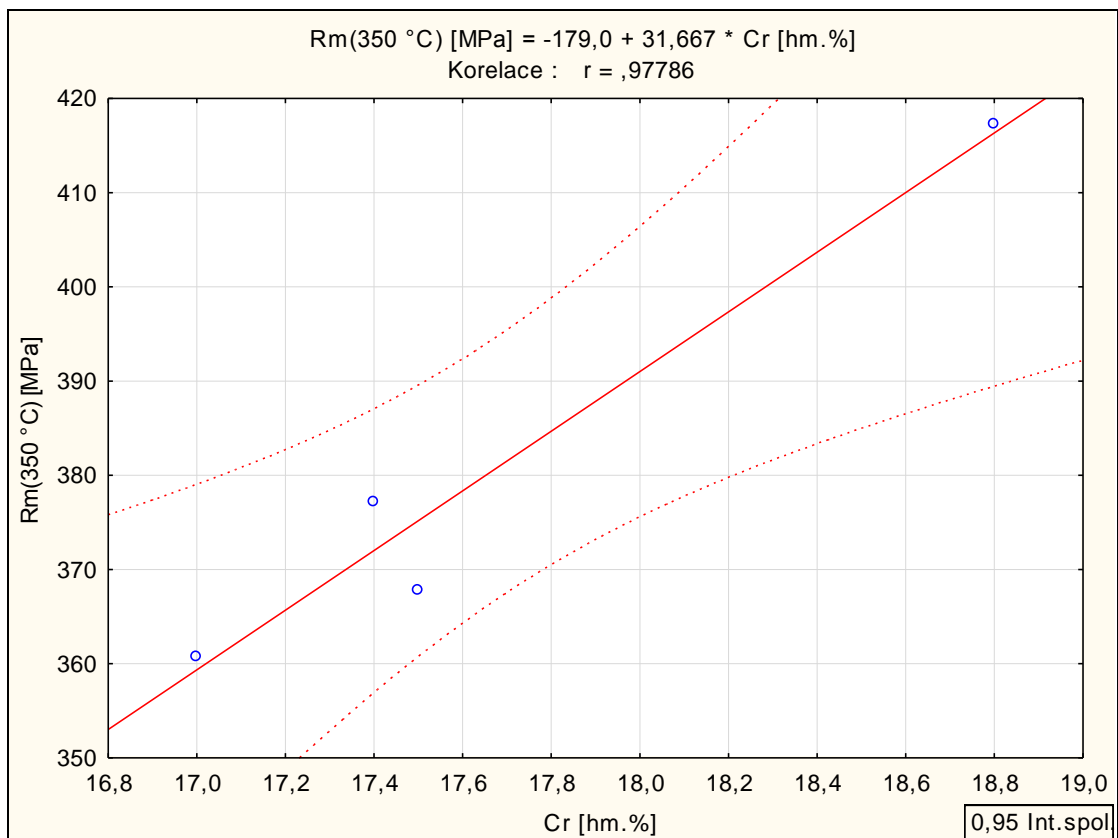
Obr. P88 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 84 (Tab. P10a).



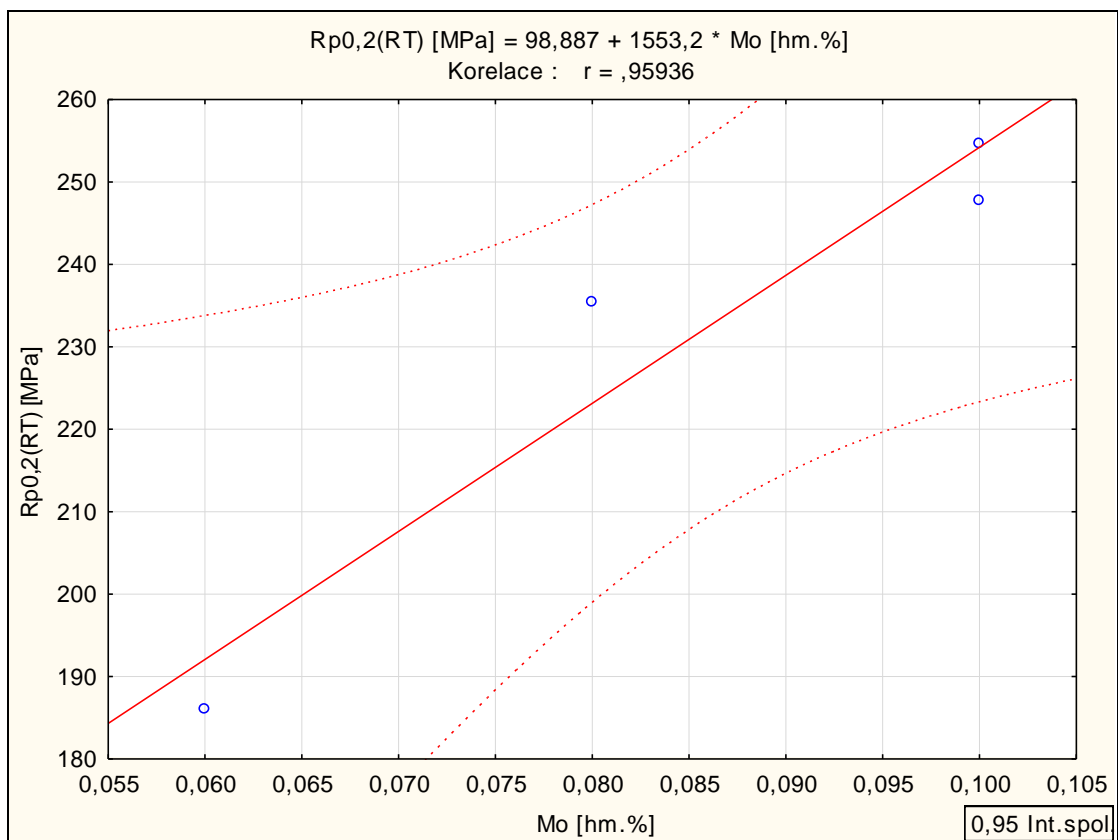
Obr. P89 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 83 (Tab. P10a).



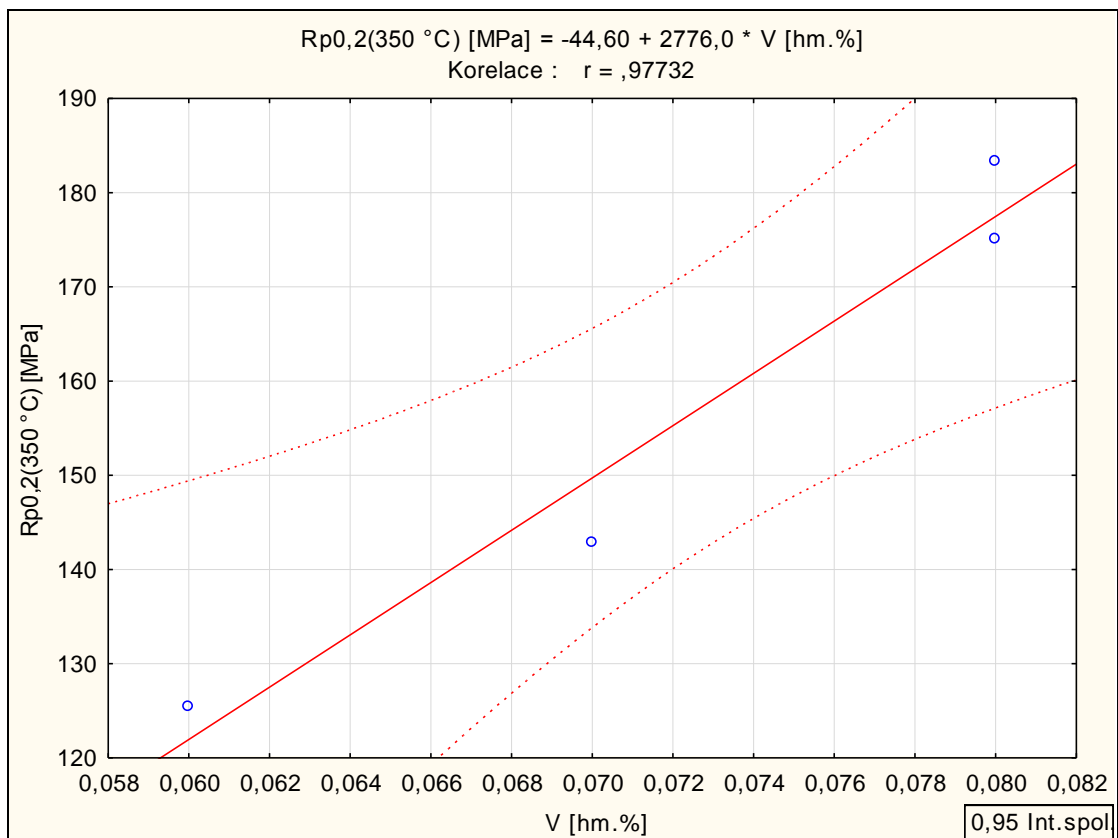
Obr. P90 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 83 (Tab. P10a).



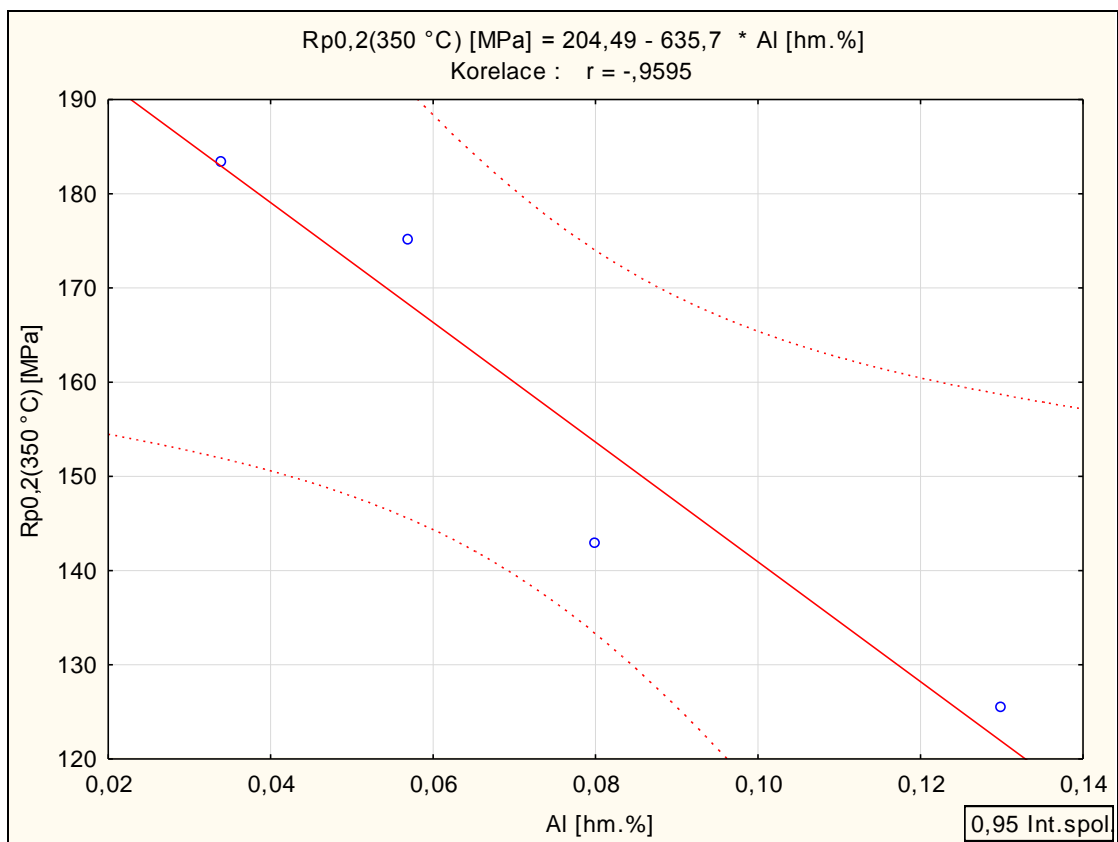
Obr. P91 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 83 (Tab. P10a).



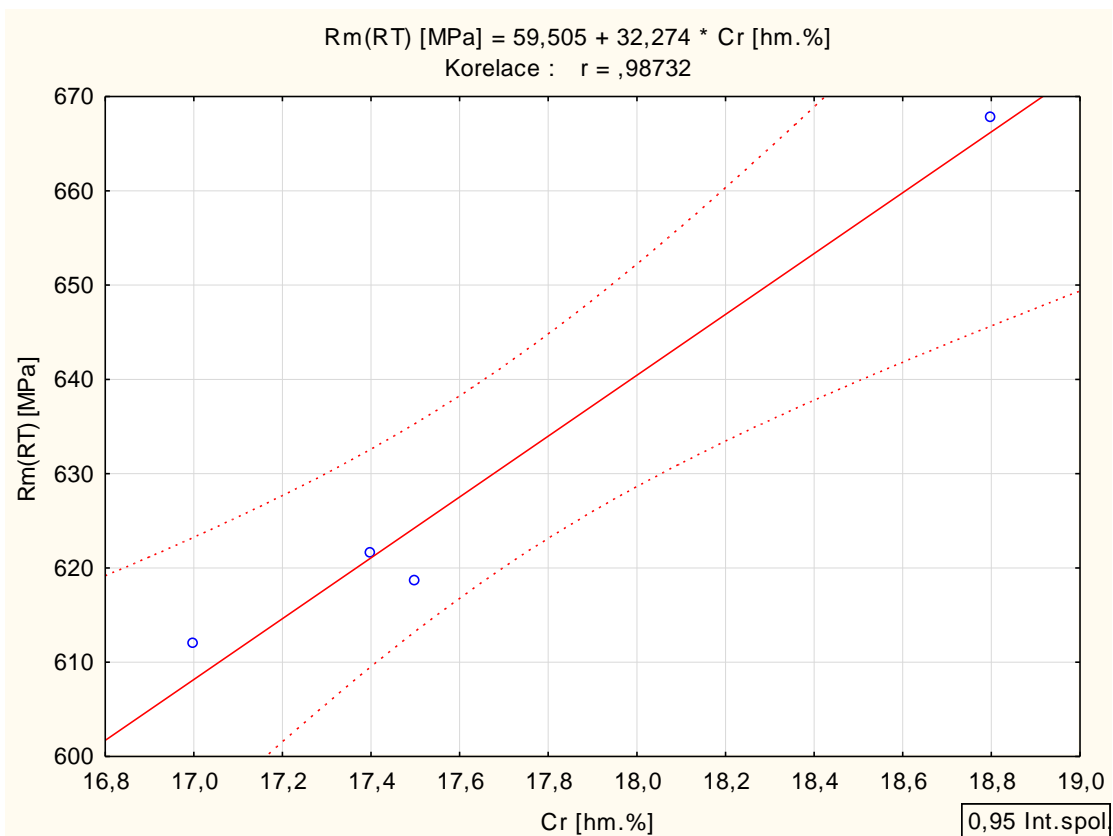
Obr. P92 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 83 (Tab. P10a).



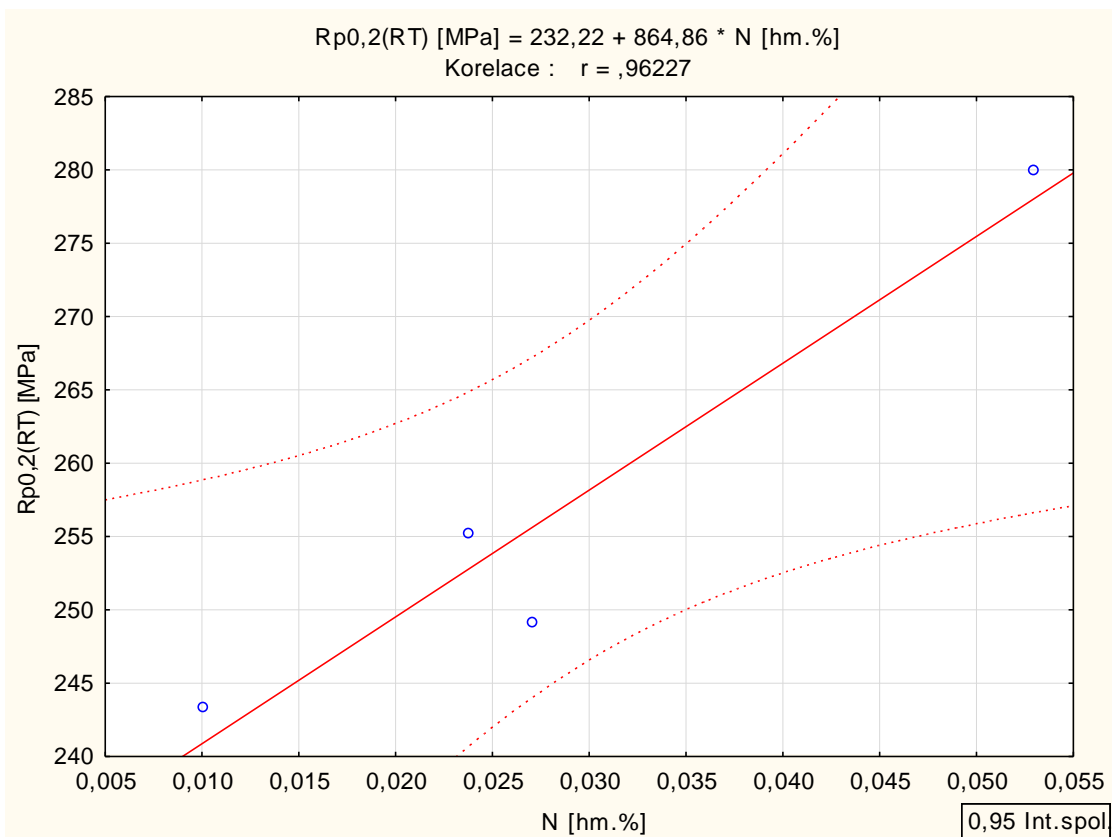
Obr. P93 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 83 (Tab. P10a).



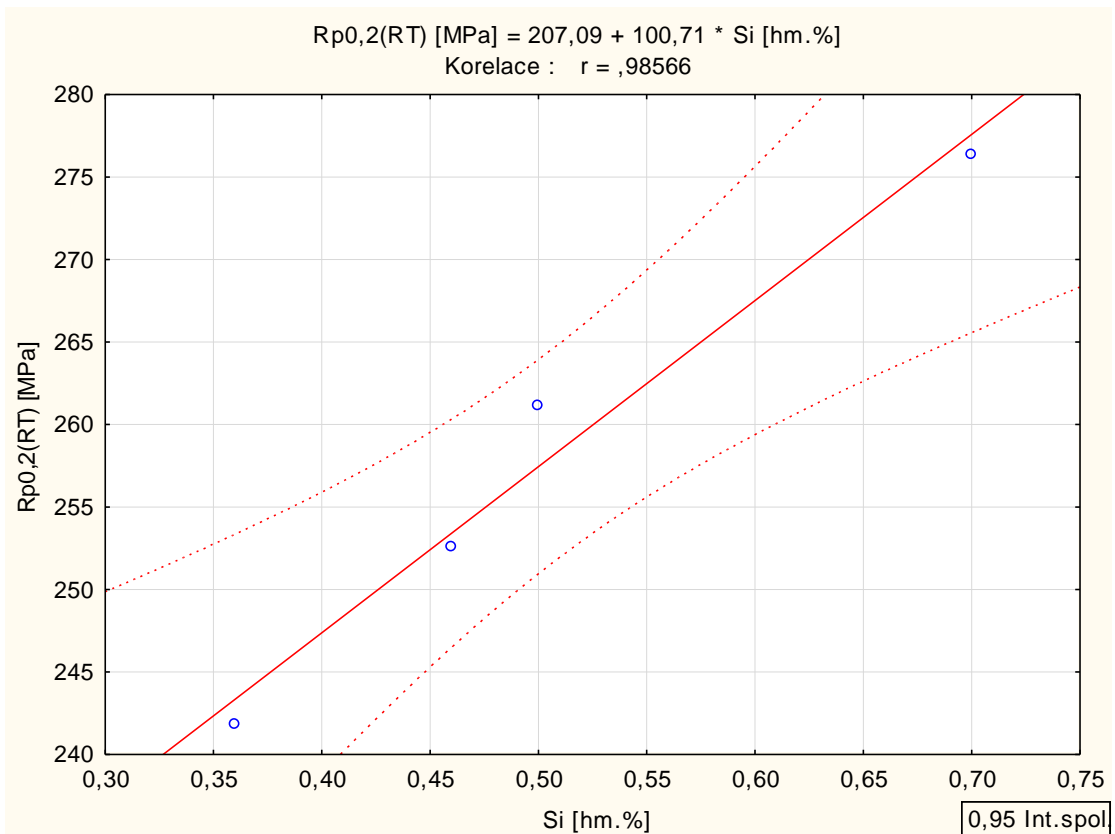
Obr. P94 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 83 (Tab. P10a).



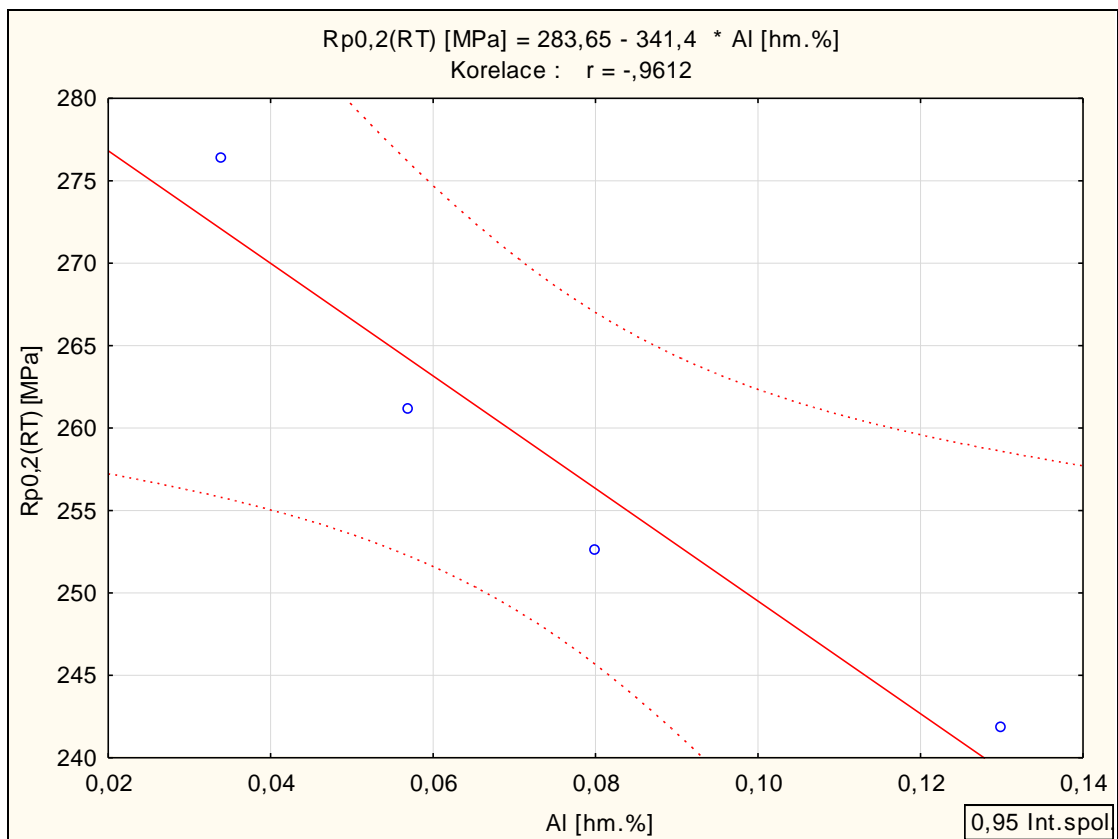
Obr. P95 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 88 (Tab. P10a).



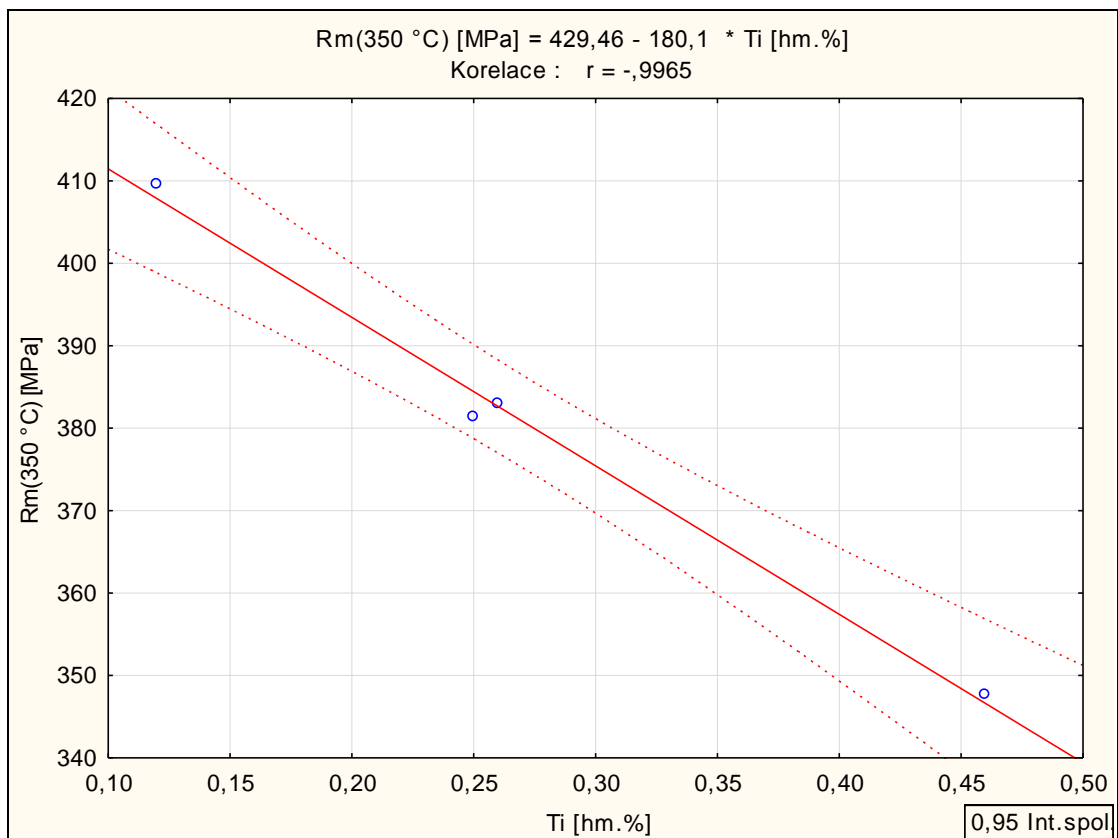
Obr. P96 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 87 (Tab. P10a).



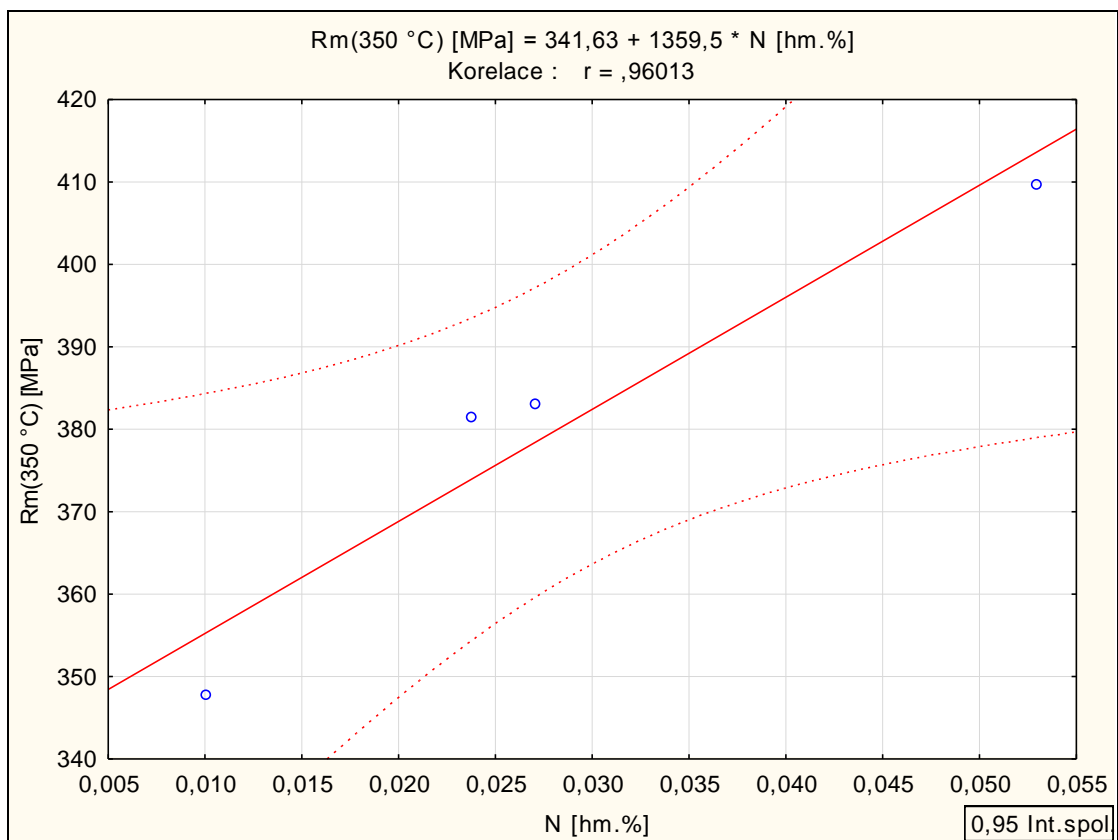
Obr. P97 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 86 (Tab. P10a).



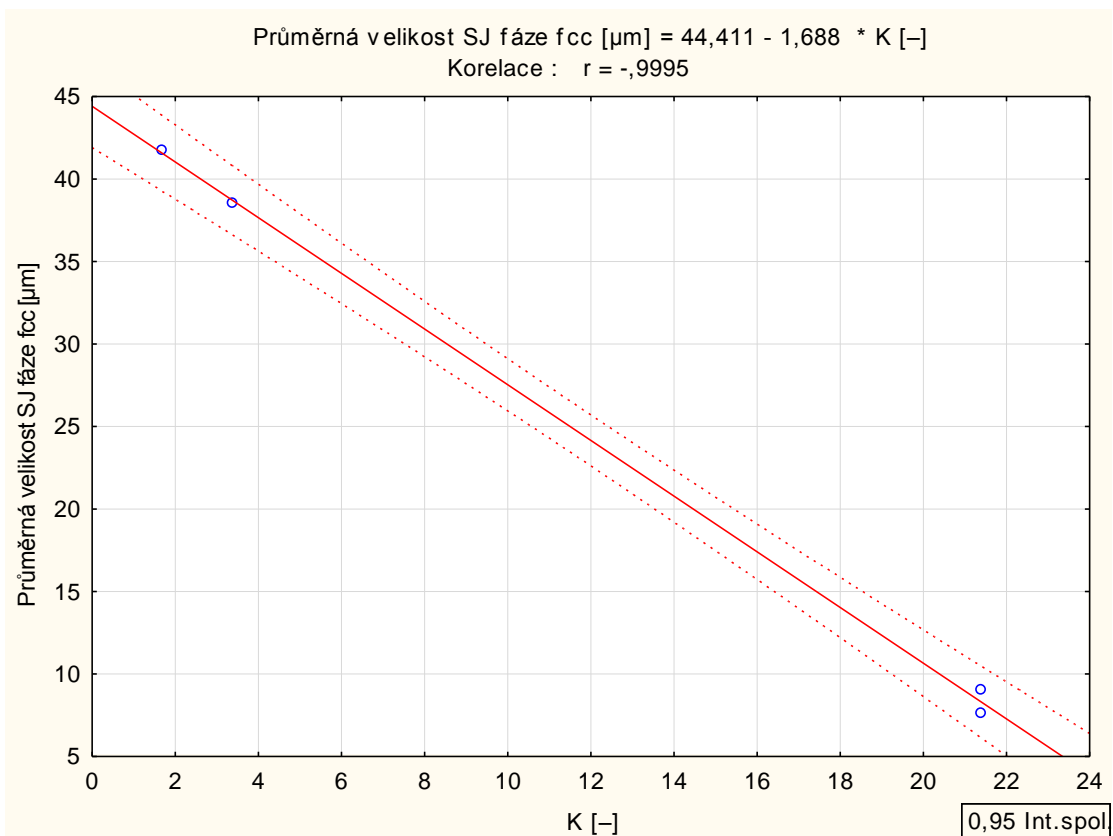
Obr. P98 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 86 (Tab. P10a).



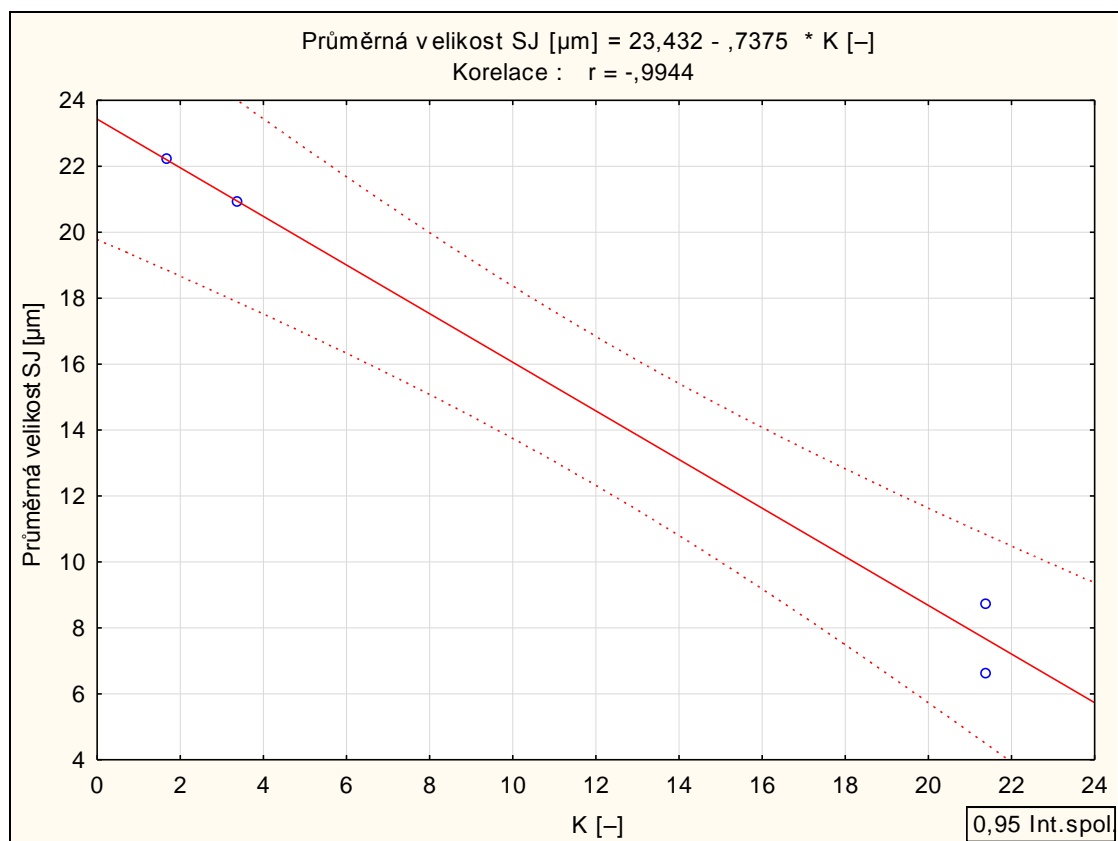
Obr. P99 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 86 (Tab. P10a).



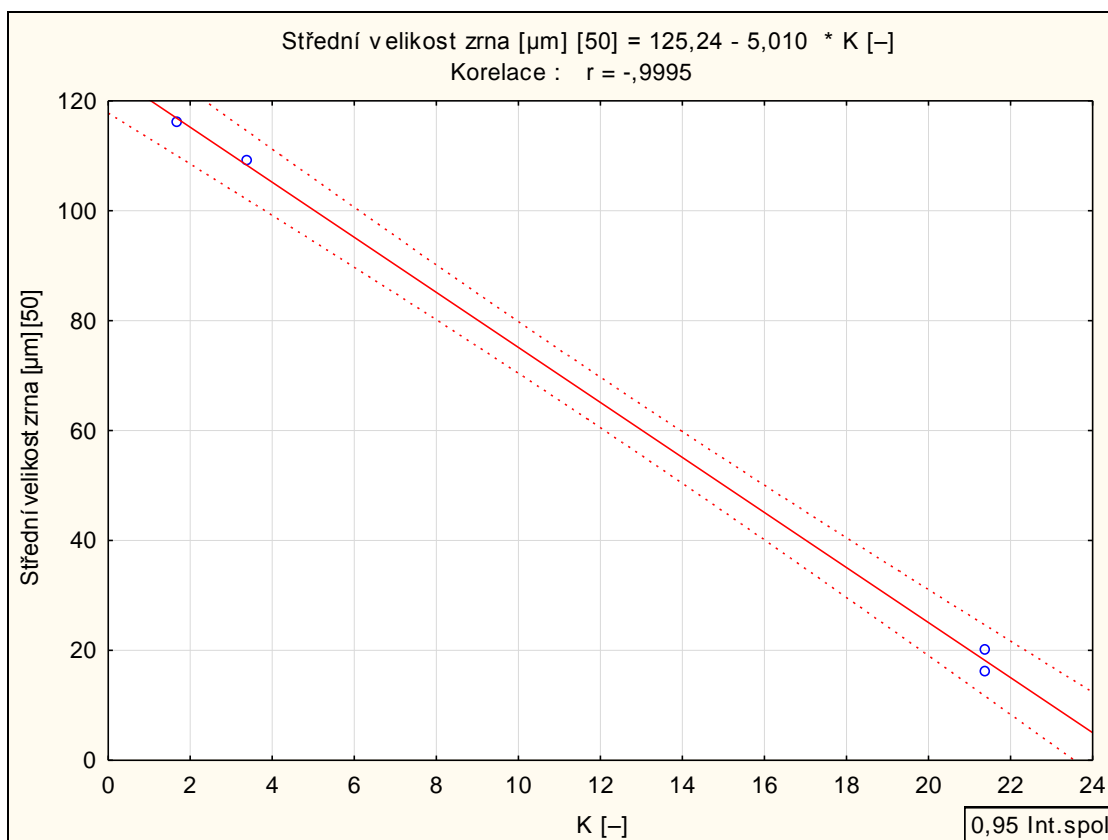
Obr. P100 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 86 (Tab. P10a).



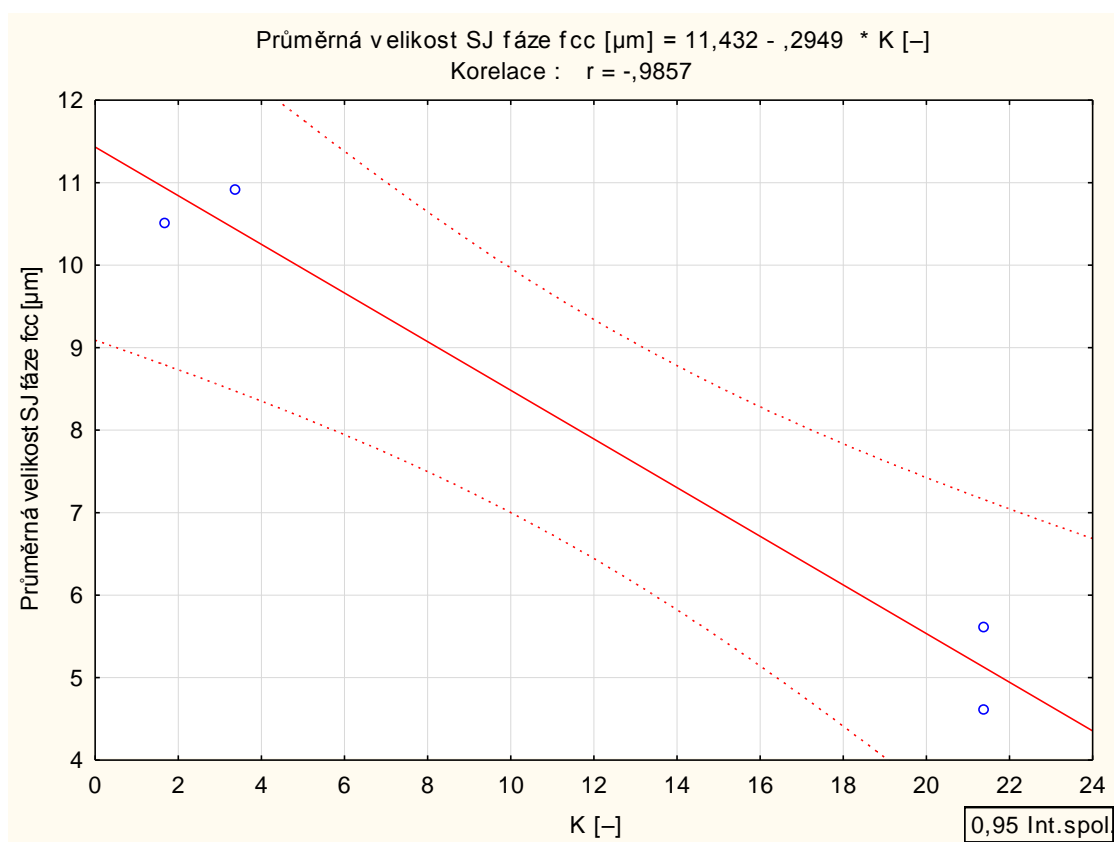
Obr. P101 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 131 (Tab. P11).



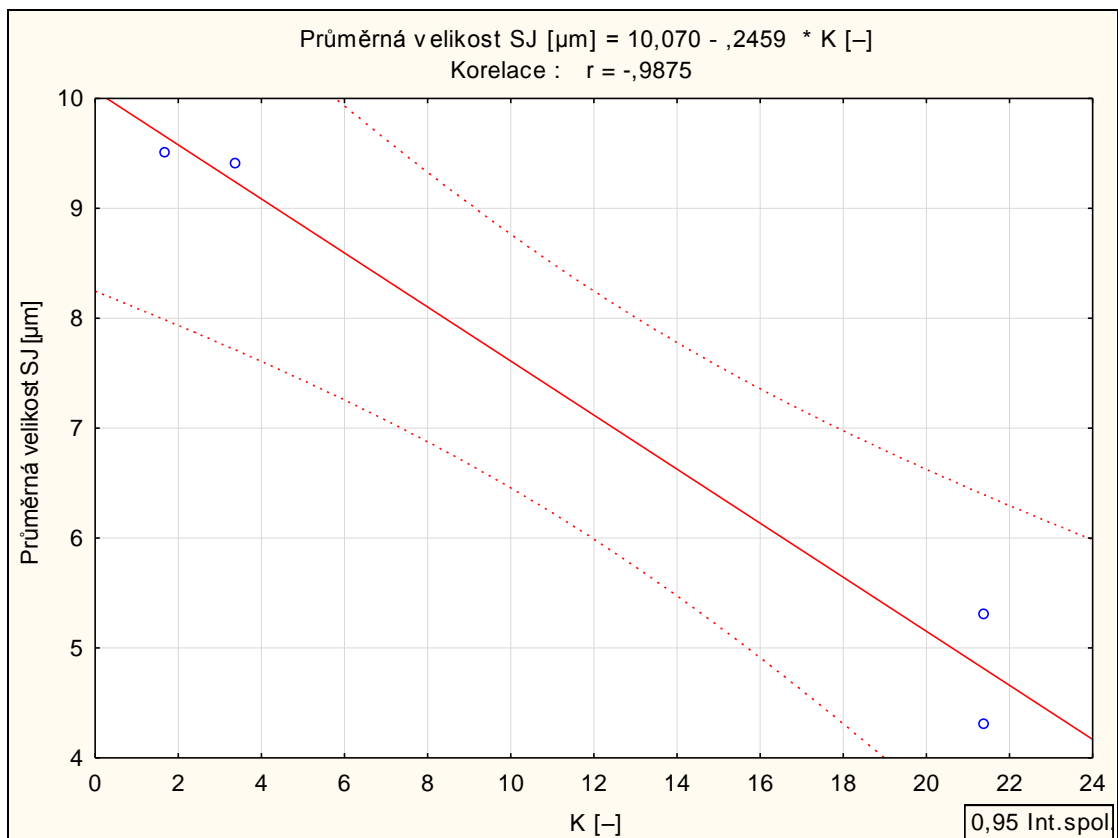
Obr. P102 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 131 (Tab. P11).



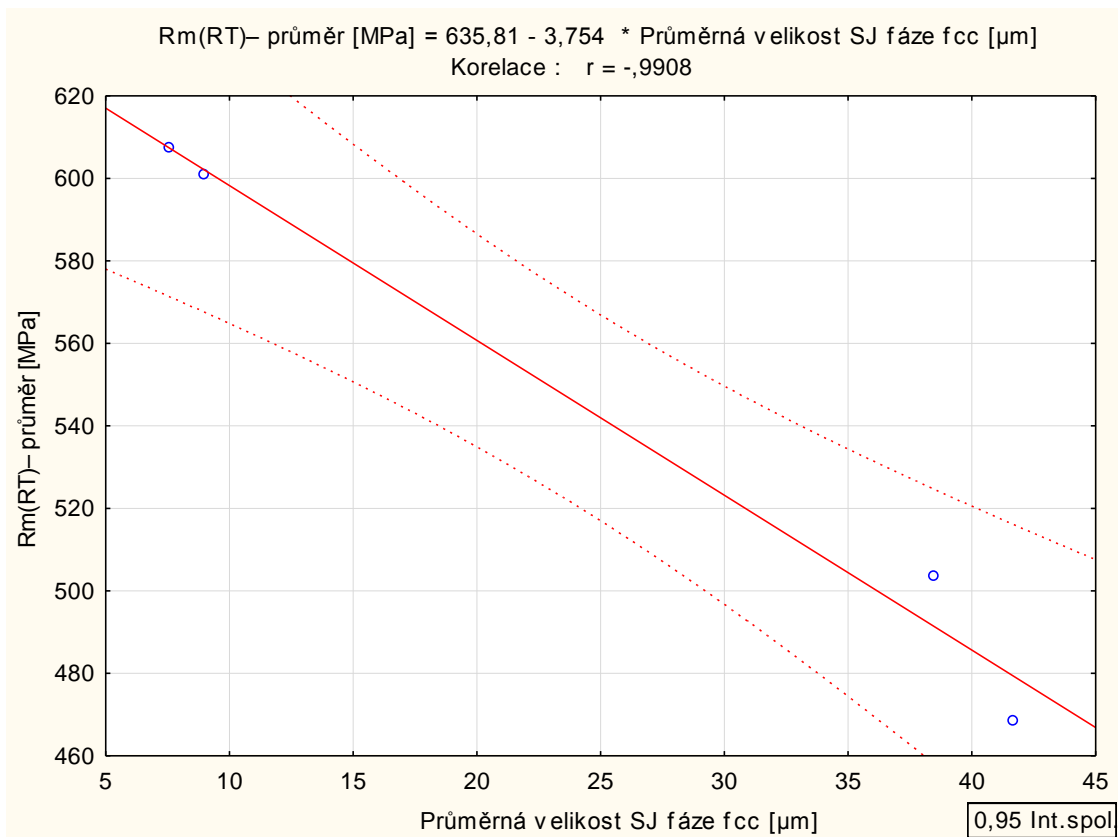
Obr. P103 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 131 (Tab. P11).



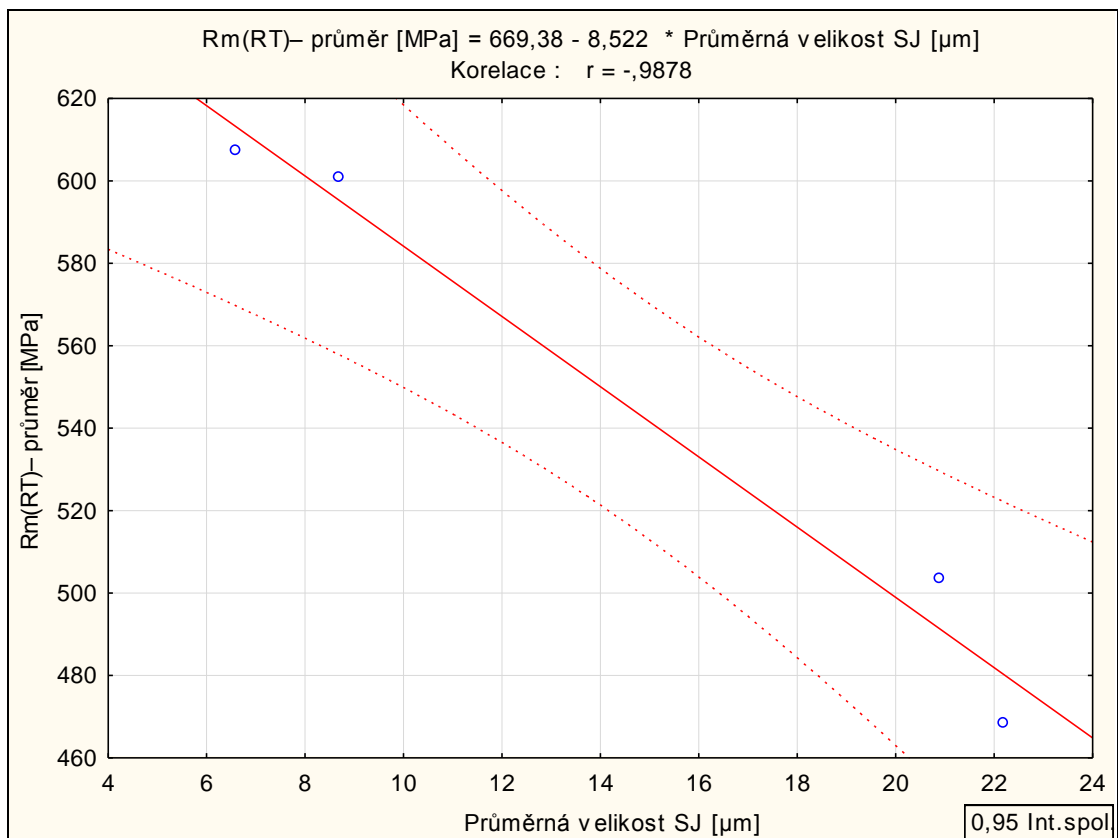
Obr. P104 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 131 (Tab. P11).



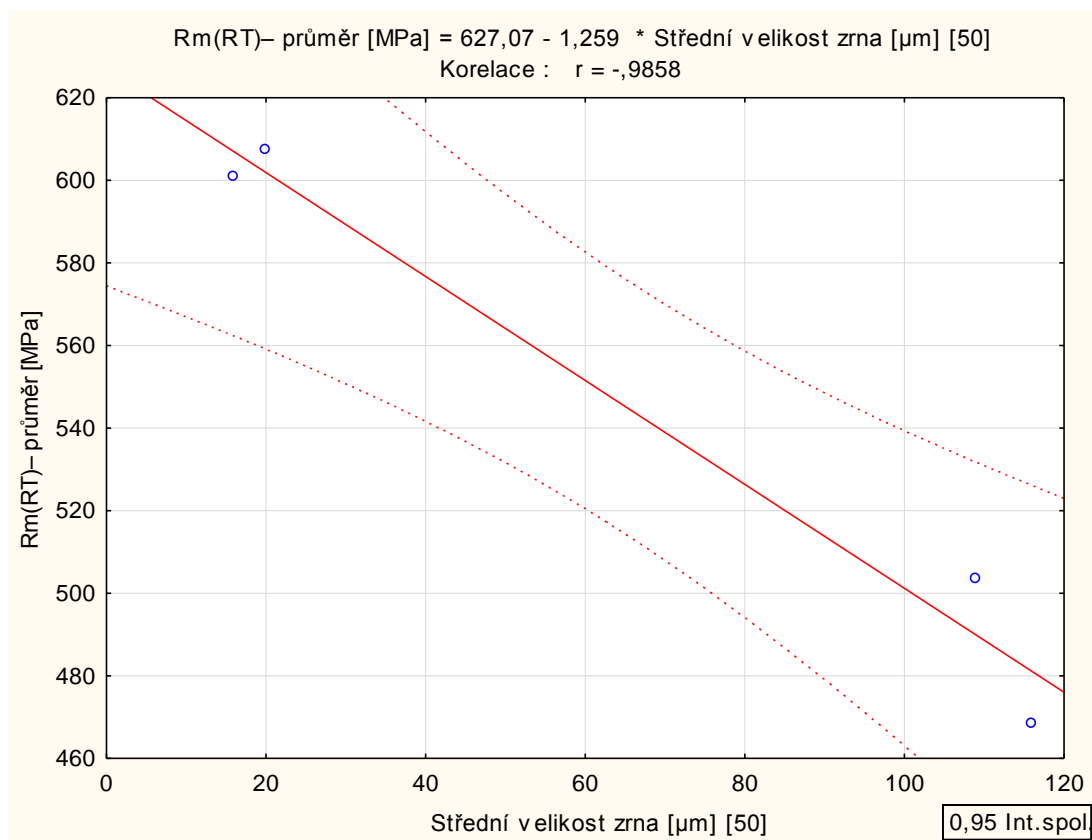
Obr. P105 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 131 (Tab. P11).



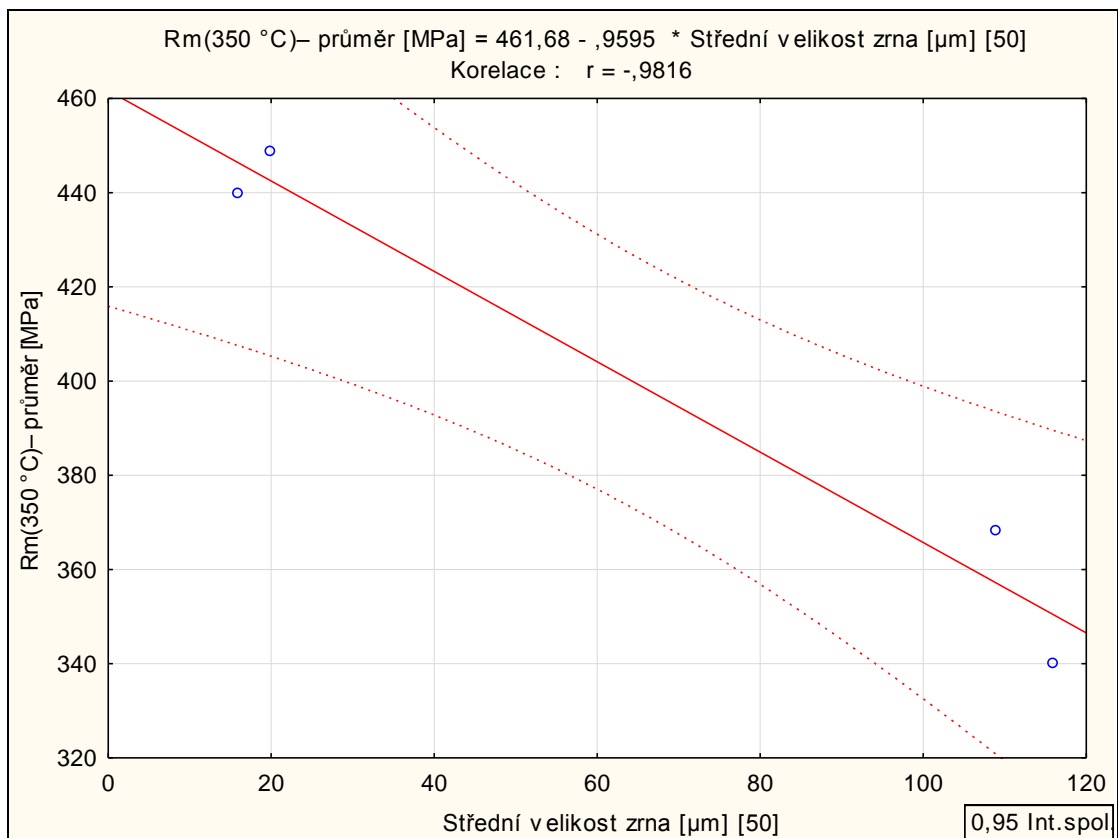
Obr. P106 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 131 (Tab. P12).



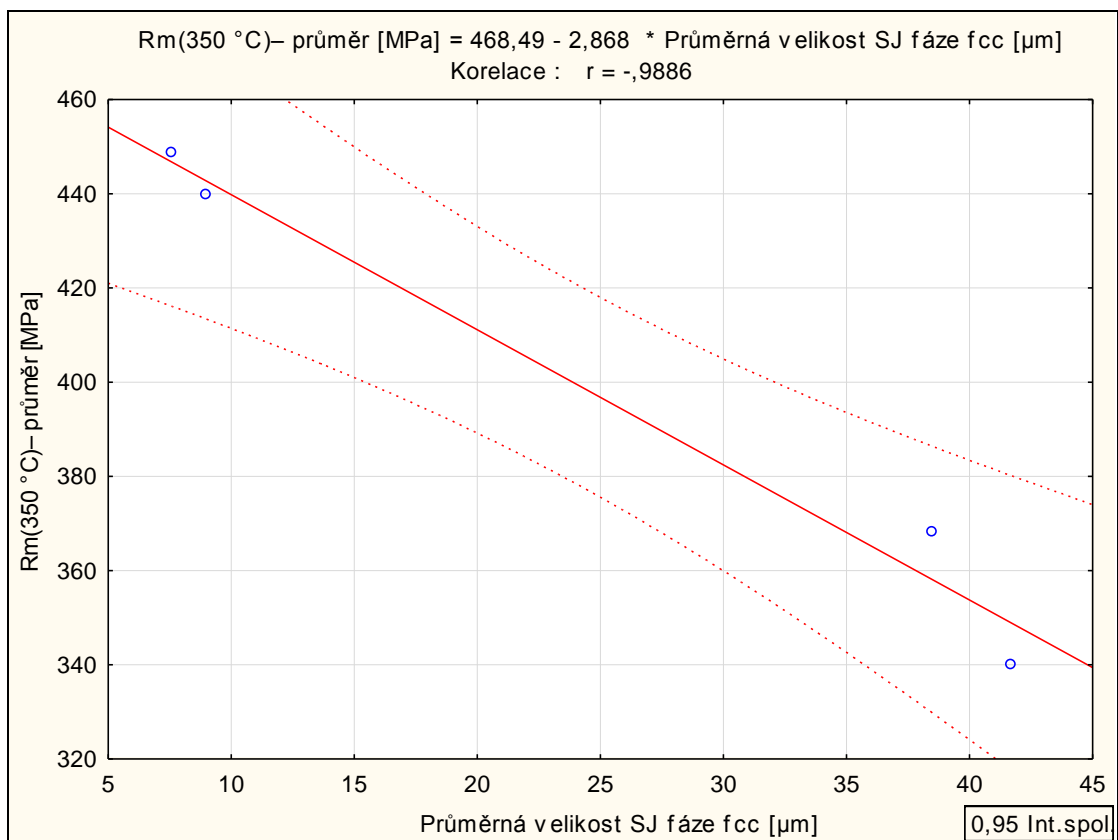
Obr. P107 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 131 (Tab. P12).



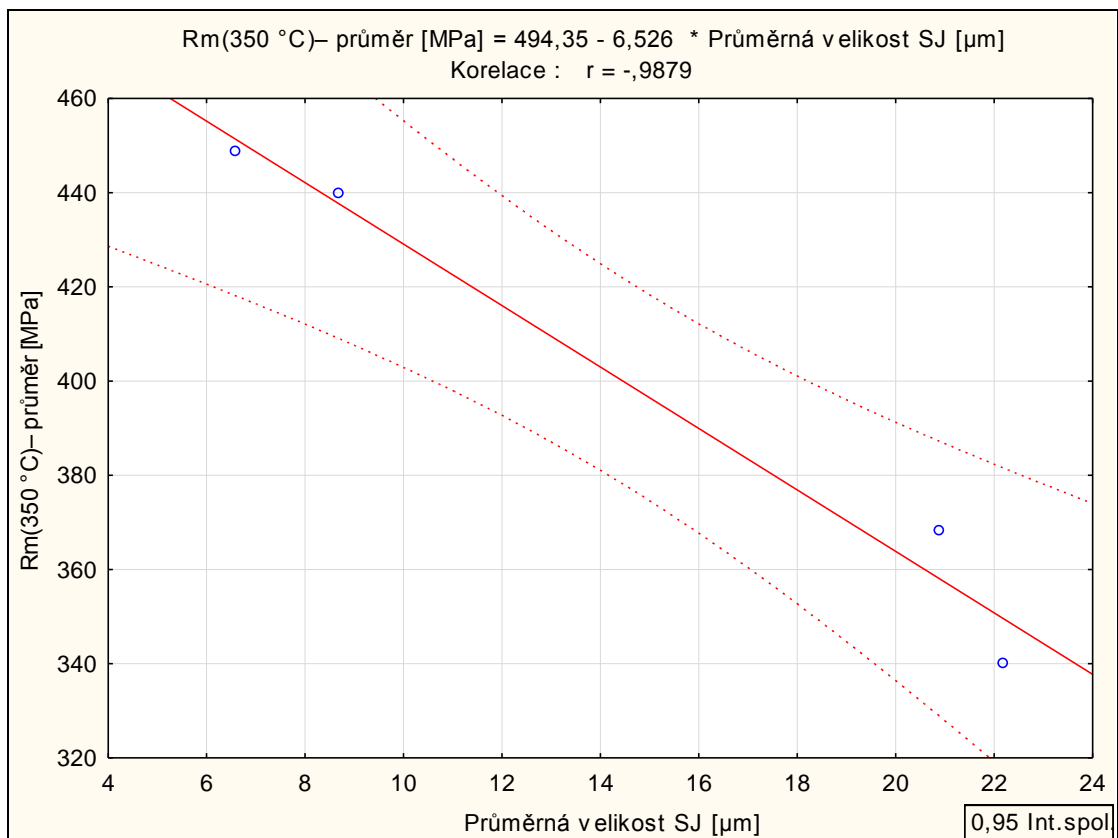
Obr. P108 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 131 (Tab. P12).



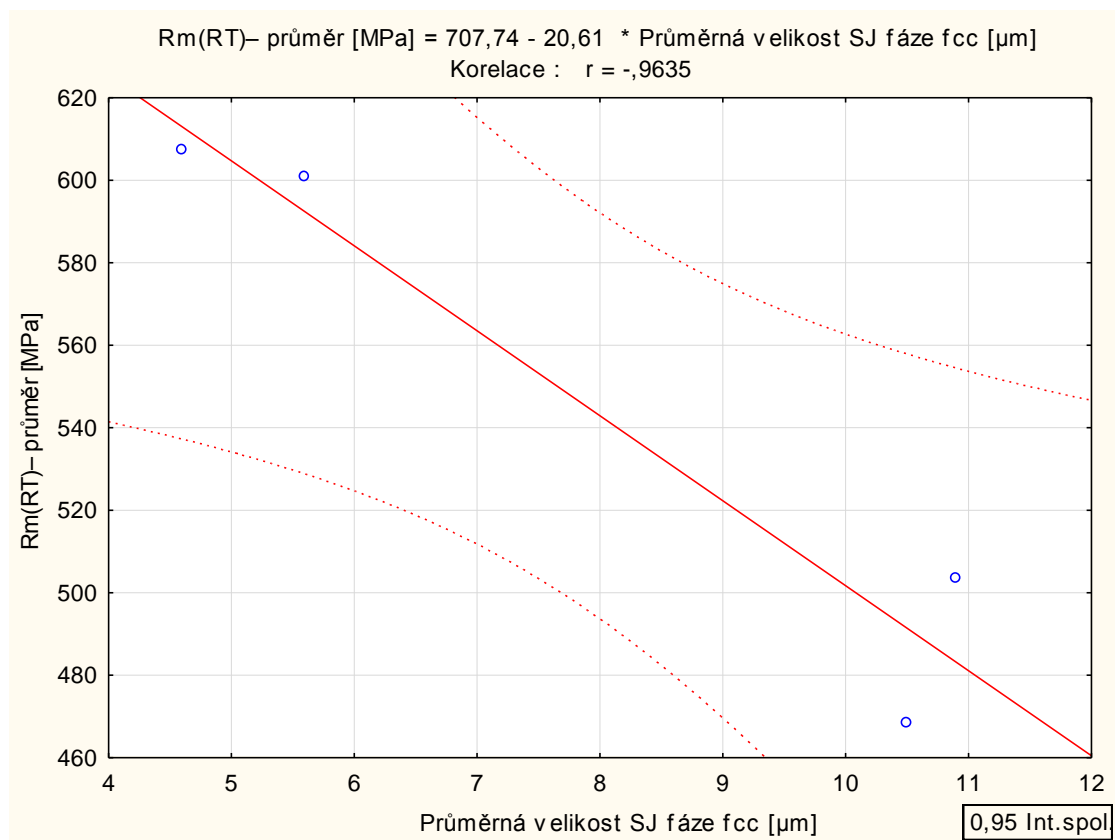
Obr. P109 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 131 (Tab. P12).



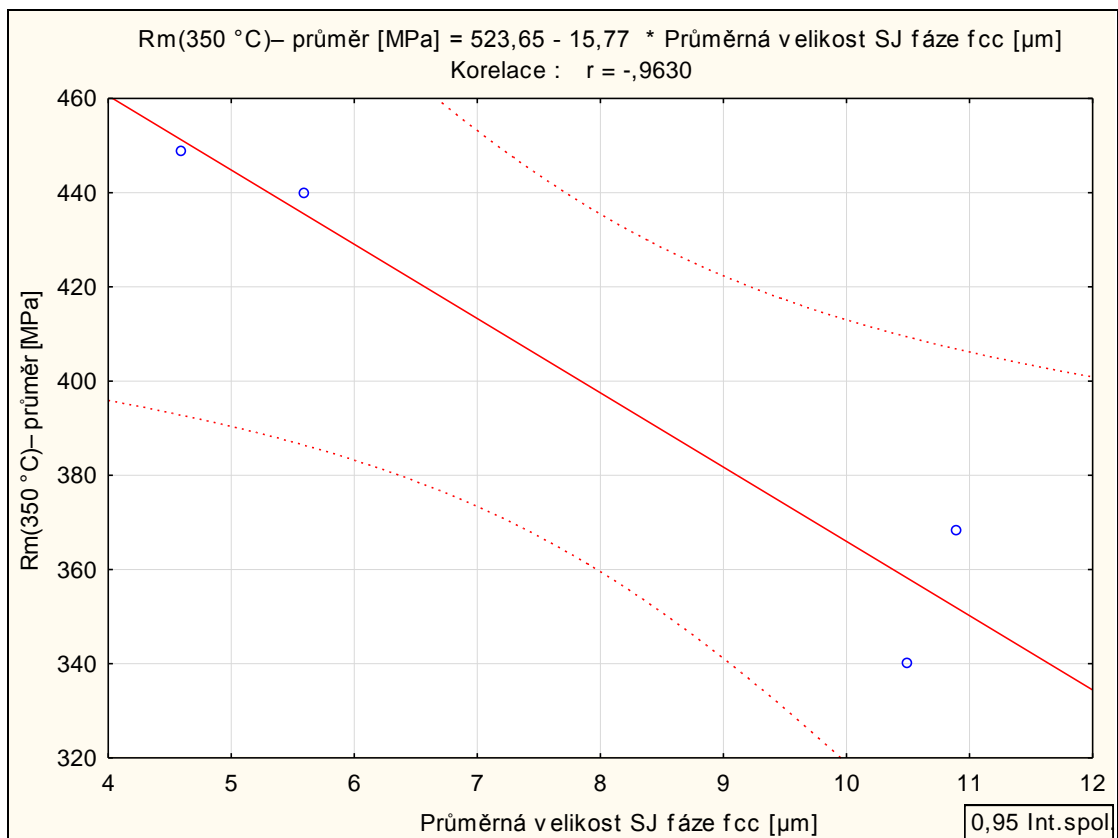
Obr. P110 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 131 (Tab. P12).



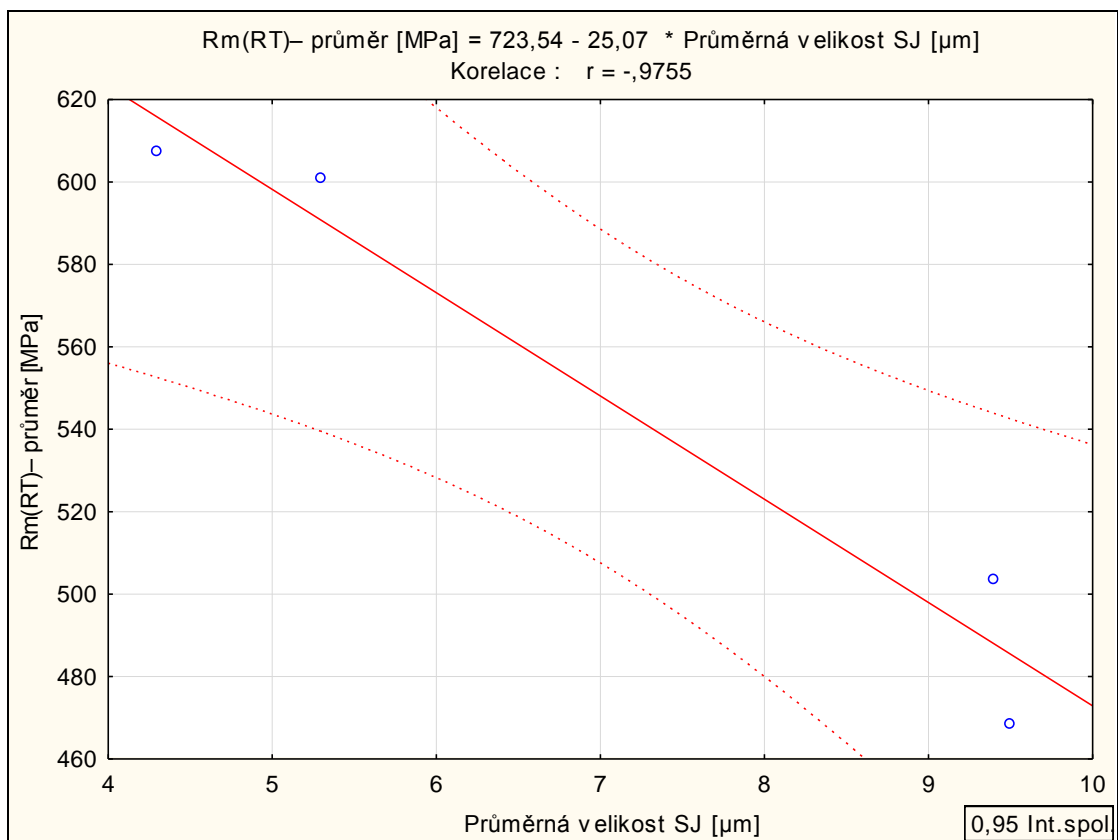
Obr. P111 Statisticky v\u00fdznamn\u00e1 line\u00e1rn\u00ed z\u00e1vislosti zji\u0161t\u011bn\u00e1 ve statistick\u00e9m souboru \u010d. 131 (Tab. P12).



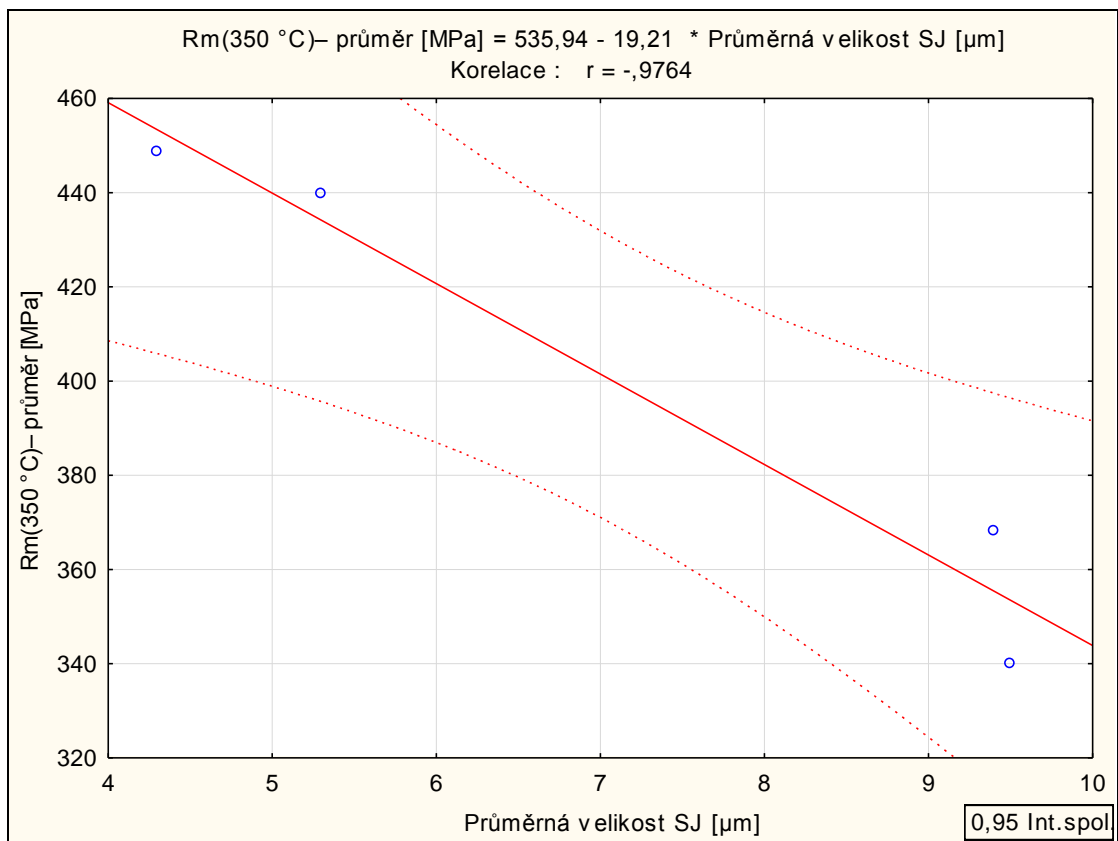
Obr. P112 Statisticky v\u00fdznamn\u00e1 line\u00e1rn\u00ed z\u00e1vislosti zji\u0161t\u011bn\u00e1 ve statistick\u00e9m souboru \u010d. 131 (Tab. P12).



Obr. P113 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 131 (Tab. P12).



Obr. P114 Statisticky významná lineární závislosti zjištěná ve statistickém souboru č. 131 (Tab. P12).



Obr. P115 Statisticky významná lineární závislostí zjištěná ve statistickém souboru č. 131 (Tab. P12).