



VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ

BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY

FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING

ÚSTAV STROJÍRENSKÉ TECHNOLOGIE

INSTITUTE OF MANUFACTURING TECHNOLOGY

**VLIV VÝROBNÍCH PARAMETRŮ NA PLASTICITU
KONSTRUKČNÍ OCELI**

THE EFFECT OF PRODUCTION PARAMETERS ON THE PLASTICITY OF STRUCTURAL STEEL

DIPLOMOVÁ PRÁCE

MASTER'S THESIS

AUTOR PRÁCE

AUTHOR

Bc. Martin Brabec

VEDOUCÍ PRÁCE

SUPERVISOR

Ing. Eva Peterková, Ph.D.

BRNO 2020

Zadání diplomové práce

Ústav:	Ústav strojírenské technologie
Student:	Bc. Martin Brabec
Studijní program:	Strojní inženýrství
Studijní obor:	Strojírenská technologie
Vedoucí práce:	Ing. Eva Peterková, Ph.D.
Akademický rok:	2019/20

Ředitel ústavu Vám v souladu se zákonem č.111/1998 o vysokých školách a se Studijním a zkušebním řádem VUT v Brně určuje následující téma diplomové práce:

Vliv výrobních parametrů na plasticitu konstrukční oceli

Stručná charakteristika problematiky úkolu:

Jedná se o analýzu problematiky vlivu bóru na mechanické vlastnosti a tepelné zpracování podeutektoidních ocelí, které se využívají pro výrobu různých komponent v oblasti automobilního průmyslu. K získání ucelené představy budou provedeny mechanické zkoušky vzorků připravených za rozdílných podmínek tepelného zpracování a doby skladování výchozího trubkového polotovaru.

Cíle diplomové práce:

Provedení aktuální literární studie vlivu přísadových prvků na mechanické vlastnosti a tepelné zpracování ocelí, přednostně se zaměřením na vliv bóru.

Provedení mechanických zkoušek vzorků z trubek vystavených různým podmínkám tepelného zpracování a době skladování.

Metalografická a fraktografická analýza struktury a lomu.

Určení parametrů linky tepelného zpracování a doby skladování s ohledem na požadované mechanické vlastnosti oceli zajišťující efektivní výrobu trubkových stabilizátorů.

Seznam doporučené literatury:

DEVA, Anjana a Bimal Kumar JHA. Heat Treating of Boron Steels. DOSSETT, Jon L. a George E. TOTTEN. Heat Treating of Irons and Steels [online]. 4D. ASM International, 2014, s. 179-187. ISBN 978-1-62708-168-9. Dostupné z: <https://dl.asminternational.org/handbooks/book/9/chapter/112944/Heat-Treating-of-Boron-Steels>

GHALI, Saeed N., Hoda S. EL-FARAMAWY a Mamdouh M. EISSA. Influence of Boron Additions on Mechanical Properties of Carbon Steel. Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering [online]. 2012, (11), 995-999. DOI: 10.4236/jmmce.2012.1110102. Dostupné z: https://www.researchgate.net/publication/262914722_Influence_of_Boron_Additions_on_Mechanical_Properties_of_Carbon_Steel

PTÁČEK, Luděk. Nauka o materiálu I. 2. opr. a rozš. vyd. Brno: CERM, 2003, 516 s. ISBN 80-720-283-1.

PTÁČEK, Luděk. Nauka o materiálu II. 2. opr. a rozš. vyd. Brno: CERM, 2002, 392 s. ISBN 80-720-248-3.

KUHN, Howard a Dana MEDLIN. Mechanical Testing and Evaluation [online]. 8. ASM International, 2000. ISBN 978-1-62708-176-4. Dostupné z: <https://dl.asminternational.org/handbooks/book/47/mechanical-testing-and-evaluation>

ČSN EN ISO 6892-1 (420310). Kovové materiály - Zkoušení tahem: Část 1: Zkušební metoda za pokojové teploty. 2. Brusel: CEN, 2017.

Termín odevzdání diplomové práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2019/20

V Brně, dne

L. S.

doc. Ing. Petr Blecha, Ph.D.
ředitel ústavu

doc. Ing. Jaroslav Katolický, Ph.D.
děkan fakulty

ABSTRAKT

BRABEC, Martin: Vliv výrobních parametrů na plasticitu konstrukční oceli

Diplomová práce se zabývá vlivem tepelného zpracování a doby skladování na mikrostrukturu a mechanické vlastnosti oceli 26MnB5, která se používá pro výrobu trubkových součástí tvářených v zušlechtěném stavu. Cílem bylo zvýšit plasticitu oceli definováním nových procesních parametrů linky indukčního tepelného zpracování. Byly stanoveny nové popouštěcí diagramy oceli 26MnB5 pro dvě různé rychlosti zušlechtovací linky, na jejichž základě byla stanovena nová popouštěcí teplota a rychlost linky. Sledování vlivu doby skladování na mechanické vlastnosti oceli neodhalilo, že by podléhala stárnutí.

Klíčová slova:

Ocel 26MnB5, Popouštěcí diagram, Stárnutí, Bór, Ohyb navíjením, Ohyb trubek

ABSTRACT

BRABEC, Martin: The effect of production parameters on the plasticity of structural steel

The master thesis deals with the influence of heat treatment and storage time on microstructure and mechanical properties of 26MnB5 steel, which is used in the production of tubular components in the quenched and tempered state. The objective was to increase the plasticity of the steel by the definition of new process parameters of the induction heat treatment line. New tempering diagrams of 26MnB5 steel for two various speeds of the heat treatment line were established and used to determine new tempering temperature and speed of the heat treatment line. Observation of the influence of storage time on mechanical properties of the steel did not reveal that it is liable to ageing.

Keywords:

26MnB5 steel, Tempering diagram, Aging, Boron, Rotary draw bending, Tube bending

BIBLIOGRAFICKÁ CITACE

BRABEC, Martin. *Vliv výrobních parametrů na plasticitu konstrukční oceli* [online]. Brno, 2020 [cit. 2020-06-25]. Dostupné z: <https://www.vutbr.cz/studenti/zav-prace/detail/124502>. Diplomová práce. Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, Ústav strojírenské technologie, Odbor technologie tváření kovů a plastů. Vedoucí práce Eva Peterková.

ČESTNÉ PROHLÁŠENÍ

Tímto prohlašuji, že předkládanou diplomovou práci jsem vypracoval samostatně, s využitím uvedené literatury a podkladů, na základě konzultací a pod vedením vedoucího diplomové práce.

V Brně dne 25.6.2020

.....

Podpis

PODĚKOVÁNÍ

Tímto bych chtěl poděkovat paní Ing. Evě Peterkové, Ph.D. a panu Ing. Martinu Petrencovi, Ph.D. za cenné připomínky a rady týkající se zpracování diplomové práce. Děkuji také firmě za možnost podílet se na řešení dané problematiky a poskytnutí potřebného technického zázemí. Jsem vděčný všem pracovníkům firmy za jejich ochotu a asistenci při realizaci experimentální části diplomové práce. Děkuji panu doc. RNDr. Jiřímu Pechouškovi, Ph.D. za velmi cenné zpracování a poskytnutí výsledků měření zbytkového austenitu Mössbauerovou spektroskopií. Poděkování patří i společnosti Tescan Orsay Holding, a.s. za možnost využít jejich skenovacího elektronového mikroskopu MIRA 3. A v neposlední řadě bych chtěl poděkovat své rodině a nejbližším za morální a finanční podporu během mého studia.

OBSAH

Zadání

Abstrakt

Bibliografická citace

Čestné prohlášení

Poděkování

Obsah

ÚVOD	10
1 ZHODNOCENÍ SOUČASNÉHO STAVU	11
1.1 Stabilizátory osobních automobilů.....	11
1.2 Rozbor řešené problematiky.....	13
2 TECHNOLOGIE OHÝBÁNÍ TRUBEK	14
2.1 Rozložení napětí a deformace	15
2.1.1 Ohybový moment vnitřních sil.....	16
2.2 Technologičnost ohybu trubek	17
2.2.1 Ztenčení stěny	18
2.2.2 Zploštění kruhového průřezu	19
2.2.3 Zvlnění stěny	20
2.2.4 Odpružení po ohybu.....	21
2.3 Ohyb navíjením	22
2.3.1 Nástroje	23
3 VLIV LEGUJÍCÍCH PRVKŮ NA MECHANICKÉ VLASTNOSTI A TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ	25
3.1 Mangan	25
3.2 Křemík.....	27
3.3 Chrom	28
3.4 Hliník.....	29
3.5 Síra, fosfor	30
3.6 Titan, niob.....	31
3.7 Bór	31
4 EXPERIMENTY	35
4.1 Experimentální materiál ocel 26MnB5	35
4.2 Metodika zkoušky tahem.....	36
4.3 Popis experimentů	39
4.3.1 Stanovení popouštěcích diagramů.....	39

4.3.2	Ověření hypotézy stárnutí zušlechtěné oceli.....	40
4.3.3	Strukturní a fraktografická pozorování	42
5	VÝSLEDKY A DISKUSE EXPERIMENTŮ.....	44
5.1	Popouštěcí diagramy	44
5.1.1	Rozdíl v mechanických vlastnostech okrajů a středu trubky	46
5.1.2	Strukturní a fraktografické pozorování	49
5.2	Ověření hypotézy stárnutí.....	53
5.2.1	Ohýbání zkušební součásti.....	56
5.2.2	Fraktografická pozorování vzorků z tahové zkoušky	58
5.2.3	Pozorování mikrostruktury.....	59
5.2.4	Měření zbytkového austenitu	60
5.3	Návrh procesního okna.....	61
ZÁVĚRY	64

Seznam použitých zdrojů

Seznam použitých symbolů a zkratk

Seznam obrázků

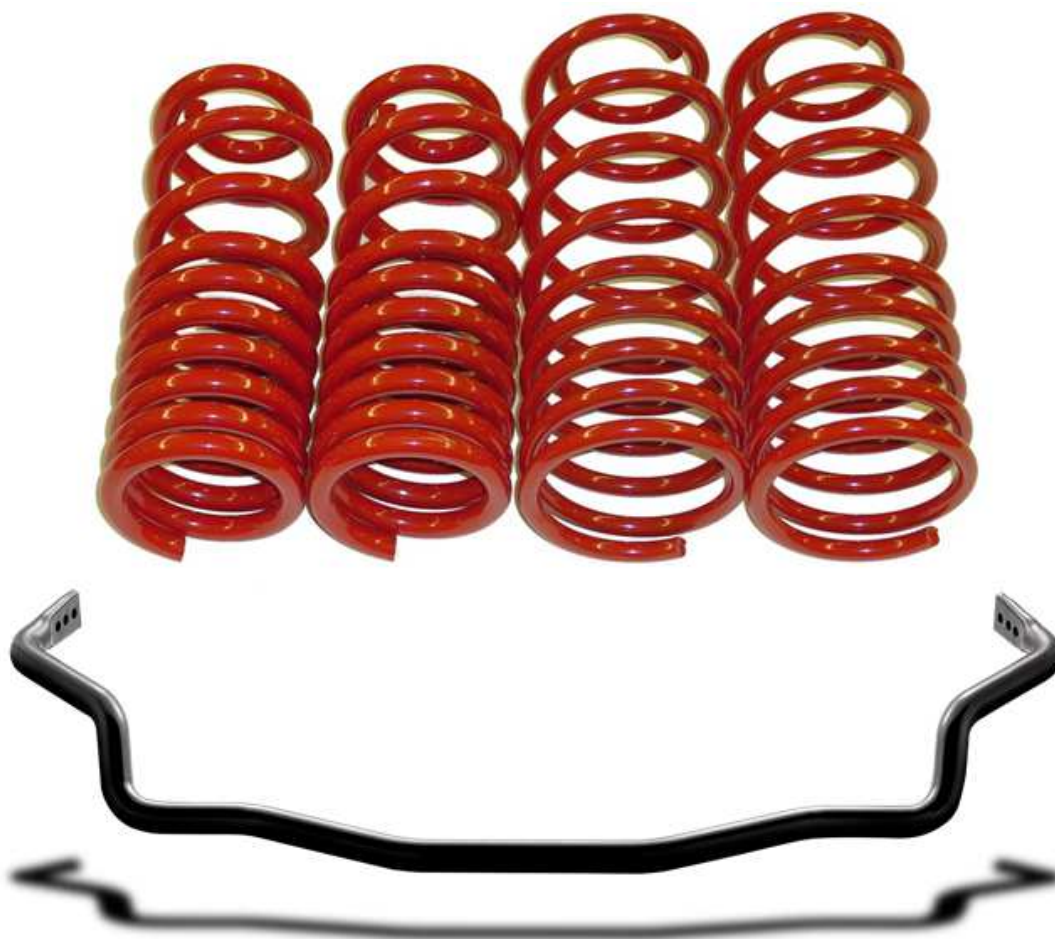
Seznam tabulek

ÚVOD [1], [2]

V současné době jsou výrobci automobilů pod tlakem legislativy nuceni přistupovat k vývoji nových řešení. Nová nařízení požadují snížení dopadů výroby a provozu automobilů na životní prostředí, ale zároveň také zvyšování bezpečnosti vozů. Především se jedná také o snižování emisí a spotřeby paliva automobilů. To na jedné straně znamená vývoj nových, ekologičtějších a efektivnějších pohonných jednotek a na straně druhé snižování hmotnosti automobilů, které ovšem nesmí být na úkor pevnosti (tuhosti) jednotlivých komponent a celkové bezpečnosti vozu. V praxi to znamená např. nahrazení plných tyčových stabilizátorů trubkovými.

S tím vším jsou spojeny zvýšené nároky na použité materiály a technologie. Ustupuje se od používání tradičních nízkolegovaných ocelí s nízkou pevností a ve stále větší míře se používají slitiny barevných kovů, kompozitní materiály a legované a mikrolegované oceli s velmi vysokou pevností. Kromě vysokých pevnostních charakteristik je od vysokopevnostních ocelí také požadována dostatečně velká houževnatost v rozsahu provozních teplot a plasticita, aby bylo možné tyto oceli tvářet v některých případech i v zušlechtěném stavu. V takovém případě pak hraje klíčovou roli správné tepelné zpracování oceli a správné nastavení procesních parametrů ve všech krocích výrobního procesu. Mezi automobilové součásti, které se vyrábí tvářením (ohýbáním) oceli v zušlechtěném stavu, jsou např. pružiny a stabilizátory, viz obr. 1.

Tato diplomová práce byla vypracována ve spolupráci s nadnárodní firmou s více než sto letou historií vyrábějící součásti pro automobilový průmysl. Tento přední světový výrobce začal s výrobou pružin a v dnešní době sériově vyrábí díly motorů, podvozkové díly, součásti karosérie, stabilizátory, pružiny a začíná s výrobou trubek na míru pro své účely.



Obr. 1 Příklady automobilových pružin [3] a stabilizátoru [4]

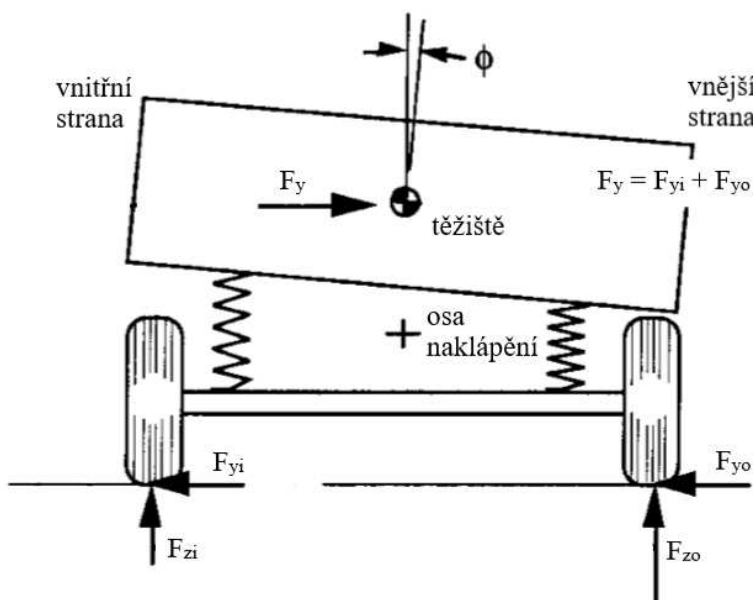
1 ZHODNOCENÍ SOUČASNÉHO STAVU

Automobilový průmysl je strojírenské průmyslové odvětví, které se zabývá vývojem, výrobou, marketingem a prodejem motorových vozidel. Jmenovitě do tohoto odvětví patří všechny automobilky, ale také jejich subdodavatelé, kteří výrobcům automobilů dodávají nejrůznější komponenty od vybavení interiéru, přes části karoserie po součásti podvozku jako jsou například pneumatiky, pružiny, stabilizátory aj.

1.1 Stabilizátory osobních automobilů [2], [5], [6], [7], [8]

Při průjezdu zatáčkou působí v těžišti automobilu odstředivá síla a jako reakce proti tomuto příčnému zrychlení musí na každém kole v místě styku s vozovkou působit příčná síla. Jelikož působíště odstředivé síly a příčné síly neleží ve stejné výšce (těžiště auta se nachází nad povrchem vozovky) a neleží zároveň ani v ose naklápění, vzniká moment, který při průjezdu zatáčkou naklápí karoserii auta, viz obr. 2. Toto naklopení způsobuje nerovnoměrné zatížení kol, kdy vnitřní kola jsou zatížena menší silou než kola vnější (obr.2). Nerovnoměrné rozložení sil je příčinou nedotáčivosti nebo přetáčivosti vozidla při zatáčení a zásadně ovlivňuje ovladatelnost a bezpečnost jízdy.

K omezení naklápění karoserie v zatáčkách se používají stabilizátory. Stabilizátor je ve své podstatě torzní pružina, která se používá k propojení nezávisle zavěšených náprav pravé a levé strany vozu, a tím se zvyšuje klopná tuhost podvozku. Pokud se obě kola vychýlí stejně, tj. rovně jedoucí vozidlo přejede překážku ležící napříč vozovkou, nemá stabilizátor na tuhost podvozku žádný vliv (stabilizátor se pouze otáčí ve svém uložení).



Obr. 2 Působící síly při zatáčení vozu [6]

Tuhost povozku se zvýší pouze v případě, když se každé kolo vychýlí rozdílně (zejména pak při zatáčení při vyšších rychlostech, kdy je jedna strana stlačována a druhá natahována). Při rozdílném vychýlení kol je stabilizátor namáhán krutem a přenáší zatížení z více zatížené nápravy na druhou stranu na méně zatíženou nápravu, a tím omezuje rozdíl ve vychýlení kol (srovnává výšku kol) a následkem toho je, že se sníží i úhel naklápění. Tím se zlepšují jízdní vlastnosti vozidla (omezuje se nedotáčivost a přetáčivost), zvyšuje se bezpečnost jízdy a v neposlední řadě se zvyšuje komfort jízdy.

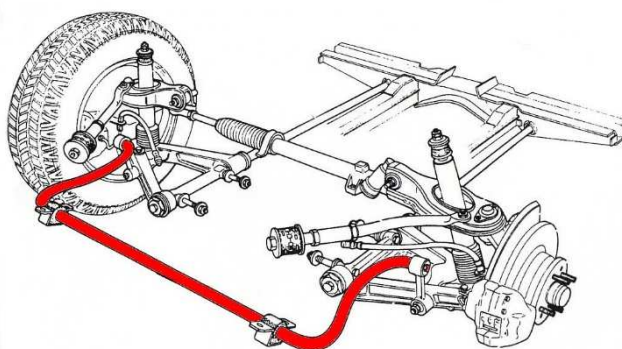
V současnosti se stabilizátory dělí do dvou hlavních skupin:

- Pasivní stabilizátory – jsou mechanické pružiny, které přenášejí zatížení z jedné strany podvozku na druhou. To, jak moc brání naklápění vozidla, je dáno jejich tuhostí. Jejich výhodou je jednoduchost, levná výroba, absence opotřebení a nulová nutnost údržby. Hlavní nevýhodou je, že „vyrovnávají“ vozidlo pokaždé, když dojde k nerovnoměrnému vychýlení kol, a tím dochází ke snížení jízdního komfortu vlivem kopírovacího efektu. Například pokud pravá strana podvozku přejede nerovnost je část síly, kterou to

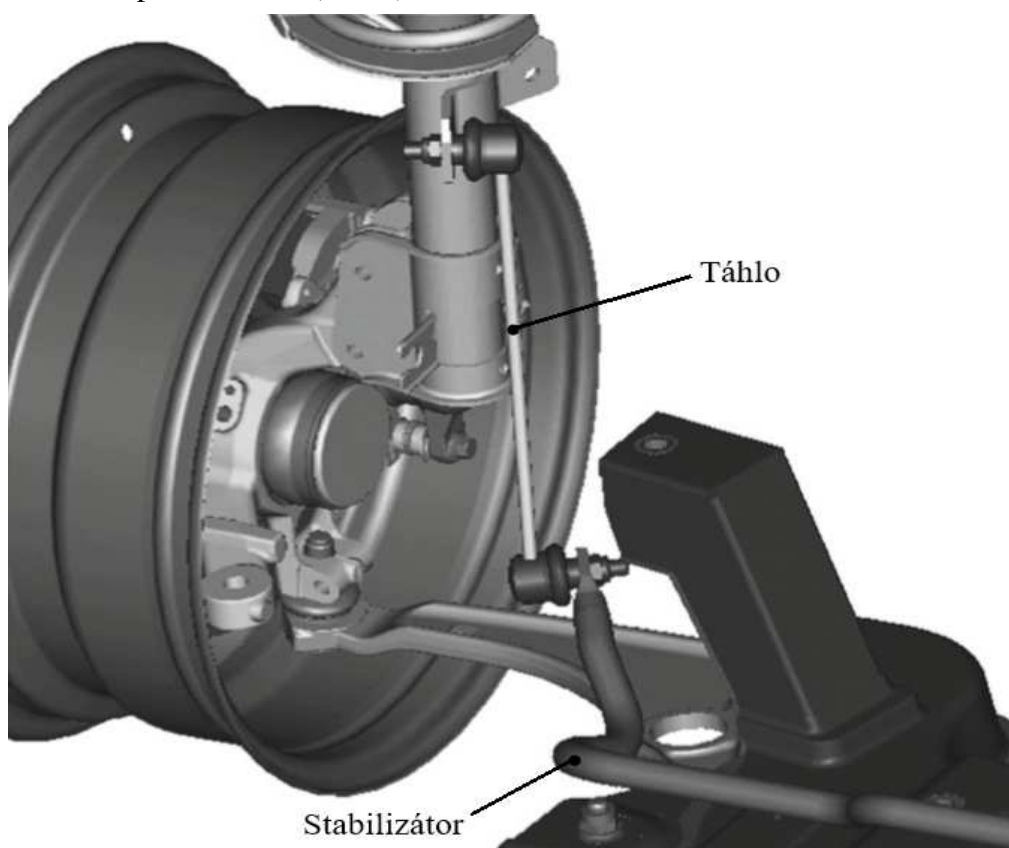
vyvolalo, přenesena na levou část podvozku a vozidlo se naklopí doleva (dojde ke „zkopírování“ nerovnosti), místo aby se s nerovností vypořádalo odpružení pravé strany podvozku a karoserie zůstala v rovině.

- Aktivní stabilizátory – jsou elektronické systémy, které umožňují měnit tuhost stabilizátoru a nastavit velikost kroutícího momentu na základě sledovaných veličin (např. úhel zatáčení, nebo odstředivé zrychlení). Tím nejenže umožňují lepší stabilizaci, ale i odstraňují kopírovací efekt. Některé druhy umožňují úplné vypnutí v případě, že je stabilizace nežádoucí (např. jízda těžkým terénem). Jejich největší nevýhodou je vysoká cena.

Nejběžnějším a nejjednodušším typem stabilizátoru, který je používán u osobních automobilů, je stabilizátor typu „U“, viz obr. 3. Konce stabilizátoru jsou připojeny k zavěšení kol a střední část je připojena k nosné části karoserie vozu (obr. 3). Místa, ve kterých je stabilizátor ke karoserii připevněn, musí být zvolena tak, aby stabilizátor nebyl namáhán kombinací krut-ohyb, ale aby byl namáhán pouze krutem. Druhou možností je propojit konce stabilizátorů se zavěšením kol pomocí táhla (obr. 4).



Obr. 3 Stabilizátor typu „U“ - přímé upnutí [2]



Obr. 4 Stabilizátor typu „U“ - upnutí přes táhlo [7]

Stabilizátory typu „U“ mají jednoduchou konstrukci, která se vyrábí ohýbáním tyčového materiálu. Dříve se používal pouze plný materiál, dnes se však vzhledem k obecnému trendu snižování emisí v automobilovém průmyslu přistupuje spíše k trubkovým stabilizátorům, které

mají nižší hmotnost a přispívají ke snížení hmotnosti automobilu. Po ohnutí následuje slisování konců a prostřihnutí, nebo provrtání děr pro šrouby. Tepelné zpracování může probíhat buď až po ohnutí stabilizátoru do požadovaného tvaru, nebo se ohýbá již zušlechtný materiál. Poté následuje už jen tryskání pro očištění povrchu a zvýšení únavové životnosti a povrchové úpravy pro zajištění korozní odolnosti.

S požadavkem na snížení hmotnosti jsou spojeny i zvýšené nároky na materiál. Aby bylo možno vyhovět požadavkům na snížení hmotnosti je nutné využít takových materiálů a technologický postupů, které umožní snadnou a levnou výrobu a zároveň splní požadavky, které na materiál kladou výrobci automobilů. Protože jsou stabilizátory namáhány střídavým zatížením, požaduje se vysoká mez pružnosti, kluzu a únavy. Současně však musí být ocel dostatečně houževnatá, aby stabilizátory snášely dynamické zatížení a plastické deformace při výrobě. Z tohoto důvodu se používají buď legované pružinové oceli, nebo mikrolegované vysokopevnostní oceli. Požadovaných mechanických vlastností se dosahuje tepelným zpracováním.

1.2 Rozbor řešené problematiky

Ve firmě zabývající se výrobou stabilizátorů, jsou stabilizátory zhotovovány ohybem svařovaných trubek z oceli 26MnB5 v zušlechtném stavu. Tento postup výroby klade vysoké požadavky na tepelné zpracování polotovarů, protože to musí zajistit nejen požadavky zákazníka, ale i dostatečnou plasticitu, aby bylo možné trubky ohnout do požadovaného tvaru.

Během ohýbání jednoho typu stabilizátoru se však začalo v některých výrobních sériích objevovat určité procento lomů. Ve všech případech se jednalo o tvárný lom, kterému předcházela tvorba krčku. Fraktografická analýza neprokázala, že by k iniciaci došlo z nějakého vnějšího, či vnitřního koncentrátoru napětí (tj. škrábance, rýhy, trhliny vzniklé v předchozích operacích, vměstky, apod.). Takový charakter tvárných lomů je typický pro sníženou plasticitu oceli, která se během tváření (ohýbání) brzy vyčerpá a dojde k porušení.

Stabilizátor je zhotovován postupným ohybem. Při ohýbání se využívá osové symetrie a ohýbají se vždy dva stejné (osově symetrické) ohyby zároveň. Postupuje se od vnitřních ohybů k vnějším. Jakmile došlo k prvnímu lomu, bylo zkontrolováno správné seřízení nástrojů, ale ani správné seřízení dalším lomům nezabránilo. Bylo pozorováno, že k porušení dochází vždy jen na jednom konci polotovaru, přestože by se dalo předpokládat, že k vyčerpání plasticity a porušení musí dojít alespoň v některých případech i na druhém konci, nebo ve středu polotovaru. Z toho vyplývá, že snížení plasticity by mohlo být pouze lokální a tudíž důsledkem nevhodného tepelného zpracování. Druhou možností je chemická nehomogenita, ale ta by se opět mohla vyskytovat kdekoli na polotovaru a ne jen na konci, takže je nepravděpodobná.

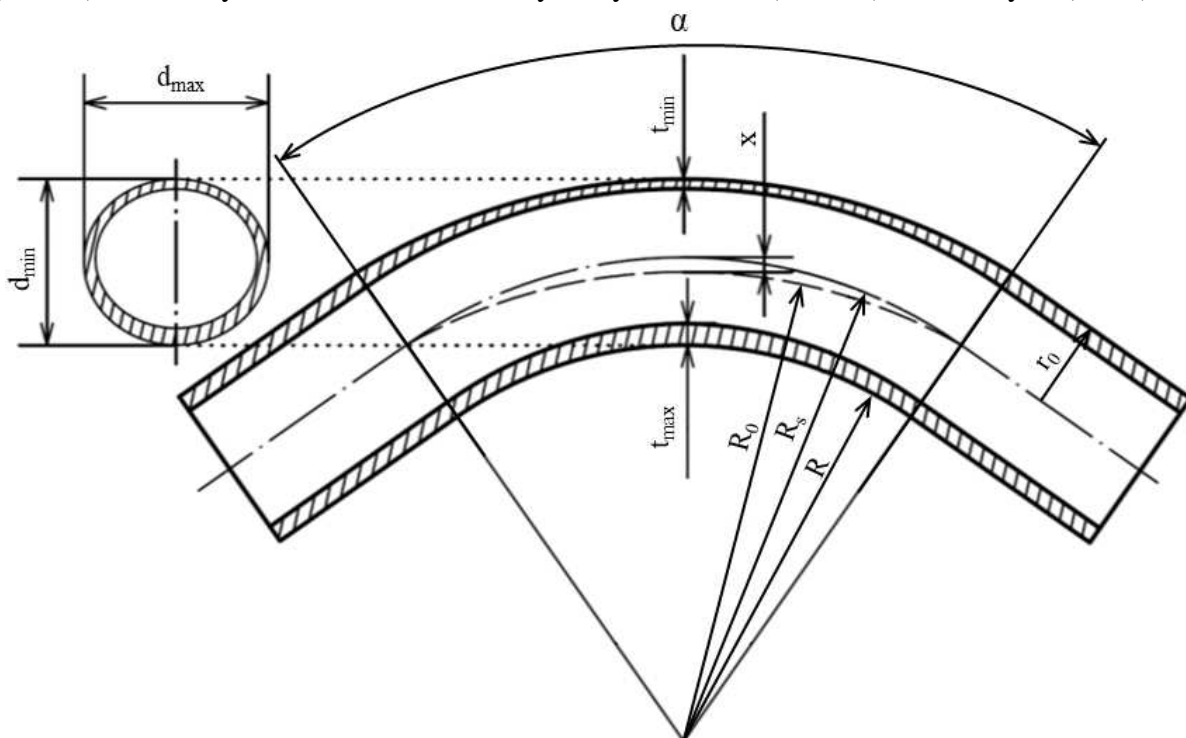
Dalším pozorovaným faktem bylo, že k tvárným lomům dochází ve větší míře u materiálu, který byl skladován po delší časové období. Na základě tohoto pozorování, byla nastolena hypotéza, že dochází ke stárnutí materiálu vlivem intersticiálních prvků (bór, uhlík, dusík) rozpuštěných v matici. Intersticiální prvky se vlivem difuze přemisťují do energeticky výhodnějších míst v blízkosti dislokací a zabraňují jim v pohybu (vnikají tzv. Cottrellovy atmosféry). Počet volných pohyblivých dislokací se značně snížil a k uvolnění zakotvených dislokací je potřeba vyššího napětí, takže dochází ke ztížení plastické deformace. Na tahovém záznamu se tento jev projevuje výraznou mezí kluzu.

Cílem předkládané diplomové práce je nastavit dobu skladování a parametry tepelného zpracování tak, aby došlo k navýšení plasticity oceli do takové míry, aby mohla být ohýbána bez porušení.

2 TECHNOLOGIE OHÝBÁNÍ TRUBEK [9], [10], [11], [12], [13]

Základní technologií používanou při výrobě součástí z trubek je technologie ohýbání. Ohyb trubek lze provádět v jedné nebo více rovinách (tzv. prostorový ohyb) buď ručně za pomoci různých přípravků, nebo lze využít strojních ohýbaček. Strojně se ohýbají zejména složitější prostorové ohyby, nebo i jednodušší ohyby, u kterých je z důvodu větších rozměrů, nebo materiálu potřeba vyvinout větší ohýbací sílu.

Proces ohýbání trubek je obdobný jako ohýbání pásu plechu. Bez ohledu na použitou metodu jsou deformace a tok materiálu podél příčného průřezu nerovnoměrné. Vlákná materiálu na vnější straně ohybu jsou zatížena tahovou napjatostí, a to má za následek jejich prodlužování, zatímco vlákna na vnitřní straně ohybu jsou zatížena tlakovou napjatostí, a to má za následek jejich zkracování. Pokud tahové napětí v krajních vláknech na vnější straně ohybu dosáhne meze pevnosti, dojde k porušení (vznik trhlin/lomu). Se zmenšujícím se poloměrem ohybu se materiál přesouvá z tahové oblasti do tlakové oblasti a deformace tak probíhá i v obvodovém směru, viz obr. 5. Tento tok materiálu má za následek zmenšování tloušťky stěny na vnější (tahové) straně ohybu a zvětšování tloušťky stěny na vnitřní (tlakové) straně ohybu (obr.5).



Obr. 5 Schéma řezu ohnutou trubkou [13]

Ve většině případů se v praxi jako poloměr ohybu „ R “ uvažuje poloměr vnitřní strany ohybu, viz obr. 5, jelikož se jedná o přesný rozměr, protože vnitřní strana dosedá těsně na matrici. Poloměr vnější strany ohybu „ R_v “ se nepoužívá, protože na vnější straně ohybu dochází ke ztenčení a posunutí stěny vlivem zploštění, a proto se v případě vnějšího poloměru „ R_v “ nejedná o přesný rozměr.

Mezi natahovanými a stlačovanými vrstvami se nachází neutrální vrstva (osa), kde jsou napětí a deformace během celého procesu ohýbání nulové. Délka neutrální osy zůstává konstantní a je shodná s výchozí délkou polotovaru v neohnutém stavu. V nedeformovaném materiálu se neutrální osa nachází v geometrickém středu průřezu, ale v průběhu procesu se se zmenšujícím se poloměrem ohybu posouvá směrem k vnitřní straně ohybu. Velikost posuvu neutrální osy „ x “ je tím větší, čím menší je poloměr ohybu. Posun probíhá pouze v ohnutém úseku trubky definovaném úhlem ohybu „ α “, viz obr. 5.

Přesné určení polohy neutrální osy je problematické a pro výpočet posuvu „x“ existuje několik vztahů s různou mírou přesnosti. Například dle [12] lze jako jeden z možných vztahů použít:

$$x = R_s - r_0 \cdot \sqrt{\left(\frac{R_s}{r_0}\right)^2 - 1} \quad (2.1)$$

kde: x – posuv neutrální osy [mm]

R_s – poloměr ohybu vztažený k ose trubky [mm]

r_0 – vnější poloměr trubky [mm]

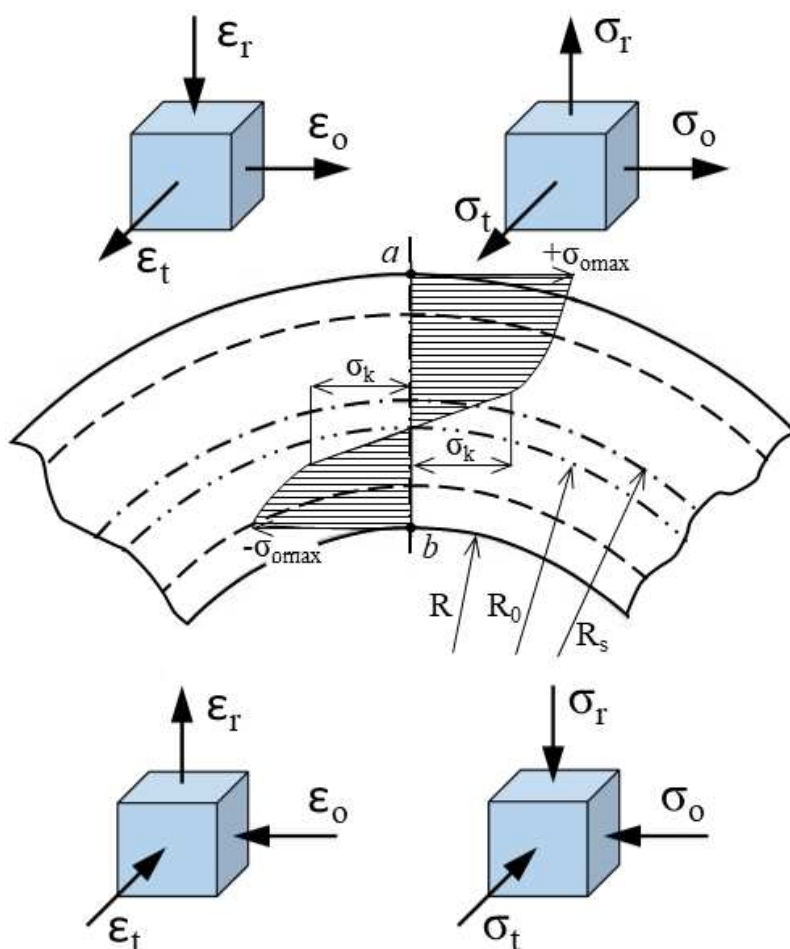
Jelikož délka neutrální osy zůstává stejná a reprezentuje délku součásti v rozvinutém stavu, spočívá její praktický význam zejména ve výpočtu délky výchozího polotovaru. Při velkých změnách průřezu a tloušťky stěny má neutrální osa a její posunutí velký vliv na velikost kvadratického momentu.

2.1 Rozložení napětí a deformace [9], [10], [12], [13], [14]

Obecně je proces ohýbání realizován pomocí ohybového momentu vnějších sil „ M_o “, který vzniká působením ohybových sil vyvozených nástrojem a platí, že ohybový moment vnějších sil „ M_o “ je v rovnováze s ohybovým momentem vnitřních sil „ M_{ov} “ ($M_o = M_{ov}$). Je tedy jasné, že velikost momentu vnějších sil nezáleží pouze na velikosti ohybové síly, ale také na metodě ohýbání, od které se odvíjí uspořádání nástroje a působení vnitřních sil.

Pokud je trubka zatížena ohybovým momentem, vzniká v oblasti vnějšího poloměru ohybu trojosá tahová napjatost a v oblasti vnitřního poloměru ohybu trojosá tlaková napjatost, viz obr. 6. V podélném (osovém) směru působí napětí „ σ_o “, v tečném (obvodovém) směru napětí „ σ_t “ a v radiálním směru napětí „ σ_r “. Nejvíce je trubka namáhána a deformována v osovém směru. Přetvoření v osovém směru „ ϵ_o “ dosahuje největší hodnoty v bodech *a* a *b* (obr. 7a). Tyto body jsou kritická místa, ve kterých může dojít ke vzniku trhlin (bod *a*) nebo zvlnění (bod *b*).

Na obr. 6 je také znázorněn jeden z možných průběhů osového napětí „ σ_o “. Největším tlakovým



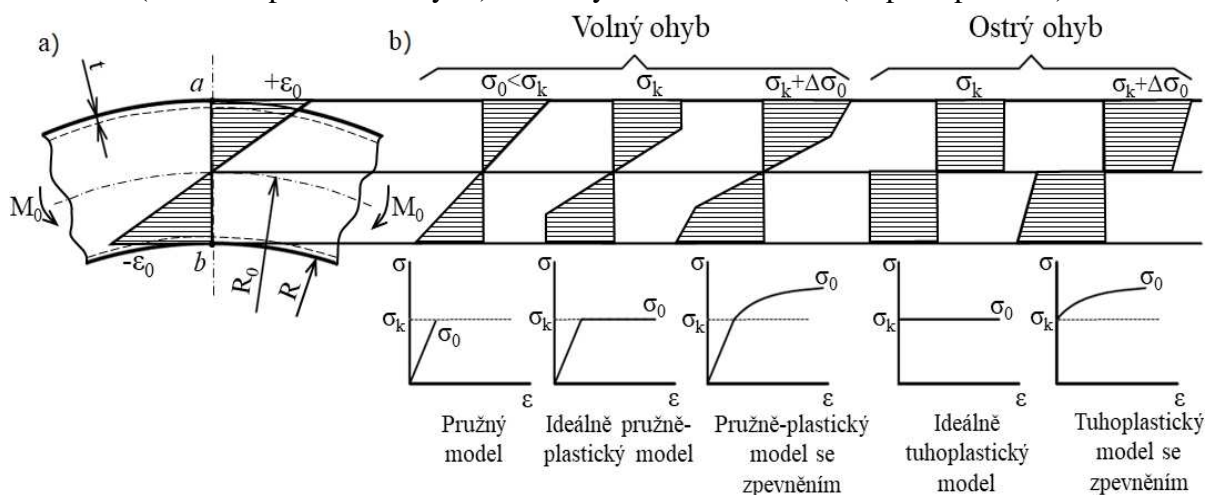
Obr. 6 Napjatost a deformace v ohybu trubky [12]

napětím jsou namáhána vlákna na vnitřní straně ohybu a největším tahovým napětím na vnější straně ohybu. V oblasti okolo neutrální osy je materiál v pružném stavu a na neutrální ose dochází ke změně znamení. Charakter průběhu ohybového napětí „ σ_0 “ v osové směru je závislý na poloměru ohybu „ R “.

Pro ohyb na velké poloměry (volný ohyb) je charakteristické, že zpočátku, když je trubka deformována pouze elasticky je průběh napětí lineární a největšího napětí je dosaženo v krajních vláknech trubky. Se zmenšujícím se poloměrem ohybu napětí „ σ_0 “ narůstá a jakmile dosáhne hodnoty meze kluzu „ σ_k “, nastává v krajních vláknech počátek plastické deformace. S dalším poklesem poloměru ohybu se plastická oblast postupně rozšiřuje směrem k neutrální ose na úkor pružné oblasti, avšak jistá část průřezu zůstává nadále ve stavu pružném.

V extrémní případě může nastat stav, kdy jsou v plastickém stavu všechna vlákna průřezu, který je typický pro ohyb na malé poloměry (ostrý ohyb).

Jelikož je průběh osového napětí ve skutečnosti složitý a jeho přesný popis by značně komplikoval výpočty, zavádí se pro jejich usnadnění různé materiálové modely, které vhodně aproximují chování materiálu, viz obr. 7b. Volba materiálového modelu se odvíjí od velikosti deformace (závisí na poloměru ohybu) a od ohýbaného materiálu (stupeň zpevnění).



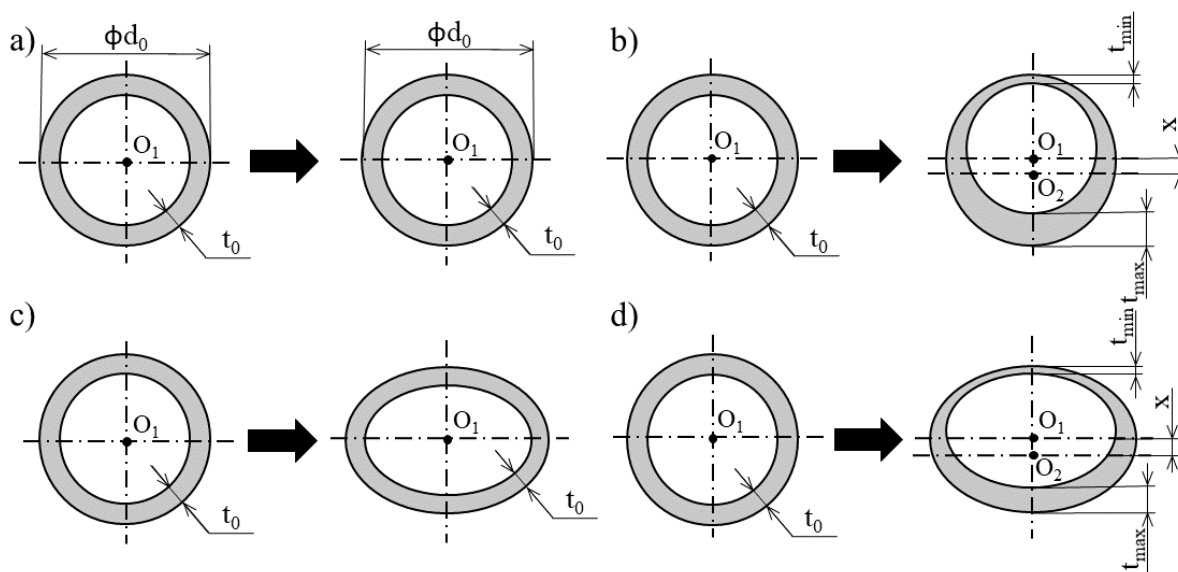
Obr. 7 Materiálové modely: a) průběh osového přetvoření, b) průběh osového napětí [9]

2.1.1 Ohybový moment vnitřních sil [9], [15]

Ohybový moment vnitřních sil „ M_{ov} “ představuje odpor materiálu vůči přetvoření. Existuje několik přístupů stanovení ohybového momentu, které se liší v uvažovaných zjednodušeních při odvozování výsledných vztahů. Zjednodušení usnadňují výpočet, ale snižují jeho přesnost. Nejzásadnější zjednodušení spočívají ve volbě materiálového modelu (obr. 7b) a zanedbání některých silových účinků.

Ohybový moment vnitřních sil je také úzce spjatý se změnou geometrie příčného průřezu v ohybu (změna tloušťky stěny, zploštění, posun neutrální osy). Čím menší je poloměr ohybu, tím větší bude změna tvaru příčného průřezu. V zásadě existují čtyři základní modely změny geometrie příčného průřezu:

- kruh na kruh – beze změny geometrie průřezu (ohyb na velké poloměry), viz obr. 8a,
- kruh na kruh – se změnou tloušťky stěny a posunem neutrální osy, viz obr. 8b,
- kruh na elipsu – beze změny tloušťky stěny, viz obr. 8c,
- kruh na elipsu – se změnou tloušťky stěny a posunem neutrální osy, viz obr. 8d.



Obr. 8 Modely změny tvaru příčného průřezu [15]

2.2 Technologičnost ohybu trubek [9], [10], [11], [13], [16]

K základnímu posouzení technologičnosti konstrukce součásti, tj. možnosti vyrobít součást požadovaného tvaru a kvality danou technologií, se používají minimální poloměr ohybu a tzv. kritéria technologičnosti. Tato kritéria jsou relativní tloušťka stěny a relativní poloměr ohybu, podle kterých se odhaduje stupeň obtížnosti procesu a riziko vzniku vad.

Minimální poloměr ohybu „ R_{\min} “ je nejmenší možný poloměr vnitřní strany ohybu, který je možné vyrobít, aniž by tahové napětí na vnější straně ohybu překročilo mez pevnosti „ R_m “ a došlo k příliš velkému ztenčení stěny (zaškrcení) a následnému vzniku trhliny (porušení). Jeho velikost závisí na druhu a plasticitě materiálu, tloušťce stěny, vnějším průměru trubky, zvolené metodě ohýbání a kvalitě povrchu. V praxi se pak minimální poloměr ohybu nestanovuje přesně, ale pouze jako přibližná orientační hodnota, a to na základě empirických vztahů a zkušeností z předchozí výroby.

Relativní tloušťka stěny je kritérium, na jehož základě se trubky rozdělují na tenkostěnné a tlustostěnné. Jedná se o poměr výchozí tloušťky stěny „ t_0 “ a vnějšího průměru trubky „ d_0 “ (t_0/d_0). Na to, kde se nachází pomyslná hranice mezi tenkostěnnými a tlustostěnnými trubkami, neexistuje v literatuře jednotná odpověď. Lit. [9] označuje jako tenkostěnné ty trubky, které splňují podmínku:

$$\frac{t_0}{d_0} \leq 0,1 \quad (2.2)$$

kde: t_0 – výchozí tloušťka stěny trubky [mm]

d_0 – vnější průměr trubky [mm]

Zatímco v [13] je za hraniční pokládána hodnota 0,05 a dle [11] dokonce až hodnota 1/30.

Charakter ohybu, tj. ohyb na velké poloměry (volný ohyb) nebo ohyb na malé poloměry (ostrý ohyb), se rozděluje podle parametru relativního poloměru ohybu. Jedná se o poměr vnitřního poloměru ohybu „ R “ a vnějšího průměru trubky „ d_0 “ (R/d_0). Podle [9] se jedná o ostrý ohyb, pokud je splněna podmínka:

$$\frac{R}{d_0} \leq 6 \quad (2.3)$$

kde: R – vnitřní poloměr ohybu [mm]

Ovšem na hraniční hodnotu není v literatuře opět jednotný názor a např. podle [13] je hraniční hodnota 2.

Míru rizika vzniku defektů vyjadřuje stupeň obtížnosti procesu. Ten se hodnotí podle relativní tloušťky stěny a relativního poloměru ohybu na základě empiricky stanovených technologických limitů.

Tab. 1 Stupeň obtížnosti procesu [9]

Optimální podmínky procesu	$\frac{t_0}{d_0} \geq 0,1;$ $\frac{R}{d_0} \geq 2,5$
Přijatelné podmínky procesu	$\frac{t_0}{d_0} = 0,075;$ $\frac{R}{d_0} = 2,5$
Nevhodné podmínky procesu	$\frac{t_0}{d_0} \leq 0,05;$ $\frac{R}{d_0} \leq 2,5$

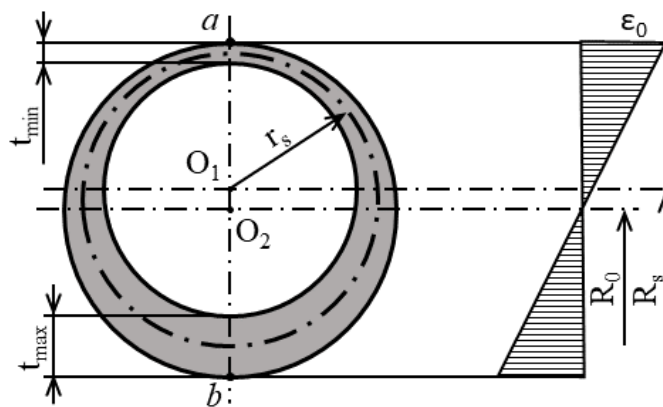
Příklad takového rozdělení je uveden v tab. 1.

Defekty jsou průvodním jevem ohýbání trubek, ale při správném nastavení procesu nepřekročí přípustnou mez. Některé však vznikají, až pokud jsou geometrie ohybu a metoda ohýbání nastaveny tak, že pro daný materiál nastanou nevhodné podmínky pro ohyb. V takovém případě je nutné změnit nastavení procesu, nebo zavést vhodná opatření, aby se zamezilo jejich vzniku, nebo se alespoň zmírnila jejich intenzita. Čtyři nejčastější defekty při ohybu trubek jsou ztenčení stěny trubky na vnější straně ohybu, zvlnění stěny na vnitřní straně ohybu, odpružení trubky po ohybu a zploštění kruhového průřezu.

2.2.1 Ztenčení stěny [9], [10], [16]

Ztenčování stěny na vnější straně ohybu je důsledkem přesunu materiálu z oblasti tahových napětí do oblasti tlakových napětí (obr. 9). Jeho velikost je závislá na relativní poloměru ohybu (R/d_0). Čím menší je relativní poloměr ohybu (tahové napětí na vnější straně ohybu roste), tím intenzivněji dochází ke ztenčování stěny a pokud napětí dosáhne meze pevnosti dojde následkem vyčerpání plasticity ke vzniku trhliny.

Velikost ztenčení je vždy ovlivněna třením a zploštěním kruhového průřezu (ovalitou). Tření vzniká na kontaktu trubky s nástrojem a jeho velikost závisí na použité metodě ohýbání, kvalitě povrchu trubky a nástroje a použití maziva. Čím větší je tření, tím větší je obvykle i ztenčení stěny.



Obr. 9 Schéma přesunu materiálu v místě ohybu [9]

Za předpokladu, že tření a zploštění průřezu není uvažováno, lze minimální tloušťku stěny ohnuté trubky určit dle rovnice:

$$t_{\min} = t_0 \cdot \frac{R_0}{R_0 + 0,5 \cdot d_0} \quad (2.4)$$

kde: t_{\min} – minimální tloušťka stěny po ohybu [mm]

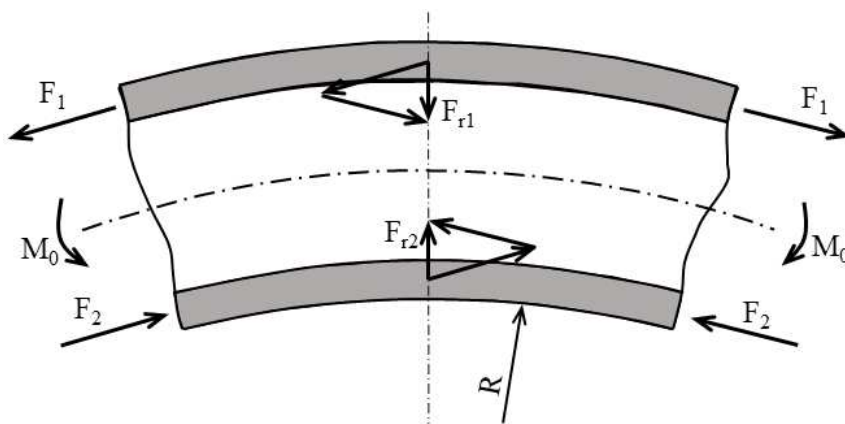
R_0 – poloměr trubky vztážený k neutrální ose [mm]

Ve většině aplikací není ztenčení stěny důležitým faktorem, který by rozhodoval o proveditelnosti ohybu. Výjimku tvoří vysokotlaká potrubí a aplikace v chemickém, či leteckém průmyslu, kde je tloušťka stěny přísně kontrolována. Ztenčování stěny trubek nelze u běžných metod ohýbání odstranit, ale lze ho pouze do jisté míry omezit na přípustnou úroveň ohýbáním za současného tlaku, které však zase zvyšuje riziko zvlnění stěny.

2.2.2 Zploštění kruhového průřezu [9], [16], [17], [18]

Zploštění kruhového průřezu trubky (ovalita) je defekt, který je při ohýbání trubek do jisté míry vždy přítomný. Změna tvaru příčného průřezu negativně ovlivňuje charakter proudění média v trubce, má nepříznivý vliv na ostatní defekty, způsobuje rozměrovou odchylku od ideálního tvaru (která může vést k problémům při montáži a ve funkci součásti) a ovlivňuje velikost odpružení.

Zploštění průřezu lze vysvětlit pomocí rozkladu vnitřních sil v oblasti ohybu. Působí-li na trubku vnější ohybový moment „ M_0 “ vznikají v průřezu tahová a tlaková osová napětí, která působí podél křivky ohybu. Jak je schematicky zobrazeno na obr. 10 tahová napětí odpovídají vnitřním tahovým silám „ F_1 “ a tlaková napětí odpovídají vnitřním tlakovým silám „ F_2 “. Zploštění je způsobeno radiálními složkami napětí, kterým odpovídají radiální síly „ F_{r1} “ a „ F_{r2} “, které jsou výslednicemi sil „ F_1 “ a „ F_2 “ (viz obr. 10), a které přesouvají nejvzdálenější vlákna materiálu směrem k neutrální ose a snižují tím velikost jejich prodloužení. Doprovodným jevem zploštění průřezu je ztenčování a spěchování výchozí tloušťky stěny, které je důsledkem přesunu materiálu.



Obr. 10 Zatížení ohnutého úseku vnitřními silami [9]

Ve výše uvedeném rozkladu není uvažován vliv opěrného tlaku od ohybníku a od ohýbací matrice, které ke vzniku zploštění také přispívají.

Změna kruhového průřezu na eliptický tvar je smluvně vyjádřena pomocí koeficientu ovality „ K_0 “.

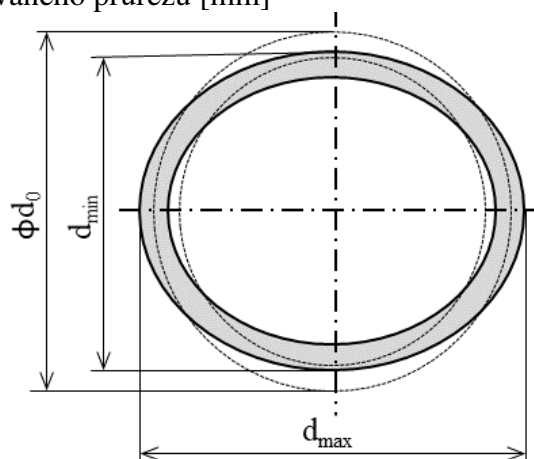
$$K_0 = \frac{d_{\max} - d_0}{d_0} \cdot 100 \quad (2.5)$$

kde: K_0 – koeficient ovality [%]

d_{\max} – maximální rozměr deformovaného průřezu [mm]

Geometrie zploštěného průřezu je znázorněna na obr. 11. V praxi se pak přípustnost zploštění průřezu hodnotí průchodem kuličky o předepsaném průměru.

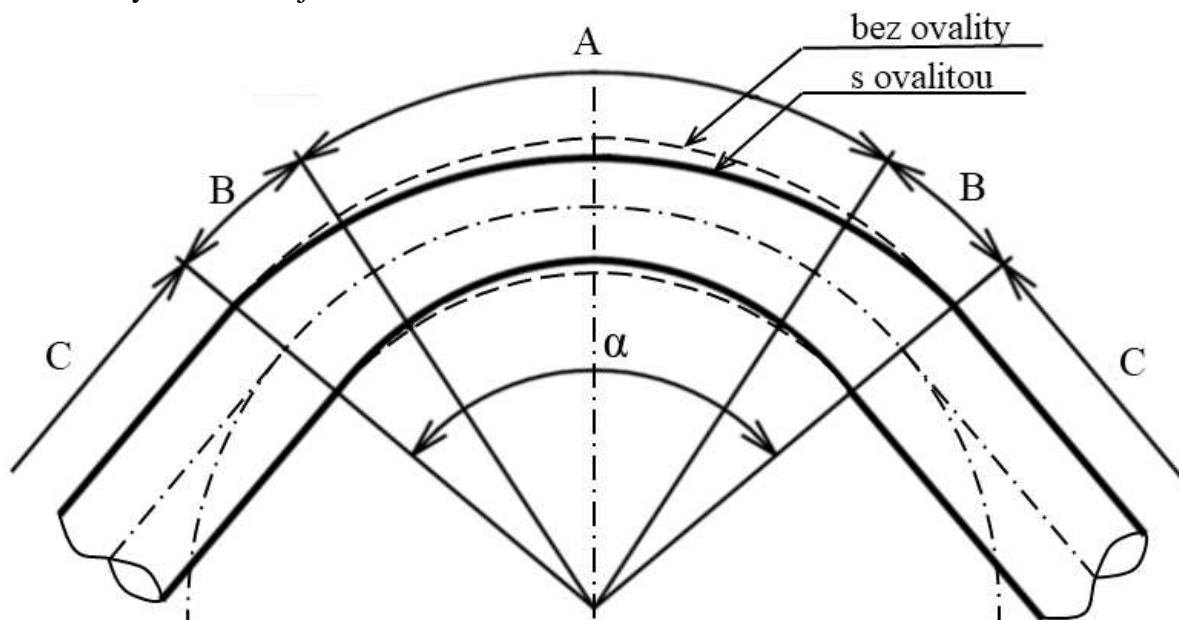
Velikost zploštění roste nejvíce se zvětšujícím se průměrem trubky a dále pak s rostoucím úhlem ohybu, zmenšujícím se poloměrem ohybu a tloušťkou stěny. Z materiálových charakteristik je nejdůležitější exponent zpevnění (u materiálů s vyšším exponentem zpevnění je zploštění průřezu intenzivnější), zatímco výchozí mez kluzu nehraje na zploštění průřezu žádnou roli.



Obr. 11 Geometrie zploštěného průřezu [9]

Zploštění trubky se potlačuje výplněmi.

Na základě experimentů [17] bylo zjištěno, že zploštění průřezu není ve všech místech ohybu stejné. Ohyb trubky s nesteromným zploštěním je schematicky znázorněn na obr. 12. Ohnutou trubku lze rozdělit do tří oblastí. Oblast rovnoměrného zploštění „A“, oblast nerovnoměrného zploštění „B“ a nedeformovanou část (rovné úseky) „C“, která ohyb na obou koncích ohybu ohraničuje.



Obr. 12 Schématické znázornění proměnlivého zploštění [17]

Oblast rovnoměrného zploštění se nachází ve střední části a koeficient ovality je zde největší, a proto je brána za směrodatnou. Vnitřní poloměr ohybu, který je považován za poloměr ohybu, se měří právě v této oblasti. Oblast nerovnoměrného zploštění představuje jakýsi přechod mezi nedeformovanou částí a oblastí rovnoměrného zploštění. Poloměr ohybu vztažený k neutrální ose je v rovnoměrné oblasti menší než v oblasti nerovnoměrné.

2.2.3 Zvlnění stěny [9], [11], [16], [19], [20]

Během ohýbání působí na vnitřní straně ohybu tlaková napjatost, jejímž důsledkem je zvětšení tloušťky stěny trubky v této oblasti (materiál se přesune z tahové oblasti do tlakové oblasti) a v extrémním případě může dojít ke ztrátě stability a nastat zvlnění stěny, viz obr. 13. Zvlnění je jedním z hlavních technologických limitů ohýbání trubek pro dosažení přesných ohybů, protože snižuje pevnost, tuhost a únavovou životnost ohnuté trubky, a je proto nežádoucí u součástí vystavených vibracím a extrémním změnám provozního tlaku, ale velmi často je nežádoucí i z estetického hlediska. Mimoto zvlnění zvyšuje opotřebení ohýbacího nástroje, které může vést až k jeho poškození a úplnému zastavení procesu.

Pokud je zvlnění přípustné jsou jeho rozměry omezeny vnitřními podnikovými normami, nebo požadavkem konstrukce. Sleduje se počet vln, jejich rozteč a výška.

Zvlnění se objevuje převážně u tenkostěnných trubek a je ovlivněno



Obr. 13 Zvlnění stěny [19]

vlastnostmi materiálu, rozměry ohybu, způsobem zatížení a kontaktními podmínkami na styku trubky s nástrojem. Riziko vzniku vln roste se zmenšující se relativní tloušťkou stěny t_0/d_0 a relativním poloměrem ohybu R/d_0 . Do jisté míry lze vzniku vln zabránit použitím výplní a vyhlazovací lišty. Klíčovým pro zabránění vzniku vln je pak správné nastavení vůle mezi trubicí a jednotlivými částmi nástroje a snížení tření.

2.2.4 Odpružení po ohybu [9], [10], [16], [17]

Odpružení je nevyhnutelná změna tvaru způsobená vymizením elastické deformace po odtížení. V případě ohýbání trubek se změna projeví zmenšením úhlu ohybu „ α “ a zvětšením poloměru ohybu (obr. 14).

Odpružení ovlivňuje geometrickou přesnost součásti, která ovlivňuje návaznost a těsnost potrubí, nebo montáž součásti do vyšších celků. Podobně jako zvlnění je odpružení jedním z hlavních faktorů limitujících kvalitu ohybu a produktivitu výroby.

Zbytkový poloměr ohybu „ R_{zb} “ (konečný poloměr ohybu po odlehčení) vztažený k neutrální ose (obr. 14)

závisí na ohybovém momentu „ M_o “, tuhosti součásti, poloměru ohybu před odlehčením, úhlu ohybu a vlastnostech materiálu. Tuhost je kromě výchozích rozměrů trubky také spjata se zploštěním průřezu, změnou tloušťky stěny a posunem neutrální osy.

Zbytkový poloměr ohybu je dán vztahem:

$$R_{zb} = \frac{R_o}{1 - \frac{M_o \cdot R_o}{E \cdot J}} \quad (2.6)$$

kde: R_{zb} – zbytkový poloměr ohybu [mm]

M_o – ohybový moment [Nmm]

E – modul pružnosti v tahu [MPa]

J – kvadratický moment průřezu [mm⁴]

Přímo lze velikost odpružení stanovit pomocí úhlu odpružení „ $\Delta\alpha$ “ (obr. 14). Výpočet úhlu odpružení vychází z předpokladu, že tangenciální délka neutrální osy před odlehčením je rovna její délce po odlehčení.

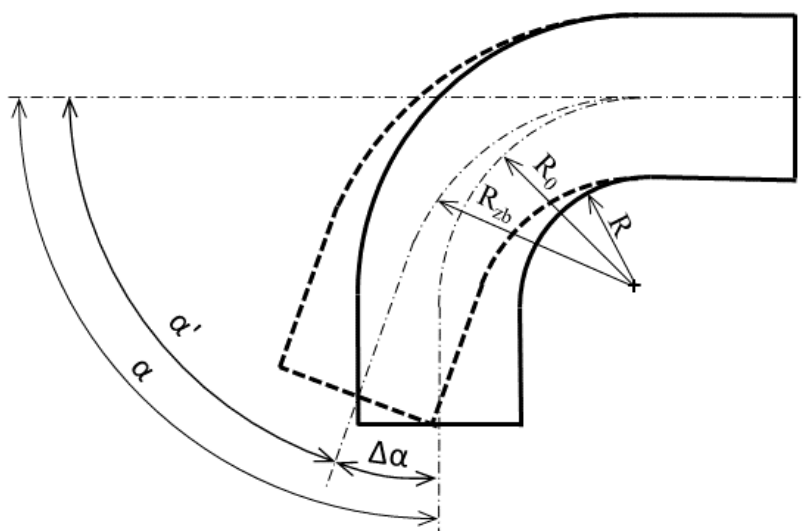
$$\Delta\alpha = \alpha - \alpha' = \frac{M_o \cdot R_o}{E \cdot J} \cdot \alpha \quad (2.7)$$

kde: $\Delta\alpha$ – úhel odpružení [°]

α – úhel ohybu [°]

α' – úhel ohybu po odpružení [°]

Vliv odpružení se v praxi eliminuje tak, že se úhel ohybu „ α “ zvětší o úhel odpružení „ $\Delta\alpha$ “, takže po odlehčení je dosaženo požadovaného úhlu. Vzhledem k velkému množství faktorů



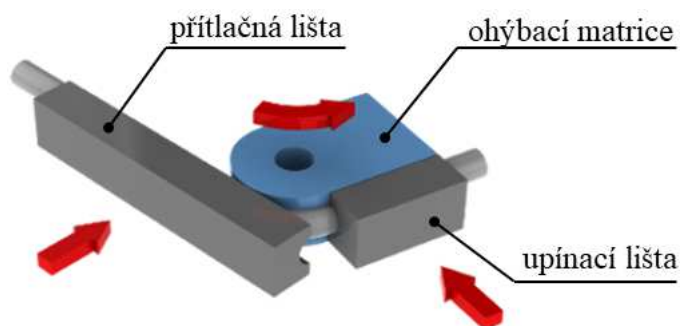
Obr. 14 Schématické znázornění odpružení

ovlivňujících velikost odpružení je jeho přesný výpočet komplikovaný, a proto nejefektivnější metodou stanovení odpružení je provedení experimentu.

2.3 Ohyb navíjením [9], [10], [11], [21]

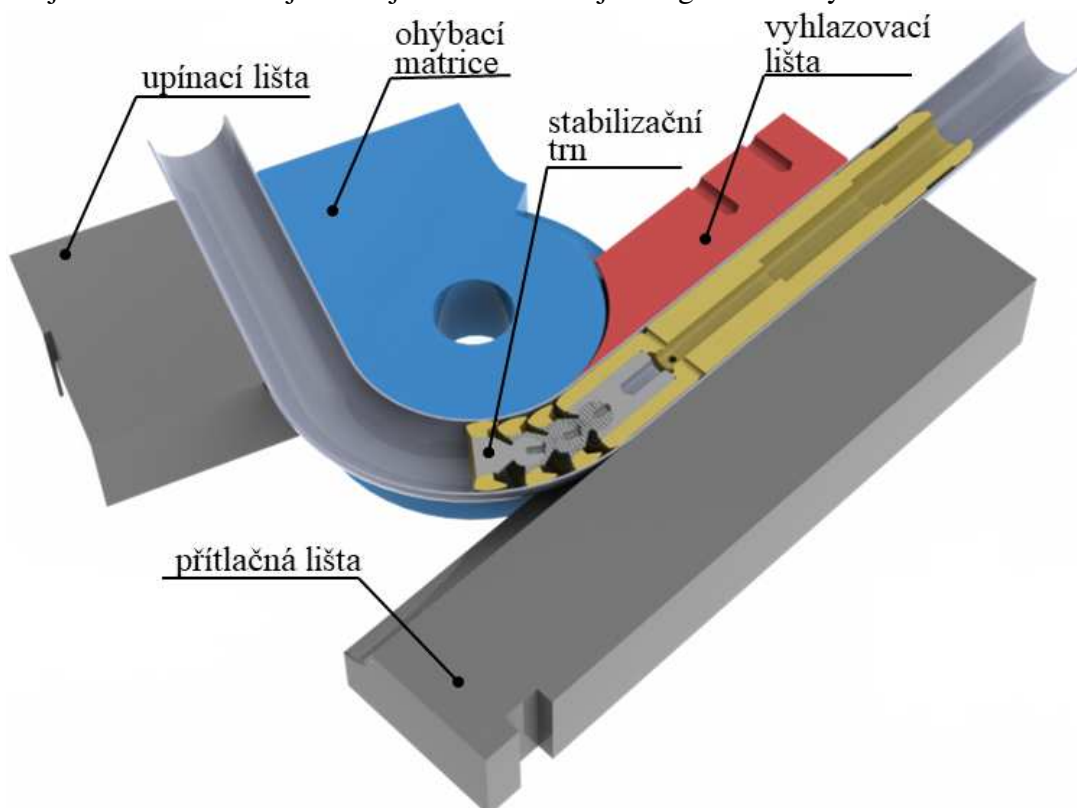
Navíjení je nejrozšířenější metodou ohýbání trubek. Metoda je univerzální a umožňuje ohýbání jak kruhových, tak i jiných průřezů. Umožňuje ohýbat trubky od průměru cca 12 mm do 250 mm na úhel ohybu přes 180 ° a poloměr ohybu menší jak průměr trubky. Navíjet lze manuálně, strojně, nebo strojně s NC řízením.

Při navíjení je polotovar pevně upnut k ohýbací matici pomocí upínací lišty (čelisti). Ohyb je realizován otáčením matrice, do které je trubka přitlačována přitlačnou lištou, viz obr. 15. Přitlačná lišta může být buď pevná, nebo pohyblivá, která se pohybuje společně s polotovarem, aby se zamezilo tření způsobenému smýkáním trubky po liště. Možnou a málo používanou možností je nahradit přitlačnou lištu kladkou.



Obr. 15 Schéma principu ohybu navíjením [21]

Tření, které má za následek zvýšení celkové deformace a krouťícího momentu ohýbací matrice, se omezuje mazáním. V případě užití trnu se používá husté mazivo, které se nahřáté vstříkuje do trubky, nebo se mazivo přivádí do kritických míst vnitřkem trnu během ohýbání. Vyhlazovací lišta a vnější povrch trubky se naopak mažou jen velmi tenkou vrstvou maziva. Obecně jsou k lubrikaci nejvhodnější minerální oleje a organické tuky.



Obr. 16 Funkční části ohýbacího nástroje [21]

2.3.1 Nástroje [9], [10], [11], [21], [22]

Základní sada pro ohyb navíjením je složena z ohýbací matrice, upínací lišty a přítlačné lišty. V případě, že jsou požadovány náročnější ohyby, při kterých za běžných podmínek vznikají nepřijatelné defekty (zploštění, zvlnění), využívá se dalšího příslušenství, které případným defektům předchází (stabilizační trn, vyhlazovací lišta), ovšem s rozšiřující se sadou nástrojů roste pořizovací cena. Úplná sada nástrojů je znázorněna na obr. 16.

- Ohýbací matrice – je základní nástroj, který definuje tvar ohybu. Kromě válcové plochy, na kterou je polotovar navíjen, je opatřena ještě i rovnou upínací částí (obr.16). Povrch upínací části může být zdrsňen vroubkováním, nebo pískováním, aby se zabránilo prokluzování. Pokud je požadován hladký povrch, aby matrice nezanechávala stopy na povrchu součásti, musí se upínací část adekvátně prodloužit. Matrice je opatřena drážkou, do které je přítlačnou lištou tlačena trubka. Drážka má stejnou šířku jako je vnější průměr ohýbané trubky a její hloubka by měla odpovídat přibližně polovině vnějšího průměru. Vyrábí se z nástrojové oceli s následným tepelným zpracováním a pro zajištění otěruvzdornosti může být povrch navíc ještě nitridován. V případě, že se na součásti vyskytuje více ohybů s různými poloměry ohybu skládají se matrice do sad („zásobníků“), viz obr. 17.



Obr. 17 Ohýbací matrice [21]

- Upínací lišta – je nástroj, jehož úkolem je vytvářet tlak mezi upínací částí matrice a trubkou. Má stejnou povrchovou úpravu a délku jako upínací část matrice, která musí být dostatečně dlouhá, aby uchycení polotovaru bylo dostatečně pevné a nedocházelo k prokluzování. U tenkostěnných trubek velký průměrů (nad 50 mm) je zabránit prokluzu velmi obtížné, protože lišta by musela být neprakticky dlouhá a zvýšení tlaku není kvůli deformaci průřezu možné. Rovněž je opatřena drážkou o stejné šířce jako je průměr ohýbané trubky. Vyrábí se ze stejného materiálu jako matrice.
- Přítlačná lišta – slouží k natlačení polotovaru do drážky ohýbací matrice a k podepření jeho vnější strany. Pro běžné nenáročné ohyby se používá pevné provedení přítlačné lišty, ovšem nejběžnější je provedení pohyblivé. Pohyblivá lišta se během ohýbání pohybuje společně s trubkou, čímž se minimalizují třecí odpory, a tím je zabezpečena lepší kvalita ohybu. Délka přítlačné lišty je rovna rozvinuté délce ohybu navýšené o přírůstek na upnutí (pevná lišta může být i kratší). Je opatřena drážkou jejíž rozměry jsou stejné jako na ohýbací matici. Méně časté je rotační provedení, kdy je lišta nahrazena kladkou, která však neposkytuje dostatečnou podporu a deformace průřezu je větší než u předchozích provedení. Přítlačné lišty se vyrábí ze stejného materiálu jak matrice, u pevných přítlačných lišt je kladen zvýšený důraz na otěruvzdornost.



Obr. 18 Vyhlazovací lišta [22]

- Vyhlazovací lišta (vyhlazovač) – se používá k zabránění vzniku zvlnění na vnitřní straně ohybu, která je vystavena vysokému tlakovému napětí a deformaci, které způsobují zpětný pohyb materiálu do ještě neohnuté části trubky, kde tento jev může bez podpory vyhlazovače způsobit zvlnění. Uplatnění má zejména u tenkostěnných trubek. Vyhlazovač je opatřen drážkou, která v úzkém

tolerančním poli přesně kopíruje vnější tvar trubky, a ze spodní strany je obroben tak, aby přesně zapadl do drážky ohýbací matrice. Zakončen je tenkým břitem, který musí co nejdokonaleji vyplnit prostor mezi trubkou a matricí před bodem ohybu, viz obr. 18. Nejvhodnějším materiálem pro výrobu vyhlazovacích lišt jsou hliníkové bronzy.

- Stabilizační trny – jsou nejčastější formou výplní používaných u navíjení. Jejich úkolem je podepřít stěnu trubky na vnější straně ohybu, zatímco je navíjena na matrici, a tím zmenšit míru zploštění a zabránit vzniku vln na vnitřní straně ohybu. Stabilizační trny jsou nejčastěji buď pevné (kolíkové, tvarové), nebo segmentové, viz obr. 19. Správná volba trnu je z hlediska kvality ohybu zcela zásadní a závisí jak na relativní tloušťce stěny, tak na relativním poloměru ohybu. Trn se umísťuje tak, aby největší průměr trnu mírně přesahoval za bod ohybu. Nesprávné nastavení trnu může vést ke vzniku trhlin. Velikost přesazení se určuje na základě provedených zkoušek. Trny musí být tvrdé a odolávat abrazi, takže se vyrábějí z nástrojových, nebo nízkouhlíkových cementovaných ocelí.



Obr. 19 Stabilizační trny (shora kolíkový, tvarový, segmentový) [21]

3 VLIV LEGUJÍCÍCH PRVKŮ NA MECHANICKÉ VLASTNOSTI A TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ [1], [23], [24]

V automobilovém průmyslu v současnosti vládne trend snižovat hmotnost za účelem snížení spotřeby paliva a emisí a zvyšovat bezpečnost vozidel. Z těchto požadavků plyne zvyšování nároků na materiál. Vyžadovány jsou vysoké pevnostní vlastnosti, které umožní snížit hmotnost a současně zachovat, popřípadě navýšit tuhost a pevnost součástí, ale zároveň je požadována dostatečně vysoká plasticita, aby bylo možné daný materiál tvářet. Navíc se pro různé součásti v závislosti na jejich funkci mohou požadavky na vlastnosti materiálu výrazně měnit, takže není možné použít jeden univerzální materiál. Používá se velké množství různých druhů ocelí (legované, mikrolegované, vysokopevnostní, pružinové), ale i slitiny neželezných kovů (hliníkové slitiny) a kompozitní materiály.

Nelegované oceli již nemohou splnit všechny zvýšené požadavky kladené na vlastnosti součástí, a proto je nutné jejich vlastnosti vylepšovat legováním. Zvýšené požadavky na mechanické vlastnosti daly vzniknout vysokopevnostním ocelím.

Tradiční vysokopevnostní oceli jsou slitiny železa s uhlíkem a manganem s feriticko-perlitickou mikrostrukturou. Pevnost takových ocelí se odvíjí zejména od obsahu uhlíku avšak zvyšování obsahu uhlíku výrazně zhoršuje houževnatost oceli (obsah bývá do 0,2 hm%). Legováním manganem a křemíkem se dosahuje substitučního zpevnění, avšak nejdůležitějším mechanismem zpevnění, který přispívá k navýšení pevnosti a zároveň nesnižuje houževnatost a plasticitu oceli, je zjemnění zrna. Toho se dosahuje buď mikrolegováním (titan, niob), nebo termomechanickým zpracováním, nejčastěji se však používá kombinace obojího. Tímto způsobem lze dosáhnout meze kluzu až okolo 460 MPa.

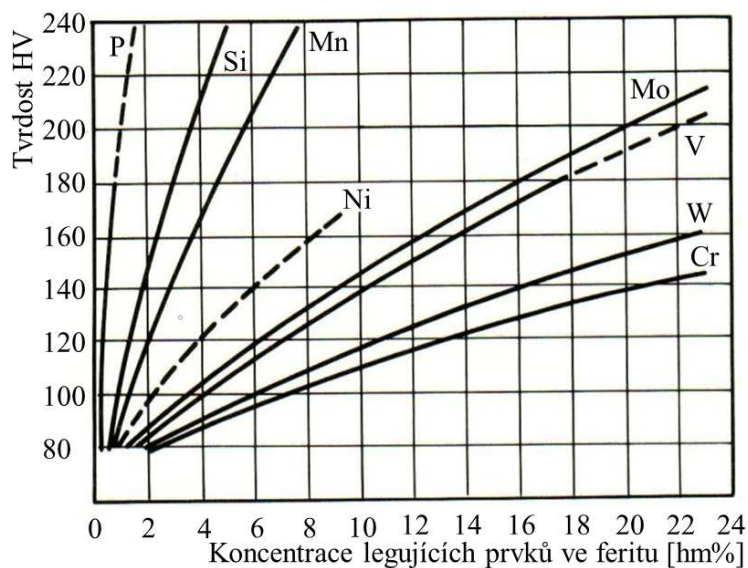
Pro dosažení vyšších pevnostních vlastností je nutné upravit mřížku feritu a vyhnout se tvorbě perlitu. Toho se dosahuje dodatečným tepelným zpracováním, nebo zvýšením rychlosti ochlazování přímo z doválcovací teploty. Výslednou mikrostrukturou je buď bainit (oceli s mezí kluzu až 800 MPa), nebo martenzit (oceli s mezí kluzu až 1200 MPa). Tyto oceli jsou navíc ještě legovány pro zvýšení prokalitelnosti a zvýšení kritické rychlosti ochlazování (molybden, bór).

V následujících kapitolách jsou popsány vlivy některých prvků, které se často vyskytují ve vysokopevnostních (mikrolegovaných) ocelích a jejich dopady na tepelné zpracování a mechanické vlastnosti oceli.

3.1 Mangan [1], [24], [25], [26], [27], [28], [29]

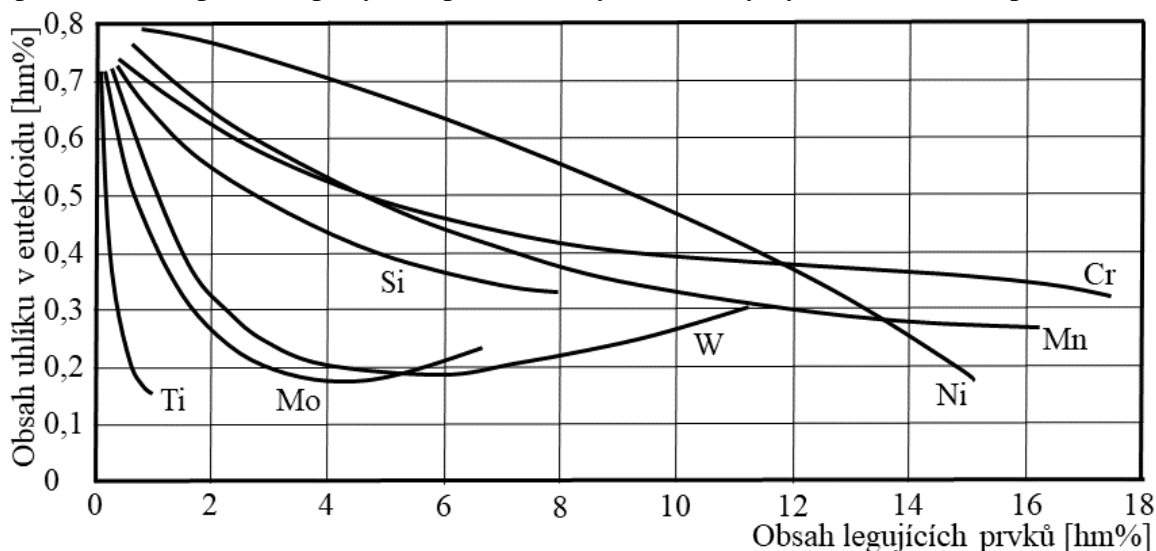
K legování konstrukčních ocelí se často využívá mangan, zejména v kombinaci s jinými prvky, protože je levný a snadno dostupný. U běžných konstrukčních vysokopevnostních ocelí se používá až do obsahu 2 hm%. Při legování oceli manganem je třeba brát v úvahu jeho velký sklon k odměšování a nízkou difuzní rychlost. Část manganu bývá ve slitinách rozpuštěna v základní kovové matici (ferit, nebo austenit), a protože je mangan slabý karbidotvorný prvek, tak zbylá část tvoří podvojný cementit $(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{C}$ (mangan je rozpuštěný v cementitu), ale samostatné sloučeniny s uhlíkem netvoří. Rozdělovací koeficient závisí na koncentraci manganu a uhlíku. Pouze ta část, která je rozpuštěna v matici, způsobuje substituční zpevnění feritu, čímž zvyšuje jeho tvrdost (obr. 20) a snižuje tažnost. Růst pevnostních vlastností je silně závislý na obsahu uhlíku. Největší nárůst pevnosti lze pozorovat u ocelí s obsahem uhlíku do 0,15 hm%, u ocelí s vysokým obsahem uhlíku se pevnost zvyšováním koncentrace manganu zvyšuje jen nepatrně. Snížení tažnosti je zpočátku malé, větší pokles je pozorován až při koncentraci nad 2 hm%.

Mangan je jedním z austenitotvorných prvků, které zcela otevírají oblast austenitu (teploty A_{c1} a A_{c3} se snižují a teplota A_{c4} se zvyšuje). Při vysoké koncentraci manganu je možné dosáhnout stabilní austenitické, nemagnetické mikrostruktury i při pokojové teplotě. Tohoto vlivu se využívá u levnějších austenitických korozivzdorných ocelí, kde je manganem nahrazován dražší nikl, ale za cenu mírného snížení korozivzdorných vlastností. Jelikož je austenit stabilní v celém rozsahu teplot, nelze u těchto ocelí provádět tepelné zpracování s překrystalizací.



Obr. 20 Vliv legujících prvků na tvrdost feritu [26]

Přísada manganu zvyšuje rozpustnost uhlíku v austenitu (snižuje aktivitu uhlíku). Eutektoidní bod se posouvá doleva, tj. koncentrace uhlíku v eutektoidu oceli s příměsí manganu je nižší než v binárním metastabilním rovnovážném diagramu Fe-Fe₃C, viz obr. 21. Současně se snižuje eutektoidní teplota (A_{c1}), viz obr. 22. Důsledkem snížení teploty A_1 je zjemnění lamel perlitu, které má za následek zvýšení pevnosti. Toto působení manganu je nevýhodné v případě žíhání naměkko, protože v důsledku snížení teploty A_{c1} je nutné snížit teplotu žíhání a pokles teploty kompenzovat zvýšením doby výdrže na žíhací teplotě.

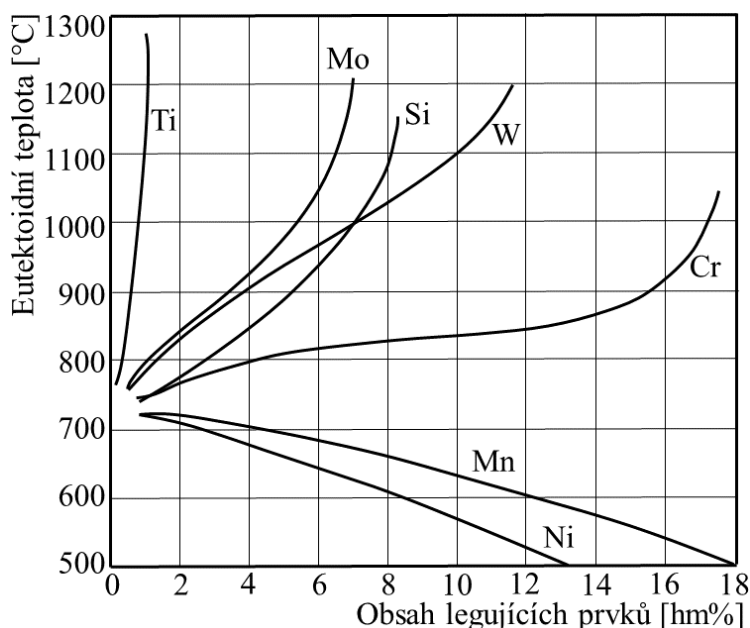


Obr. 21 Vliv legujících prvků na složení eutektoidu [28]

Přidáním manganu do ocelí dochází k výraznému ovlivnění tepelného zpracování. S rostoucí koncentrací manganu se zpomaluje rozpad austenitu ve feritické, perlitické a bainitické oblasti. Křivky v diagramech ARA a IRA se posouvají směrem doprava, takže se zvyšuje prokalitelnost. Ke zvýšení prokalitelnosti nejvíce přispívá v koncentracích větších než 0,8 hm% a větší vliv má v ocelích s nízkým a vysokým obsahem uhlíku než v ocelích se středním obsahem uhlíku. Zároveň se oblasti perlitu a bainitu od sebe oddělují, takže vzniká pásmo, ve kterém je austenit po delší dobu stabilní. Protože mangan snižuje i teplotu M_s (obr. 23), zvyšuje se v mikrostruktuře ocelí s vyšší koncentrací uhlíku po kalení obsah zbytkového austenitu.

Nízkolegované oceli s obsahem manganu jsou citlivé na hrubnutí zrna, takže je nutné přesně dodržovat austenitizační teplotu při tepelném zpracování, nebo zmírnit hrubnutí dolegováním např. vanadem.

Uhlíkové a nízkolegované oceli s obsahem manganu větším jak 0,5 hm% mají vyšší citlivost k vysokoteplotní popouštěcí křehkosti. Popouštění proto probíhá na teplotě nad pásmem popouštěcí křehkosti a současně se z ní ochlazuje do vody. Popouštěcí křehkost lze odstranit legováním molybdenem, ale pouze do obsahu 2,5 hm% Mn, nad touto hranicí již molybden popouštěcí křehkost neodstraní. Legování manganem nezvyšuje odolnost zakalených ocelí proti popouštění, ale naopak snižuje stabilitu přesyceného tuhého roztoku, ovšem zvyšuje tvrdost popuštěného martenzitu, protože brání hrubnutí (slučování) karbidů, čímž zabraňuje růstu zrn.



Obr. 22 Vliv legujících prvků na eutektoidní teplotu [28]

Nejčastěji se mangan do ocelí přidává za účelem navázání nečistot jako slabé dezoxidovadlo. S kyslíkem a sírou tvoří sloučeniny s vysokou teplotou tavení (vyšší než železo), čímž zásadně snižuje nebezpečí vzniku nízkotavitelných eutektik pod teplotou solidu, která působí problémy při svařování a tvářeni za vysokých teplot. Přísada 0,3 – 1 hm% Mn příznivě ovlivňuje vyloučení sulfidů a snižuje tak jejich nepříznivé působení na houževnatost a tranzitní teplotu oceli. Kromě toho samotný mangan rozpuštěný v tuhém roztoku sám o sobě zvyšuje houževnatost a snižuje tranzitní teplotu oceli.

3.2 Křemík [1], [24], [25], [26], [29]

Do určité míry bývá křemík obsažen ve většině vyráběných ocelí, protože se používá k dezoxidování, a proto se do obsahu 0,5 hm% nepovažuje za legující prvek. Křemík není karbidotvorný prvek, a proto se zcela rozpouští v tuhém roztoku. Rozpustnost křemíku ve feritu je vysoká (14 hm% při normální teplotě) a s teplotou se zvyšuje.

Jak je patrné z obr. 20, křemík se velkou měrou podílí na substitučním zpevnění tuhého roztoku a zvyšuje mez pevnosti a kluzu. Ovšem v obsahu nad 0,7 hm% již snižuje plastické vlastnosti a klesá vrubová houževnatost, a proto se až na výjimky používá v koncentraci do 2 hm%. Zvýšená koncentrace je výhodná třeba u ocelí zušlechťovaných na vysokou pevnost (pružinové).

Křemík je silně feritotvorný prvek, a proto zužuje oblast austenitu. Eutektoidní bod se proto posouvá doleva (snižuje se obsah uhlíku v eutektoidu, viz obr. 21) a vyšším teplotám (viz obr. 22). Z toho také plyne růst teplot A_{c1} a A_{c3} , a proto je třeba při tepelném zpracování počítat se zvyšováním transformačních teplot. Teplota M_s se u křemíkových ocelí výrazněji nemění (viz obr. 23).

Legování křemíkem zvyšuje prokalitelnost, i když méně než jiné prvky (Cr, Mn), avšak největší roli hraje při popouštění ocelí. Křemík stabilizuje martenzit a posouvá počátek jeho

rozpadu k vyšším teplotám, takže zpomaluje pokles pevnosti při popouštění (zvyšuje odolnost proti popouštění), čehož se využívá u vysokopevnostní ocelí. Důvodem je, že v první fázi popouštění křemík brzdí precipitaci karbidů/cementitu (nejvýrazněji při vyšších koncentracích nad 1 hm%) a v další fázi stabilizuje metastabilní (přechodové) karbidy. U ocelí legovaných křemíkem roste nebezpečí vysokoteplotní křehkosti, proto je nutné popouštět nad pásmem kritických teplot a po výdrži rychle zchladit. Nízkoteplotní popouštěcí křehkost se posouvá k vyšším teplotám. Také se zvyšuje sklon k oduhličování.

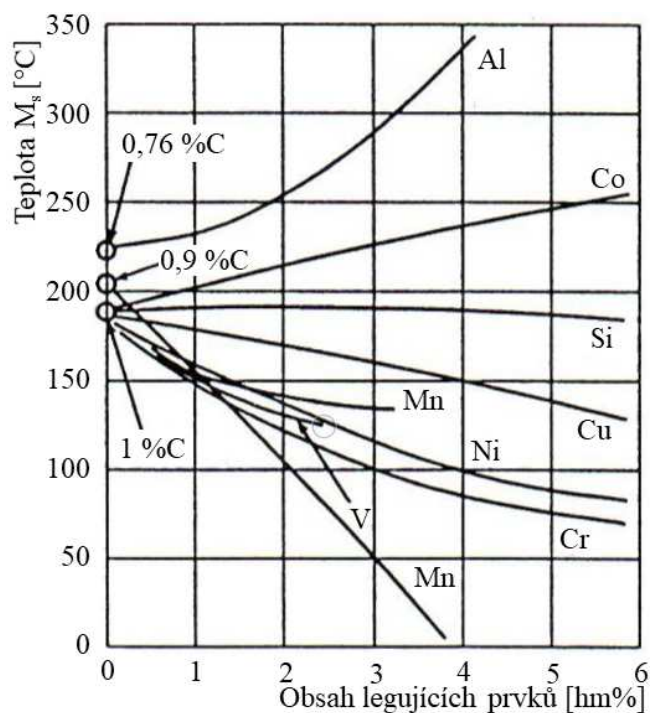
Přísada křemíku (nad 0,2 hm%) příznivě ovlivňuje odolnost oceli vůči atmosférické korozi. V kombinaci s chromem pomáhá stabilizovat vrstvu oxidů a zabránovat jejímu odlupování za zvýšených teplot, a proto se používá v některých žáruvzdorných ocelích.

3.3 Chrom [1], [24], [26], [27], [29]

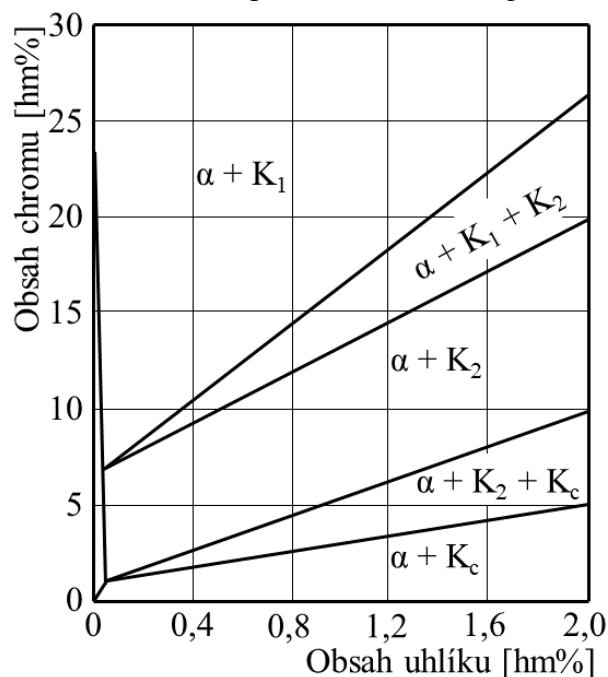
Protože je levný a ovlivňuje mnoho vlastností je chrom nejčastější přísadou ocelí na zušlechťování. Za legující prvek se považuje až od obsahu 0,3 hm%, při nižších koncentracích se do ocelí dostává jako nečistota při přetavování ocelového odpadu, nebo mikrolegováním. Chrom je karbidotvorný prvek, takže část chromu tvoří s uhlíkem karbidy a část je rozpouštěna v tuhém roztoku. Chrom rozpuštěný v základní kovové matici mírně zvyšuje pevnost feritu substitučním zpevňováním mřížky (obr. 20), přičemž plastické vlastnosti klesají až do obsahu 2 hm% jen velmi pomalu.

Typ karbidů na jejichž vzniku se chrom podílí, závisí na obsahu uhlíku a chromu, viz obr. 24. Podvojný karbid $(Fe, Cr)_3C$, který se označuje jako K_c nebo M_3C , se tvoří při nízkých koncentracích chromu. S rostoucí koncentrací chromu je pak karbid K_c postupně nahrazován karbidem $(Fe, Cr)_7C_3$ označovaným K_2 , který je později nahrazen karbidem $(Fe, Cr)_{23}C_6$ označovaným K_1 . Nejvyšší tvrdosti dosahuje karbid K_2 .

Chrom je feritotvorný prvek, takže s jeho rostoucím obsahem se zužuje oblast



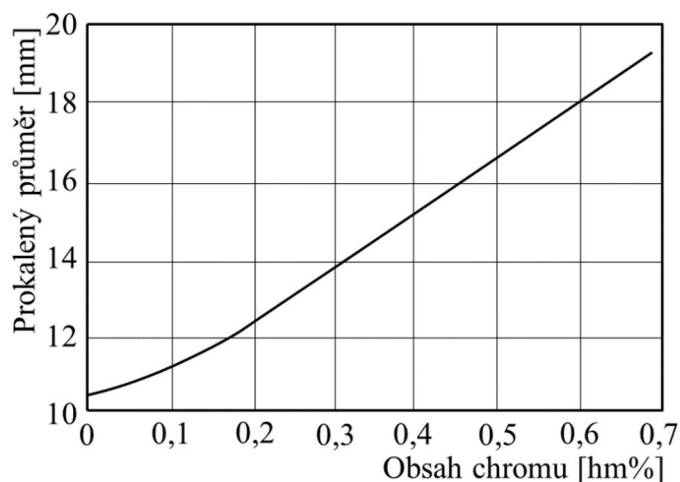
Obr. 23 Vliv legujících prvků na teplotu M_s [26]



Obr. 24 Typy karbidů v soustavě Fe-Cr-C [24]

austenitu a eutektoidní bod se posouvá doleva (obsah uhlíku v eutektoidu se snižuje, viz obr. 21) a k vyšším teplotám (obr. 22). Zároveň chrom snižuje teplotu M_s (obr. 23) a v malých koncentracích se využívá ke zvýšení prokalitelnosti (viz obr. 25), protože zvyšuje stabilitu austenitu a brzdí jeho rozpad na ferit, perlit a bainit, takže křivky začátku transformace se v IRA a ARA diagramech posouvají doprava (kritická rychlost ochlazování se snižuje). Oblasti bainitu a perlitu se se zvyšujícím se obsahem chromu oddělují a od koncentrace 3,5 hm% se vytváří pásmo teplot, ve kterém je austenit při izotermické výdrž dlouhou dobu stabilní.

Nicméně pro zvýšení prokalitelnosti je podmínkou úplné rozpuštění karbidů při austenitizaci, protože na zvýšení prokalitelnosti se podílí pouze chrom rozpuštěný v matici. Nerozpuštěné karbidy naopak prokalitelnost snižují, protože slouží jako krystalizační zárodky. S tímto se musí počítat při volbě austenitizační teploty, protože rozpouštění karbidů chromu nastává až při vyšších teplotách. Chrom zvyšuje odolnost proti popouštění, ale také při pomalém ochlazování způsobuje vysokoteplotní popouštění křehkost, takže je třeba ocel z popouštěcí teploty rychle zchladit.



Obr. 25 Vliv chromu na prokalitelnost oceli o chemické složení 0,2%C, 0,3%Mn, velikost zrna 4 podle ASTM, kaleno do vody [24]

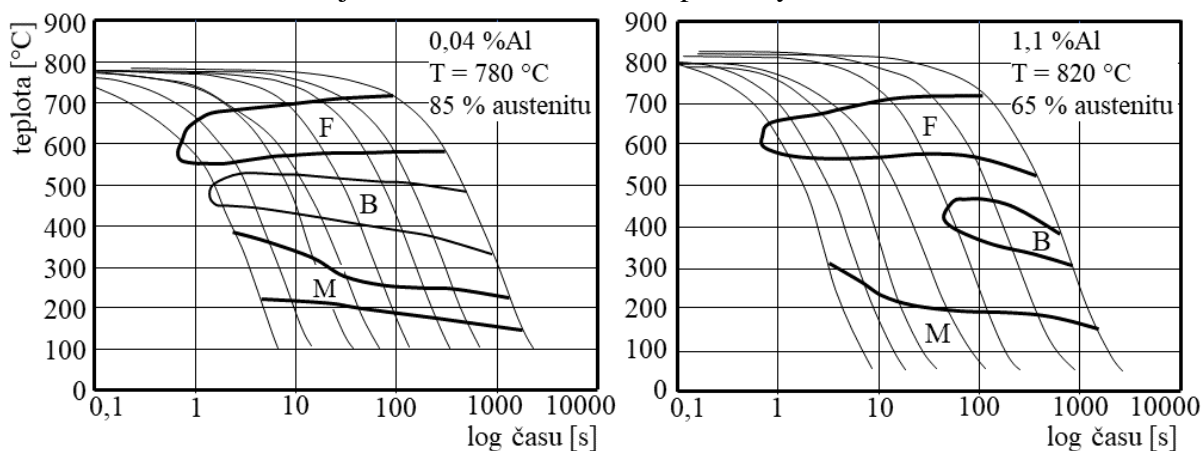
Už při nízkých koncentracích chrom zvyšuje odolnost proti atmosférické korozi a při obsahu nad 12 hm% chromu se na povrchu ocelí tvoří ochranná vrstvička oxidů (pasivační vrstva), která velmi zpomaluje korozi zejména v oxidačním prostředí. S rostoucím obsahem se stálost ocelí zvyšuje. Tvorbu pasivační vrstvy podporuje nikl a zvyšuje odolnost proti korozi v redukčním prostředí. Chrom se používá také zvýšení žáruvzdornosti.

3.4 Hliník [1], [24], [26], [27], [28], [29], [30], [31]

Prísada hliníku do 0,1 hm% rozpuštěná v tuhém roztoku vůbec neovlivňuje pevnost ani tažnost oceli, avšak klesá vrubová houževnatost. Při vyšších koncentracích hliník substitučně zpevňuje kovovou matici, ale jeho hlavní vliv na mechanické vlastnosti spočívá ve zjemnění zrna. Hliník není karbidotvorný prvek, ale má silnou afinitu k dusíku, se kterým tvoří nitridy (AlN). Už při nízkých koncentracích (0,03 až 0,1 hm%) se v mikrostruktuře oceli vyskytuje velké množství malých disperzních precipitátů k jejichž rozpuštění je nutná vysoká teplota. Tyto precipitáty zakotvují hranice austenitických zrn, a tím zpomalují růst austenitického zrna, čímž se při překrystalizaci austenitu dosáhne zjemnění mikrostruktury, a tím výrazně naroste pevnost i tažnost. Kromě toho se vysoké afinity k dusíku využívá u hlubokotažných ocelí náchylných ke stárnutí k zmírnění tohoto jevu vyvázáním dusíku na hliník.

Jako feritotvorný prvek hliník uzavírá oblast austenitu a s rostoucím obsahem se zvyšují teploty A_{c1} a A_{c3} s tím, že se tyto teploty od sebe vzdalují, protože teplota A_{c3} roste výrazně rychleji. S tímto jevem je třeba počítat při tepelném zpracování, a proto je obsah hliníku větší než 0,1 hm% jen ve speciálních případech. Prísada hliníku nemá vliv na prokalitelnost, ale zároveň zvyšuje teplotu M_s (obr. 23). Obdobně jako křemík brání hliník tvorbě karbidů/cementitu, čímž zvyšuje odolnost proti popouštění. Tato vlastnost se uplatňuje také při

precipitaci bainitického cementitu, kdy hliník brání jeho vzniku. Tím se zpomalí rozpad austenitu na bainit a zvětšuje se rozsah martenzitické přeměny, viz obr. 26.



Obr. 26 Vliv hliníku na ARA diagram ochlazování dvoufázové oceli (0,09 %C, 2 %Mn, 0,6%(Cr+Mo)) z mezikritických teplot [1]

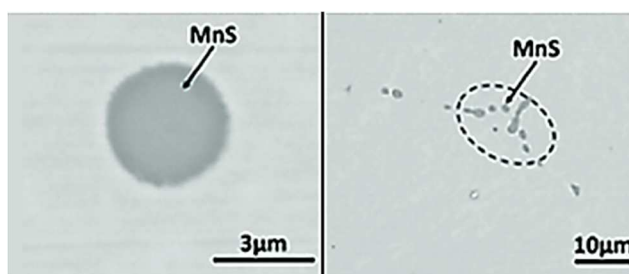
Při výrobě ocelí se hliník používá k dezoxidaci, takže kromě nitridů se ve struktuře ocelí vyskytují také oxidy hliníku. Ve větších koncentracích přispívá ke stabilizaci vrstvy oxidů na povrchu oceli a zlepšuje odolnost vůči oxidaci, a proto se využívá v žáruvzdorných ocelích. Zvýšený obsah okolo 1 hm% je také požadován u ocelí určených k nitridování.

3.5 Síra, fosfor [1], [24], [25], [27], [29], [32], [33]

Tyto dva prvky jsou až na výjimky v ocelích považovány za nečistoty, které se do ocelí dostávají z rud a strusky. Jejich obsah je přísně hlídán, protože oba negativně ovlivňují houževnatost.

Síra má velmi malou rozpustnost v železe i za zvýšených teplot, a proto pokud je při tuhnutí oceli přítomná ve větší míře (nad 0,05 hm%), tvoří s železem nízkotavitelná eutektika, která vyplňují mezidendritické prostory a jsou v tekutém stavu i hluboko pod teplotou tuhnutí oceli. To způsobuje vznik likvačních trhlin za horka při tváření za tepla, ale i při svařování. Fosfor rovněž tvoří nízkotavitelná eutektika, ale jelikož má výrazně vyšší rozpustnost než síra, je snazší udržet jeho koncentraci na takové úrovni, kdy k jejich vzniku nedochází, a proto nepředstavují tak velký problém jako v případě síry.

Síra rozpuštěná v tuhém roztoku má silnou tendenci segregovat na hranicích austenitických zrn a způsobuje velký nárůst v tranzitní teplotě a pokles houževnatosti. Kromě toho stabilizuje perlitickou strukturu, zhoršuje svařitelnost, schopnost k cementování a zpomaluje tvorbu pasivační vrstvy (zhoršuje korozní odolnost). Z těchto důvodů by měl být obsah síry v ocelích co nejnižší. Toho se dosahuje při dezoxidaci manganem, se kterým síra tvoří sulfidy, které jsou odstraněny společně se struskou. Zbylé malé množství síry je obsaženo ve vměstcích (sulfid manganu) kulovitěho tvaru (obr. 27), které mají pozitivní vliv na houževnatost a vysokou teplotu tavení.



Obr. 27 Vměstky MnS v oceli [33]

Fosfor výrazně zvyšuje pevnost a tvrdost feritu (obr. 20) a jeho vliv na tažnost závisí na množství uhlíku. Při velmi nízkém obsahu uhlíku (do 0,01 hm%) se uvádí vliv fosforu na zvýšení tažnosti, avšak při vyšších koncentracích uhlíku má opačný efekt a navíc výrazně

sníží houževnatost a zvyšuje tranzitní teplotu (již od 0,05 hm% P). U vysokopevnostních ocelí fosfor snižuje mez únavy a je jednou z hlavních příčin vysokoteplotní popouštěcí křehkosti, kdy se v rozsahu kritických teplot fosfor a společně s dalšími nečistotami segreguje po hranicích zrn. Fosfor také výrazně zvyšuje prokalitelnost, avšak vzhledem k nepříznivému vlivu na houževnatost se pro tento účel nepoužívá.

Vzhledem k četným negativním vlivům je v ocelích ve většině případů požadován co nejnižší obsah fosforu. Z nízkolegovaných ocelí ho lze snadno odstranit při dezoxidaci, ale u ocelí s vyšším obsahem chromu je jeho odstranění obtížnější.

Výjimky, kde je požadován zvýšený obsah těchto prvků, tvoří automatové oceli, kde je obsah síry až 0,3 hm% pro zlepšení obrobitelnosti, a oceli se zvýšenou odolností proti atmosférické korozi, kde je obsah fosforu až 0,15 hm% většinou v kombinaci s niklem, aby se kompenzoval pokles houževnatosti.

3.6 Titan, niob [1], [24], [27], [29], [34], [35]

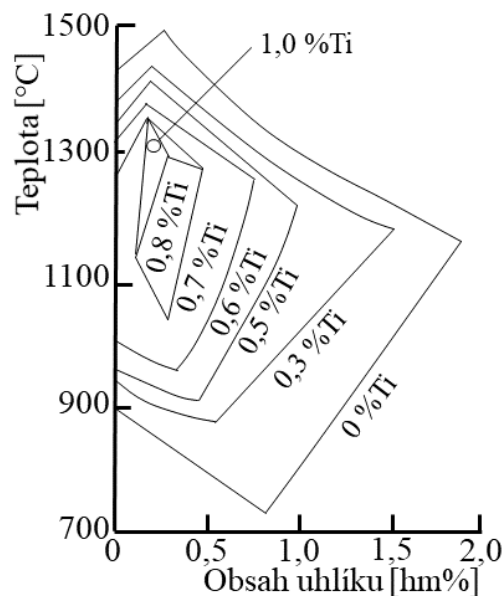
Oba tyto prvky jsou silně feritotvorné a uzavírají oblast austenitu. Vliv titanu na oblast austenitu je znázorněn na obr. 28. Eutektoidní bod se s rostoucím obsahem titanu posouvá doleva (obsah uhlíku v eutektoidu se snižuje, viz obr. 21) a k výrazně vyšším teplotám (viz obr. 22). V případě, že jsou titan a niob rozpuštěny v matici, zvyšují pevnost feritu, ale také zvyšují tranzitní teplotu a snižují houževnatost. Nicméně se jedná o silné karbidotvorné prvky, takže je jich většina přítomná v karbidech, ale také v nitridech a karbidnitridech.

Jejich vysoká afinita k dusíku způsobuje, že už v tavenině vznikají stabilní nitridy (TiN, NbN), které pak v tuhém stavu i za vysokých teplot zakotvují hranice austenitu a zabraňují jim v růstu, čímž přispívají k dosažení jemnozrné struktury. Pokud není obsah dusíku záměrně navýšen, mají nitridy větší vliv na nárůst pevnosti důsledkem zjemnění zrna než vlivem precipitačního vytvrzování. K precipitačnímu vytvrzování se používají karbidy těchto prvků, které jsou pro tento účel vhodnější, protože je možné je rozpustit při austenitizaci (teplota austenitizace 1100 °C a vyšší). Po kalení z austenitizační teploty se oceli vytvrzují na teplotě 500-600 °C (tzv. popouštění na sekundární tvrdost). Optimální množství titanu nebo niobu se pohybuje mezi 0,02 až 0,08 hm%. Na dolní hranici se tvoří převážně jen nitridy a dochází ke zjemnění zrna, oceli s obsahem na horní hranici se používají k vytvrzování a ke zlepšení odolnosti proti tečení (creepu).

Titan tvoří stabilní sloučeniny s kyslíkem, uhlíkem, dusíkem a sírou, takže je možné ho využít jako dezoxidovadlo, ale vzhledem k vysoké se ceně se tímto způsobem nevyužívá. Používá se však k řízení morfologie sulfidů manganu, ke snížení rizika mezikrystalické koroze a k omezení stárnutí.

3.7 Bór [1], [23], [26], [32], [34], [35], [36], [37], [38], [39], [40], [41], [42], [43], [44], [45]

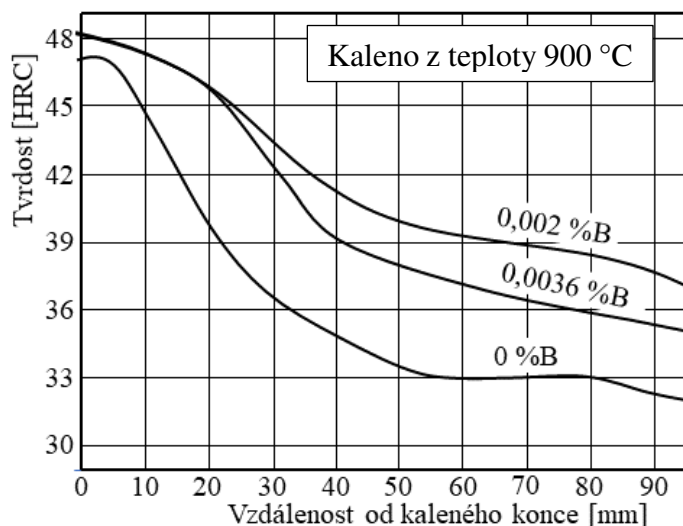
Jedním z hlavních legujících prvků v mikrolegovaných vysokopevnostních ocelích je bór. Hlavním důvodem, proč se bór přidává do ocelí, je zvýšení prokalitelnosti (obr. 29) tím, že



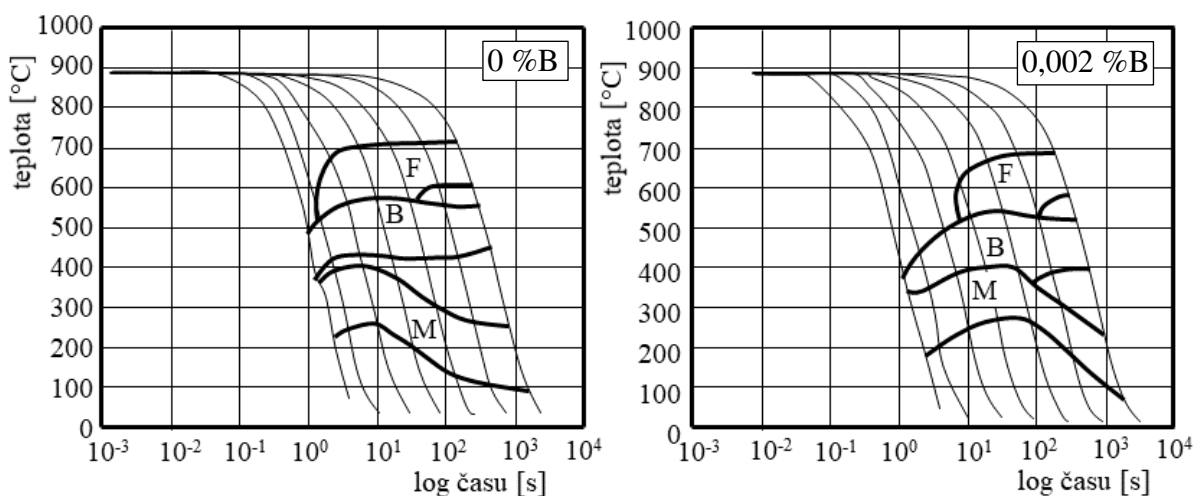
Obr. 28 Vliv obsahu titanu [hm%] na oblast austenitu [27]

stabilizuje austenitickou fází a potlačuje její transformaci na ferit a perlit. Inkubační doba feritu se prodlužuje a teploty B_s a M_s se snižují. K rozpadu austenitu tím pádem dochází až za nižších teplot a produkty této přeměny jsou martenzit a bainit. Na obr. 30 jsou zobrazeny ARA

diagramy oceli bez bóru a oceli s bórem, vliv bóru na křivky diagramu je zde jasně patrný. Zvyšování prokalitelnosti pomocí bóru je velmi ekonomicky výhodné, protože nejenže je bór nejefektivnější přísadou ocelí pro zvýšení prokalitelnosti, ale požadovaného efektu je dosaženo už při velmi nízkých obsazích (do 0,003 hm%) a cena bóru je v porovnání s některými dalšími prvky, které se přidávají do ocelí za stejným účelem, nízká. Samotné legování bórem nemá výrazný přímý vliv na pevnostní vlastnosti oceli, změna pevnosti je spojena až s podmínkami tepelného zpracování.



Obr. 29 Jominiho zkouška prokalitelnosti oceli s chemickým složením: 0,27 %C, 0,3 %Si, 0,7 %Mn, 1,1 %Cr, 0,3 %Mo, 0,06 %V, 0,3 %Ni [36]

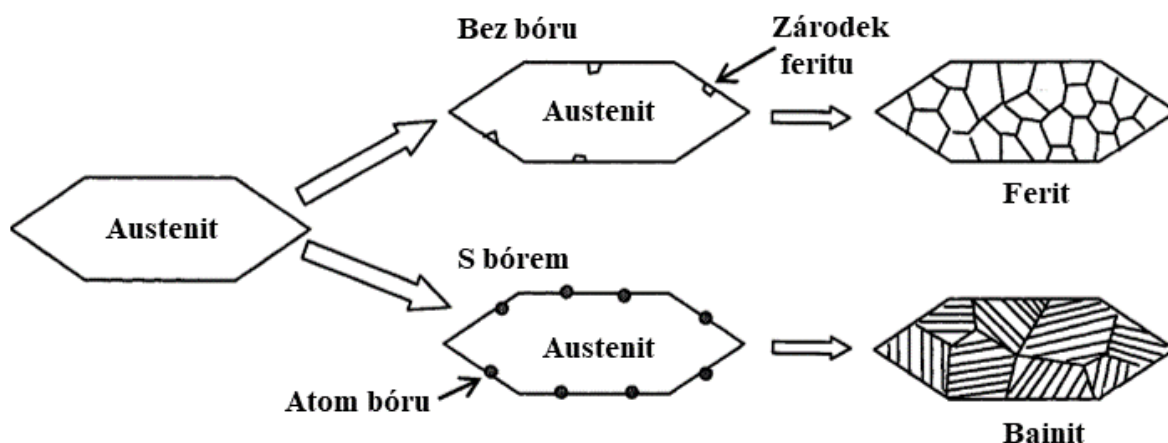


Obr. 30 Vliv bóru na ARA diagram oceli (0,15 %C, 2 %Mn, 0,3 %Si, Nb) [1]

Za optimální obsah bóru v oceli, pro který je dosaženo maximálního zvýšení prokalitelnosti, je považován rozsah 0,001 - 0,0025 hm% s tím, že maximální obsah bóru v oceli by neměl překročit 0,003 hm%. Toto množství zvyšuje prokalitelnost na srovnatelnou úroveň jako legování 0,5 hm% manganu, chrómu, nebo molybdenu. Nadbytečný obsah bóru vede vlivem tvorby nežádoucích precipitátů ke snížení vlivu bóru na prokalitelnost (obr. 29) a ke snížené vrubové houževnatosti. Často se využívá kombinace bóru s jinými prvky zlepšujícími prokalitelnost oceli jako jsou mangan, chróm a molybden, čímž se dosáhne většího zvýšení prokalitelnosti než v případě legování samotným bórem. Vliv bóru na prokalitelnost klesá s rostoucím obsahem uhlíku, a proto se jím legují pouze oceli s nízkým a středním obsahem uhlíku (do 0,4 hm%).

Bór zabraňuje feritické přeměně tím, že se segreguje po austenitických hranicích zrn a brání vzniku zárodků feritu jedním z následujících způsobů:

- a) Snížením energie hranic austenitických zrn – segregací atomů bóru na těchto hranicích. Úbytek energie je velmi malý (méně jak 1 %), ale za určitých podmínek i tak malé snížení energie může vést až k desetinásobnému snížení rychlosti nukleace.
- b) Zpomalením difuze uhlíku – zaplněním intersticiálních pozicí okolo hranic zrn. Atomy bóru v důsledku segregace vyplní intersticiální prostory a brání atomům uhlíku v přeskoku do těchto pozic. Rychlost nukleace v ocelích je však úměrná frekvenci přeskoků atomů uhlíku, a proto snížení frekvence přeskoků na hranicích zrn může brzdit nukleaci feritu v těchto místech.
- c) Obsazením míst vhodných pro nukleaci feritu – atomy bóru, nebo velmi jemnými precipitáty s obsahem bóru (nejčastěji se jedná o boro-karbidy typu $M_{23}(C, B)_6$) dojde k potlačení nukleace feritu. Jako preferenční místa pro nukleaci feritu jsou upřednostňovány oblasti s nižší hustotou atomů vzniklé větší neshodou krystalových mřížek na velko-úhlových hranicích zrn, a právě do těchto oblastí se atomy bóru ukládají. Obr. 31 schematicky znázorňuje blokování míst vhodných pro nukleaci feritu atomy bóru.



Obr. 31 Schéma potlačení nukleace feritu atomy bóru [34]

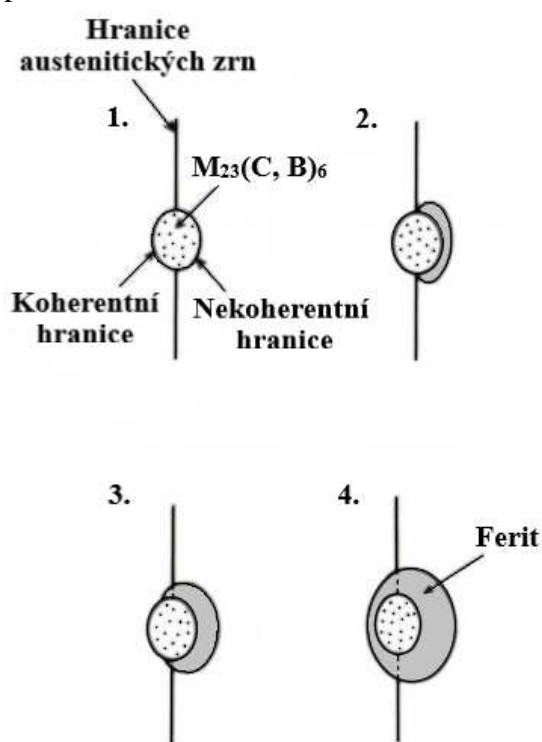
Bylo zjištěno, že bór může efektivně zvyšovat prokalitelnost ocelí, pouze pokud je volně rozpuštěn v tuhém roztoku. Ovšem bór je velmi aktivní při tvorbě různých druhů precipitátů a velmi ochotně reaguje zejména s dusíkem (za vzniku BN) a kyslíkem. To znamená, že aby bór zůstal rozpuštěný v matici a vliv na prokalitelnost byl maximální, přistupuje se k legování bórem pouze u dezoxidovaných ocelí (nejčastěji hliníkem) a doporučuje se používat ho v kombinaci s titanem, nebo niobem, které mají vyšší afinitu k dusíku. Aby byla ochrana bóru dokonalá a veškerý dusík se vyvázal na titan ve formě TiN, musí obsah titanu odpovídat alespoň stechiometrickému poměru 3,4 ($hm\% Ti = 3,4 \cdot hm\% N$).

I přes výše uvedená opatření může bór společně s uhlíkem tvořit komplexní boro-karbidy $M_{23}(C, B)_6$, nejčastěji s železem, chromem nebo molybdenem. Jak již bylo uvedeno výše pokud jsou tyto boro-karbidy velmi jemné, mají stejný efekt na potlačování přeměny austenitu na ferit jako samostatné atomy bóru rozpuštěné v matici. Ovšem pokud se po hranicích austenitických zrn vyskytují hrubé boro-karbidy nastává opačný efekt. Precipitát vyskytující se na hranici mezi dvěma austenitickými zrny, tvoří s jedním z nich koherentní rozhraní, zatímco s druhým austenitickým zrnem tvoří rozhraní nekoherentní, které má vyšší energii než rozhraní koherentní a probíhá na něm tvorba zárodků feritu. Tyto zárodky pak postupně rostou, dokud precipitát úplně neobklopí. Výsledkem je asymetrický tvar zrna. Schéma nukleace feritu na precipitátech $M_{23}(C, B)_6$ je uvedeno na obr. 32. Jako místa vhodná pro vznik zárodků feritu, ale i jiných fází, slouží také precipitáty typu BN.

Vznik hrubých precipitátů typu $M_{23}(C, B)_6$ může být důsledkem vysoké teploty austenitizace, při které dochází ke zhrubnutí zrna a zintenzivnění segregace bóru po hranicích austenitických zrn, v důsledku čehož dochází k precipitaci hrubých boro-karbidů. Negativní efekt vysoké teploty austenitizace je tím větší, čím větší je obsah bóru. Druhou možností je, že obsah bóru v oceli přesahuje hodnotu rozpustnosti v matici a přebytečný bór je vyloučen ve formě těchto boro-karbidů. Tvorbou boro-karbidů je vysvětlován i klesající vliv bóru na prokalitelnost s rostoucím obsahem uhlíku v oceli (obr. 29). Vysoký obsah uhlíku vytváří příznivé prostředí pro vznik boro-karbidů, které slouží jako místa pro nukleaci feritu a zároveň snižují obsah bóru rozpuštěného v matici, čímž v konečném důsledku dochází ke snížení prokalitelnosti. Tomu lze zabránit snížením obsahu uhlíku, nebo legováním molybdenem, který s uhlíkem tvoří uvnitř austenitických zrn karbidy a zpomaluje tím difuzi uhlíku na austenitická zrna, a tím přispívá k větší koncentraci bóru rozpuštěného v matici okolo hranic zrn.

Je nutné podotknout, že bór pouze brzdí nukleaci feritu, ale nezabraňuje mu v růstu. To znamená, že pokud se ve struktuře již nějaký ferit vyskytuje (například vlivem částečné austenitizace), tak bude bez ohledu na obsah bóru v oceli růst a efekt na prokalitelnost bude značně omezen. Navíc se bór na hranice austenit-ferit nesegreguje, takže v těchto místech může volně probíhat i tvorba nových zárodků feritu.

Mimo výše popsaný vliv na prokalitelnost legování bórem také zlepšuje tvářitelnost ocelí za tepla tím, že omezuje vliv precipitačního zpevnění na austenit za kovací teploty. Tyto oceli jsou také méně náchylné k praskání a deformacím během tepelného zpracování. Avšak legování bórem může v závislosti na chemickém složení zvýšit riziko vzniku popouštěcí křehkosti. Například pokud pro zvýšení prokalitelnosti nahrazujeme bórem molybden, bude ocel k popouštěcí křehkosti citlivější, avšak pokud budeme nahrazovat chróm nebezpečí nevzroste. Lepší je i obrobitelnost ocelí s bórem než ocelí srovnatelné tvrdosti bez něj. Vyšší obsahy bóru (0,005 - 0,01 hm%) lze s úspěchem použít pro zvýšení odolnosti proti tečení (creepu) zejména pak v kombinaci s dalšími prvky. Bórové oceli nejsou vhodné k nitrinaci a cementaci lze provádět pouze pokud cementační atmosféra neobsahuje žádný dusík.



Obr. 32 Schéma nukleace feritu na precipitátech bóru [43]

4 EXPERIMENTY

Návrh experimentů vychází z problematiky popsané v předchozí kapitole 1.2, tj. výskyt tvárných lomů při ohýbání konců trubkových polotovarů v zušlechtném stavu. Přičemž vzniku tvárného lomu předchází tvorba krčku a fraktografická analýza neukázala iniciaci z žádného vnějšího/vnitřního koncentrátoru napětí (tj. škrábance, rýhy, trhliny vzniklé v předchozích operacích, vměstky, apod.). Charakter tvárných lomů vykazuje jednoznačně sníženou plasticitu oceli, která se brzy vyčerpá při ohýbání/tváření polotovaru.

Další pozorovaný fakt byl, že k tvárným lomům dochází u dlouhodobě skladovaných zušlechtných ocelových polotovarů. Proto byla nastolena hypotéza o vlivu stárnutí materiálu vlivem difuze intersticiálních prvků (zejména bóru) rozpuštěných v matici.

Cílem experimentů proto bylo dosáhnout zvýšení plasticity a tvářitelnosti trubek vyráběných z vysokopevnostní mikrolegované zušlechtné oceli 26MnB5 pomocí efektivního nastavení zušlechťovací linky založeného na nově naměřených popouštěcích diagramech s následovaným ověřením vlivu stárnutí materiálu na změnu mechanických/technologických vlastností způsobených dlouhodobým skladováním.

4.1 Experimentální materiál ocel 26MnB5 [46]

Použitý experimentální materiál je mikrolegovaná bórová ocel 26MnB5 o chemickém složení uvedeném v tab. 2 a s výchozí deformovanou feriticko-perlitickou mikrostrukturou, uvedenou na obr. 33. Tato ocel v sobě kombinuje dobrou houževnatost a vysokou tvrdost, a to ji předurčuje k použití zejména v automobilovém průmyslu. Zhotovují se z ní díly karoserie, součásti podvozku, nárazníky a hnací hřídele. Přísady manganu, chromu a bóru zajišťují oceli vysokou prokalitelnost a vzhledem k nízkému obsahu uhlíku je tato ocel i dobře svařitelná.

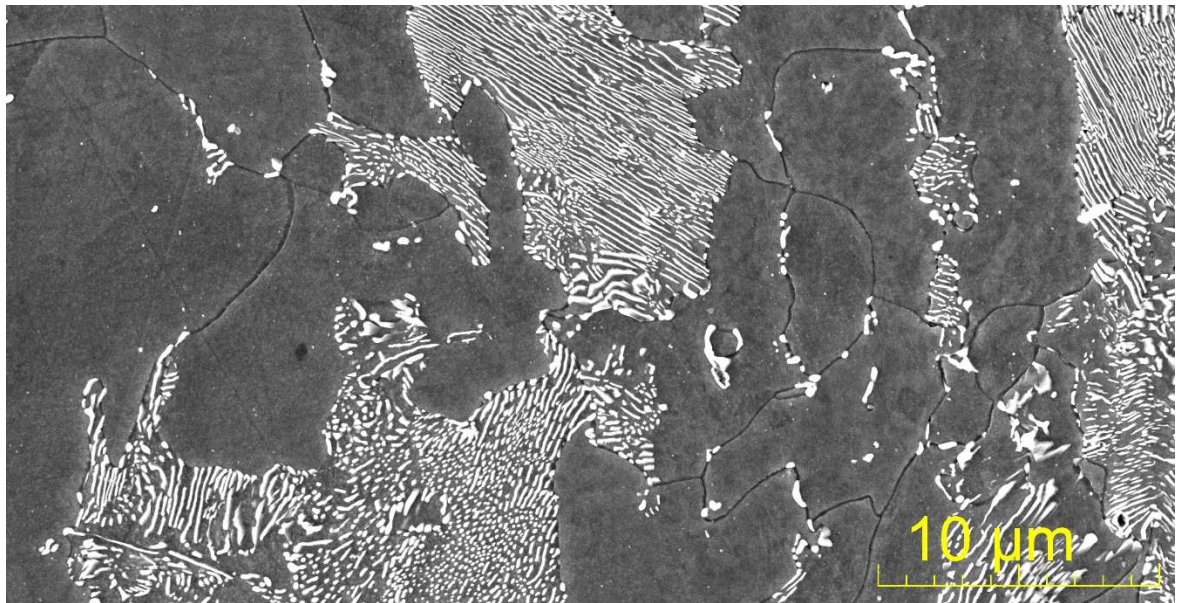
Z této oceli byly zhotoveny indukčně svařené švové trubky, které byly po svaření nejprve normalizačně žháný a následně za studena taženy (+C) a kalibrovány na požadovaný rozměr 21,7 x 3 x 4780 mm. Mechanické vlastnosti určené zkouškou tahem výchozího stavu před zušlechtním uvádí tab. 3.

Tab. 2 Chemické složení oceli 26MnB5 v hm. %

Prvek	Z materiálového listu	Vzorky pro popouštěcí diagram - 150 mm/s	Vzorky pro popouštěcí diagram - 200 mm/s	Vzorky pro stárnutí
C	0,24-0,28	0,274	0,273	0,248
Si	0,20-0,30	0,230	0,216	0,208
Mn	1,20-1,40	1,318	1,264	1,195
P	<0,020	0,0088	0,0065	0,0031
S	<0,006	<0,0002	<0,0002	<0,0002
Al	0,015-0,060	0,019	0,017	0,016
Ti	0,020-0,050	0,026	0,026	0,023
Cr	0,10-0,20	0,159	0,159	0,162
B	0,0015-0,0035	0,0032	0,0030	0,0026
Cu	<0,1	0,039	0,042	0,039
N	-	-	-	0,0115

Tab. 3 Výchozí mechanické vlastnosti oceli 26MnB5 ve stavu +C

$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_g [%]	$A_{5,65}$ [%]
600	730	1,3	4,4



Obr. 33 Výchozí feriticko-perlitická mikrostruktura oceli 26MnB5 před zušlechtním (SEM-SE), zvětšení 20000x

4.2 Metodika zkoušky tahem [47], [48], [49], [50], [51]

Pro určování mechanických vlastností ocelí byla použita zkouška tahem podle ISO 6892-1 včetně vyhodnocení základních materiálových charakteristik jako jsou mez kluzu $R_e/R_{p0,2}$, mez pevnosti R_m a tažnosti A_g , A a $A_{5,65}$. Jelikož hlavní náplní diplomové práce je zvýšení plasticity oceli, charakterizovanou tažnostmi $A_g/A_{5,65}$ byla nutná změna metodiky měření v již zavedeném ručním stanovování tažností na pracovišti zadavatele.

Základním parametrem, který charakterizuje plastické vlastnosti materiálu určeným tahovou zkouškou je tažnost A [%], ale jak v případě ohýbání, tak ve tváření obecně je nežádoucí, aby materiál překročil mez pevnosti a docházelo k tvorbě krčku, protože při dalším zatěžování hrozí porušení součásti. Tažnost v sobě zahrnuje i prodloužení vzniklé v oblasti nehomogenní deformace, a proto není k popisu tvárnosti materiálu zcela vhodná. Zásobu plasticity nejlépe charakterizuje plastické prodloužení v procentech měřené při maximálním zatížení A_g (obr. 34), které se vypočítá podle rovnice:

$$A_g = \left(\frac{\Delta L_m}{L_0} - \frac{R_m}{m_E} \right) \cdot 100 \quad (4.1)$$

kde: A_g – plastické prodloužení při maximálním zatížení [%]

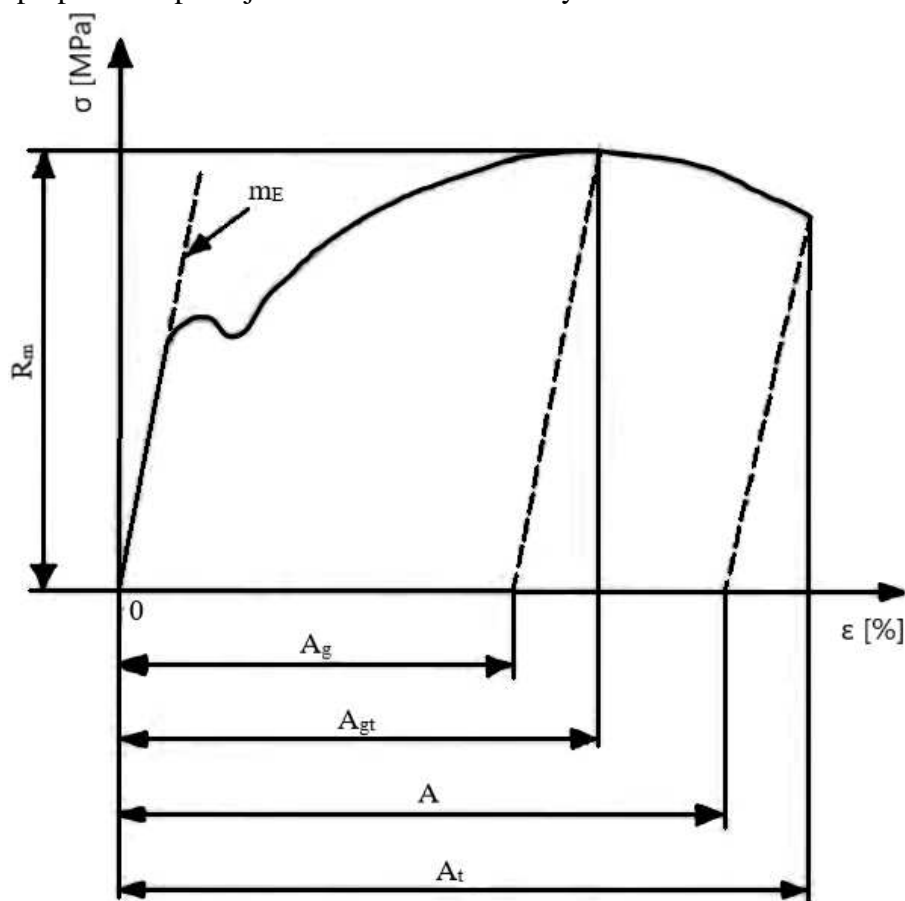
ΔL_m – prodloužení při maximálním zatížení [mm]

L_0 – počáteční měřená délka [mm]

R_m – mez pevnosti v tahu [MPa]

m_E – směrnice pružné části závislosti napětí-prodloužení v procentech [MPa]

Materiálová charakteristika plasticity materiálu A_g vyjadřuje skutečnou zásobu plasticity, jelikož nezahrnuje stádium plastické deformace při tahové zkoušce po ztrátě plastické stability (charakterizované tvorbou krčku), které nemá žádný praktický význam. Při tvářecím procesu za studena je deformační stádium, kdy vzniká lokální zužování materiálu, např. při lisování, naprosto nežádoucí a je za hranicí hodnocené technologické tvářitelnosti. Navíc hodnota A_g nezávisí na tvaru a rozměrech zkušebních těles; je snadno a přesně mezi sebou porovnatelná, bez nutnosti přepočtů respektujících různé měřené délky.



Obr. 34 Definice poměrných prodloužení [47]

Upřednostňovaná počáteční měřená délka vzorku se volí na základě vztahu:

$$L_0 = k \cdot \sqrt{S_0} \quad (4.2)$$

kde: k – součinitel proporcionality [-]

S_0 – počáteční plocha průřezu [mm^2]

Zkušební tělesa s touto počáteční měřenou délkou se nazývají poměrná. Součinitel proporcionality se volí nejčastěji $k = 5,65$, ale často užívané jsou také hodnoty 4; 8,16 a 11,3. U poměrných zkušebních těles se doporučuje doplnit značku tažnosti A indexem vyjadřující použitý součinitel proporcionality (např. $A_{11,3}$). Pouze v případě $k = 5,65$ se index psát nemusí. Počáteční měřená délka však musí být nejméně 15 mm.

Druhou možností je použití nepoměrných zkušebních těles, kde je počáteční měřená délka vzorku pevně stanovena bez ohledu na velikost plochy příčného průřezu. V tomto se případě se nejčastěji používají fixní délky 50, 80, 100, nebo 200 mm, ale mohou být použity i jiné. Při použití nepoměrných zkušebních těles je doporučeno značku tažnosti A doplnit indexem vyjadřujícím počáteční měřenou délku v milimetrech (např. $A_{200 \text{ mm}}$).

Porovnávat lze pouze dvě měření, která byla provedena na vzorcích se stejným průřezem a se stejnou počáteční měřenou délkou. Jelikož je ale tažnost ocelí určována pro velké množství zkušebních těles různých tvarů, rozměrů a počátečních měřených délek, vyvstává potřeba převádět výsledky zkoušek na hodnoty vztahené na jiný rozměr zkušebního tělesa, aby bylo možné je porovnávat. K převodu slouží Oliverův vzorec, který má obecný tvar:

$$A_b = A_a \cdot \left(\frac{k_a}{k_b}\right)^{0,4} \quad (4.3)$$

kde: A_a – naměřená tažnost [%]

A_b – převedená tažnost [%]

k_a, k_b – součinitelé proporcionality vzorků [-]

Součinitel proporcionality se vypočítá úpravou rovnice (4.2):

$$k = \frac{L_0}{\sqrt{S_0}} \quad (4.4)$$

Vztah pro převod nepoměrné tažnosti A pro obecnou počáteční měřenou délku L_0 na poměrnou tažnost $A_{5,65}$ stejného vzorku (plocha příčného průřezu se nemění) vznikne úpravou obecného Oliverova vzorce:

$$A_{5,65} = A \cdot \left(\frac{L_0}{5,65 \cdot \sqrt{S_0}}\right)^{0,4} \quad (4.5)$$

kde: $A_{5,65}$ – poměrná tažnost pro $k = 5,65$ [%]

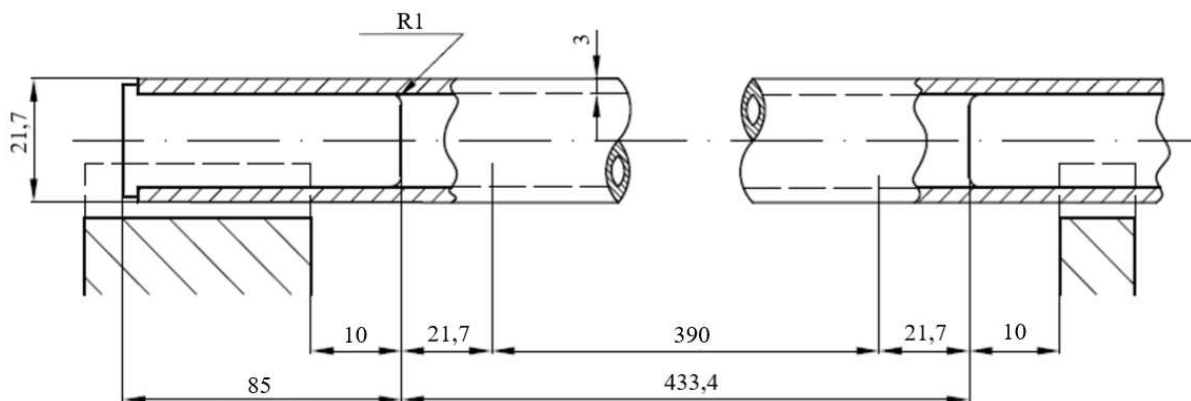
A – nepoměrná tažnost pro obecnou počáteční délku L_0 [%]

Jelikož pracoviště nebylo vybaveno průtahoměrem a navíc, aby došlo k eliminaci lidského faktoru na přesnost měření, byl proces měření tažnosti co nejvíce zjednodušen a automatizován. Počáteční měřená délka byla pro všechny vzorky stanovena na $L_0 = 390$ mm (obr. 35) a její přesné dodržování bylo zajištěno automatickým návratem příčnicku do nulové polohy před upnutím vzorku pomocí pozičního módu. Celková délka vzorků je 600 ± 10 mm, kde pro zkoušenou délku L_z byl použit normou definovaný vztah zahrnující oblasti ovlivněné upnutím jako dvojnásobek vnějšího průměru trubky měrné délky.

$$L_z = L_0 + 2 \cdot d_0 \quad (4.6)$$

kde: L_z – zkoušená délka [mm]

d_0 – vnější průměr trubky [mm]

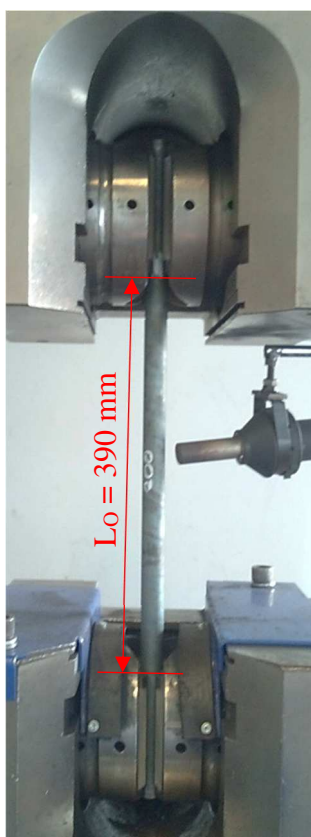


Obr. 35 Zkušební těleso s trny [51]

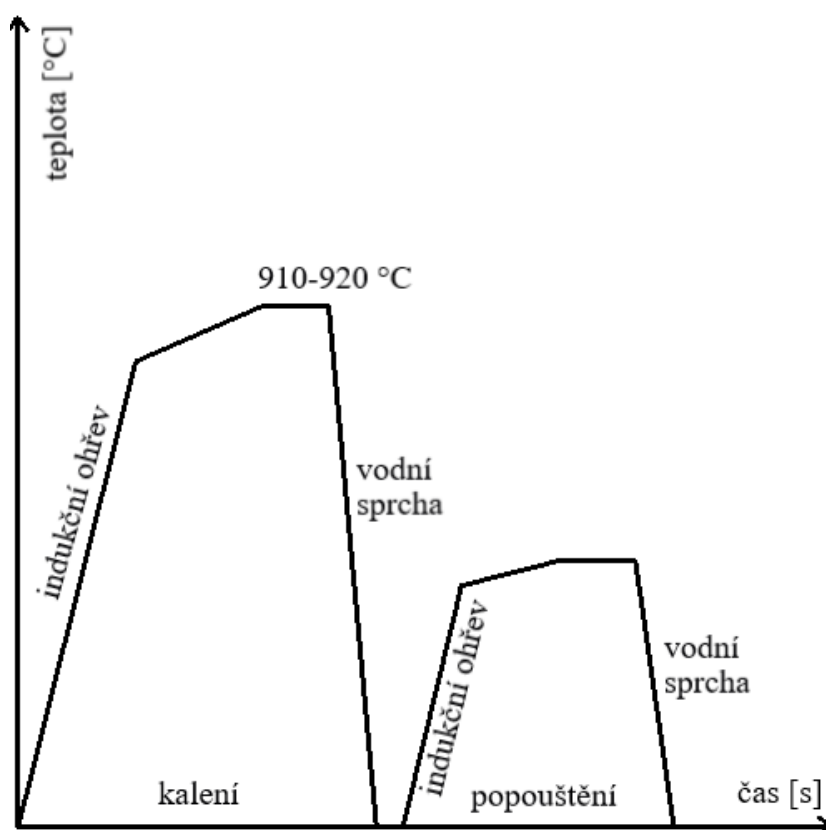
Odřezaná délka trubky byla na obou koncích opatřena trny, aby nedocházelo k velké deformaci při jejich upínání do čelistí zkušebního stroje. Na obr. 35 je popsán tvar trnu a vzorku

podle uvedených specifikací. Příklad upnutí vzorku ve zkušební stroji je na obr. 36. Tahové zkoušky byly provedeny na zkušební stroji UPC1200. Rychlost posuvu příčnicku byla 20 mm/min.

Hodnoty tažností A_g/A společně s mezí pevnosti R_m , smluvní mezí kluzu $R_{p0,2}$ jsou vyhodnocené počítačem automaticky ze záznamu tahové zkoušky podle rovnice (4.1) přičemž poměrná tažnost $A_{5,65}$ je stanovena konverzním výpočtovým vztahem (4.5). Spolehlivost automatizované metody byla ověřena nezávislým měřením na jiném tahovém stroji s průtahoměrem a pro porovnání doplněna i ručním stanovením tažnosti $A_{5,65}$ přímo z tahového vzorku.



Obr. 36 Upnutí vzorku



Obr. 37 Schéma zušlechťovacího postupu trubek

4.3 Popis experimentů

Byly navrženy dvě skupiny experimentů s ohledem na splnění cíle diplomové práce. První skupina testů se zaměřuje na určení procesního okna zušlechťovací linky vedoucího k vyšší plasticitě oceli, tj. určení popouštěcích diagramů oceli 26MnB5 pro dvě limitní rychlosti linky. Na základě těchto diagramů lze stanovit efektivní procesní parametry linky. Druhá skupina testů se zaměřuje na podchycení vlivu doby skladování zušlechťované oceli na degradaci mechanických/technologických vlastností, tj. vliv stárnutí zkoumané oceli.

4.3.1 Stanovení popouštěcích diagramů

Ve výrobním procesu je ocelový trubkový polotovár nejprve kalen a posléze popouštěn na kontinuální zušlechťovací lince s indukčním ohřevem. Stanovení procesního okna zušlechťovací linky je možné provést na základě popouštěcích diagramů vytvořených za odlišných procesních podmínek. V rámci zkoumání byly pro tvorbu diagramů použity následující čtyři ovlivňující parametry:

- výše austenitizační/kalící teploty 910–920 °C,
- výše popouštěcí teploty v rozmezí 120-500 °C (ovlivňuje výsledné mechanické vlastnosti materiálu),
- rychlost posuvu trubek 150-220 mm/s zušlechťovací linkou (ovlivňuje rychlost ohřevu a délku výdrže na kalící a popouštěcí teplotě),
- mezera 0-350 mm mezi konci jednotlivých trubek jdoucích za sebou zušlechťovací linkou (ovlivňuje mechanické vlastnosti konců trubek).

Austenitizace zakončená kalením probíhala prudkým indukčním ohřevem na teplotu přibližně o 150 °C nižší, než byla požadovaná kalící teplota. Poté následoval pozvolný ohřev na kalící teplotu 910–920 °C a po krátké výdrži na kalící teplotě následovalo prudké ochlazení vodní sprchou. Popouštění probíhalo obdobně rychlým ohřevem na teplotu přibližně 50 °C pod požadovanou teplotou popouštění, následovaným pozvolným ohřevem na popouštěcí teplotu a po krátké výdrži na této teplotě prudkým zchlazením vodní sprchou, viz obr. 37. Délka výdrže na kalící a popouštěcí teplotě a intenzita ohřevu je závislá na rychlosti linky. Kalící a popouštěcí teplota byla měřena snímáním povrchové teploty trubek pyrometrem vestavěným do zušlechťovací linky.

Popouštěcí diagramy charakterizované závislostí tahových charakteristik mechanických vlastností (postupem popsáným v kap. 4.2) na popouštěcí teplotě v rozsahu 23 až 500 °C (viz tab. 4) byly navíc stanovené pro dvě rychlosti posuvu linky 149 mm/s a 205 mm/s. Pro každou popouštěcí teplotu byla použita vždy jen jedna trubka o délce 4,8 m, která byla následně rozřezána na 8 tahových vzorků označených čísly 1-8, přičemž vzorky č. 1 a 8 byly odebrány z okrajů/konců trubky. Pro obě rychlosti bylo sledováno 16 různých popouštěcích teplot v rozsahu 120–500 °C (tab. 4) včetně nepopuštěného stavu (jen kalený). V rozsahu teplot od 240 °C do 300 °C, kde byly předpokládány největší změny v mechanických vlastnostech a lokální extrémní plasticity, byl zvolen menší interval mezi jednotlivými teplotami.

Vzhledem k velkému množství vzorků, byl experiment rozdělen na dvě části, a proto byla pro každou rychlost použita jiná šarže materiálu s odlišným chemickým složením uvedeným v tab. 2. To bohužel ovlivňovalo přesnost nastavení popouštěcích teplot a bylo nutné se tomu přizpůsobit. Proto se v přehledu použitých teplot uvedených v tab. 4 vyskytují odlišné hodnoty pro jednotlivé rychlosti posuvu linky.

Tab. 4 Seznam navržených/použitých popouštěcích teplot v provedených experimentech pro dvě rychlosti posuvu zušlechťovací linky

Návrh	150 °C	180 °C	210 °C	240 °C	250 °C	260 °C	270 °C	280 °C
	290 °C	300 °C	330 °C	360 °C	390 °C	420 °C	450 °C	480 °C
150 mm/s	130 °C	150 °C	180 °C	220 °C	230 °C	250 °C	270 °C	280 °C
	295 °C	310 °C	330 °C	350 °C	360 °C	410 °C	470 °C	490 °C
200 mm/s	120 °C	150 °C	180 °C	210 °C	230 °C	240 °C	250 °C	270 °C
	285 °C	300 °C	325 °C	340 °C	370 °C	405 °C	450 °C	500 °C

4.3.2 Ověření hypotézy stárnutí zušlechtěné oceli [52]

Ověření vlivu stárnutí zušlechtěné oceli (přesné chemické složení viz tab. 2) na mechanické vlastnosti bylo provedeno pro současně vyráběnou zušlechtěnou pevnost trubek 1585±15 MPa odpovídající popouštěcí teplotě 260 °C. Zušlechtěny byly celkem tři dávky trubek, přičemž každá byla zpracována jinou rychlostí linky. Navrženy byly rychlosti 150, 180 a 210 mm/s, nicméně při experimentu bylo dosaženo rychlostí 149, 178 a 205 mm/s. Celá dávka byla vždy

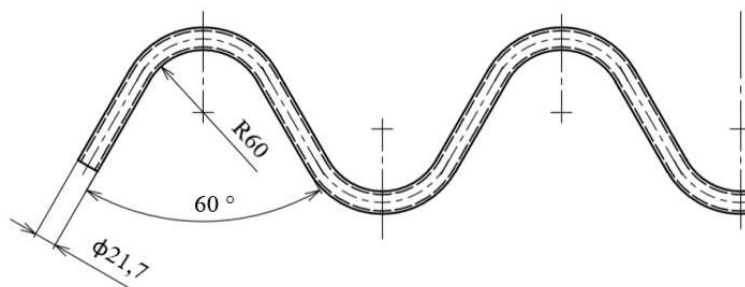
zpracována najednou, mezera mezi jednotlivými trubkami při průjezdu linkou byla přibližně 30 cm. Takto zušlechtný materiál byl ošetřen konzervačním olejem a uskladněn.

V určitých časových intervalech byla vždy jedna trubka z každé dávky ze skladu odebrána a rozřezána na 8 vzorků, na kterých byly zjišťovány mechanické vlastnosti. Ty byly zjišťovány pomocí tahové zkoušky postupem popsáním v kap. 4.2. Časový plán provádění tahových zkoušek je uveden v tab. 5.

Tab. 5 Časový plán zkoušek pro experiment stárnutí

Dní po zušlechtnění	0	1	3	10	30	120
Zkouška ohybem	ne	ne	ano	ano	ano	ano
Tahová zkouška	ano	ano	ano	ano	ano	ano

Souběžně s tahovou zkouškou byly provedeny zkoušky ohybem zkušebních trubkových součástí metodou navíjení. Zkušební součást byla navržena tak, aby byly co nejlépe napodobeny podmínky při ohýbání ve výrobě a zároveň bylo možno provést co největší počet ohybů při malé spotřebě materiálu (obr. 38). Poloměr ohybu byl zvolen 60 mm, protože je na problémovém stabilizátoru považován za nejkritičtější. Úhel ohybu byl zvolen 120 °. Před zkouškou ohybem byly trubky rozřezány na přířezy o délce 1195 mm. Takto vždy z jedné trubky vznikly 4 zkušební vzorky, na které bylo z technologického hlediska možné za sebe umístit



Obr. 39 Zkušební součást pro test ohýbání

7 ohybů. Zkoušky ohybem byly prováděny dle časového plánu uvedeného v tab. 5, kdy pro každou rychlost byla použita jedna trubka rozřezaná na 4 zkušební vzorky. Dva přířezy byly ohýbány bez užití maziva a dva byly před ohýbáním nastříkány syntetickým olejem TIGROL ZIEHOEL 2002. Ohyb byl proveden metodou navíjení na stroji Wafios RBV 60 ST (obr. 39), základní technická data tohoto stroje jsou uvedena v tab. 6.



Obr. 38 Wafios RBV 60 ST [52]

Tab. 6 Technická data stroje Wafios RBV 60 ST [52]

Ohybový moment	8 kNm	Přesnost
Upínací síla	140 kN	
Max. průměr polotovaru	35 mm	
Délka pojezdu kleštiny	3500 mm	
Maximální úhel ohybu	190 °	±0,05 °
Maximální ohybová rychlost	180 °/s	±0,05 °/s

U zkušebních vzorků byla po ohybu provedena vizuální kontrola na přítomnost trhlin či lomů. V případě že by nedošlo přímo k lomu, nedostatek plasticity by se projevil tvorbou krčku, respektive větším ztenčením stěny. Proto byla v kritických místech ohybu (obr. 40) sledována změna tloušťky stěny v podélném řezu ohybu. Ze vzorků byly vyřezány jednotlivé ohyby, které byly dále rozřezány



Obr. 40 Kritické místo ohybu pro měření tloušťky

v podélném směru na metalografické pile. Tloušťka stěny na takto připravených vzorcích byla odměřena na tahové a tlakové straně digitálním mikroskopem Keyence VHX-6000.

4.3.3 Strukturní a fraktografická pozorování [53], [54], [55], [56], [57], [58], [59]

V případě prvního typu experimentu zaměřeného na stanovení popouštěcích diagramů bylo provedeno pozorování mikrostruktury a jejích změn v závislosti na teplotě popouštění. Metalografické výbrusy byly zhotoveny postupným broušením se zmenšujícím se zrnem brusiva s následným leštěním diamantovou pastou o zrnitosti až 1 μm . Vše bylo zakončeno leptáním v nitalu. Pozorování bylo provedeno na digitálním světelném mikroskopu Keyence VHX 6000.

Zároveň byla u každé sady vzorků po tahové zkoušce provedena analýza vývoje morfologie krčku a porovnána v závislosti na použité popouštěcí teplotě. Vše bylo zrealizováno na základě podrobné fotodokumentace. Dále bylo provedeno fraktografické pozorování tahových lomových ploch řádkovacím (skenovacím) elektronovým mikroskopem (SEM) Tescan VEGA pracujícím s urychlovacím napětím 20 kV za použití SE i BSE detektorů. Důvodem fraktografické analýzy je studium a popis povrchů lomových ploch. Jejím cílem je zjistit příčinu (iniciaci) lomu a mechanismus šíření trhlin. Rozdílné mechanismy šíření trhlin zanechávají na lomové ploše charakteristické fraktografické rysy, podle kterých lze mechanismus porušení určit.

U druhého typu experimentu zaměřeného na vliv stárnutí zušlechtné oceli byla věnována pozornost změnám mikrostruktury v průběhu času. Pozorována byla mikrostruktura vzorku v zakaleném stavu, vzorku čerstvě po zušlechtnění a vzorku 120 dní po zušlechtnění pro různé rychlosti posuvu zušlechťovací linky. Pozorování mikrostruktury bylo provedeno pomocí FEG – SEM Tescan MIRA 3 pracujícím s urychlovacím napětím 15 kV za použití SE detektoru. Metalografické výbrusy byly zhotoveny postupným broušením se zmenšujícím se zrnem brusiva s následným leštěním diamantovou pastou o zrnitosti až 1 μm . Vše bylo zakončeno leptáním v 5% roztoku kyseliny pikrové ředěné alkoholem (pikral) po dobu 3 min. Současně bylo provedeno fraktografické pozorování lomových ploch vzorků po tahových zkouškách

pomocí SEM Tescan VEGA pracujícím s urychlovacím napětím 20 kV za použití SE i BSE detektorů.

Pro kvantifikaci mikrostrukturních změn zbytkového austenitu v průběhu času po zušlechtění oceli byla použita povrchová metoda založená na Mössbauerově spektroskopii. Podle výše uvedeného postupu bez leptání byly zhotoveny tři metalografické výbrusy (pro každou rychlost linky) ihned po zušlechtění. Výbrusy byly měřeny a vyhodnoceny v časových intervalech, viz tab. 7, na pracovišti Katedry experimentální fyziky Přírodovědecké fakulty Univerzity Palackého v Olomouci pod vedením doc. RNDr. Pechouška, Ph.D.

Metoda ^{57}Fe Mössbauerovy spektroskopie slouží ke strukturní, fázové a magnetické charakterizaci železo obsahujících pevných látek. Metoda je prvkově selektivní a umožňuje určení a kvantifikaci fázového složení vzorků. Lze též stanovit valenční a spinový stav atomů železa, magnetické stavy a lokální uspořádání magnetických momentů. Realizace Mössbauerova spektrometru v provedení tzv. austenitometru využívá Mössbauerovu spektroskopii v geometrii zpětného rozptylu se speciální detekcí záření gama, případně X. Metoda je vhodná pro analýzu zejména metalurgických kompaktních vzorků. Výhodou je rychlé a relativně přesné stanovení obsahu zbytkového austenitu. Lze takto studovat i procesy koroze materiálů.

Mössbauerova spektra byla zpracována na 512 rychlostních kanálů a měřena při pokojové teplotě využitím Mössbauerova spektrometru v provedení tzv. austenitometru v odrazové geometrii se zářičem $^{57}\text{Co}(\text{Rh})$. Spektra byla dále analyzována využitím programu MossWinn 4.0.

Tab. 7 Časový plán měření Mössbauerovou spektroskopií

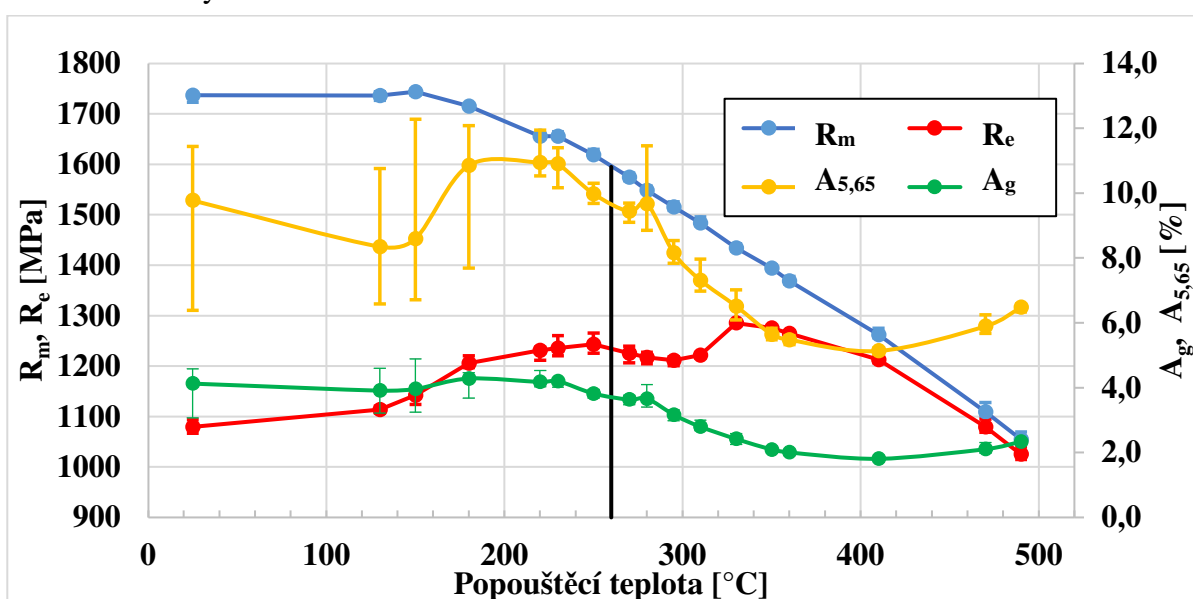
Rychlost linky	149 mm/s	178 mm/s	205 mm/s
Počet dnů po zušlechtění	3	6	8
	10	12	14
	27	29	34
	237	240	244

5 VÝSLEDKY A DISKUSE EXPERIMENTŮ

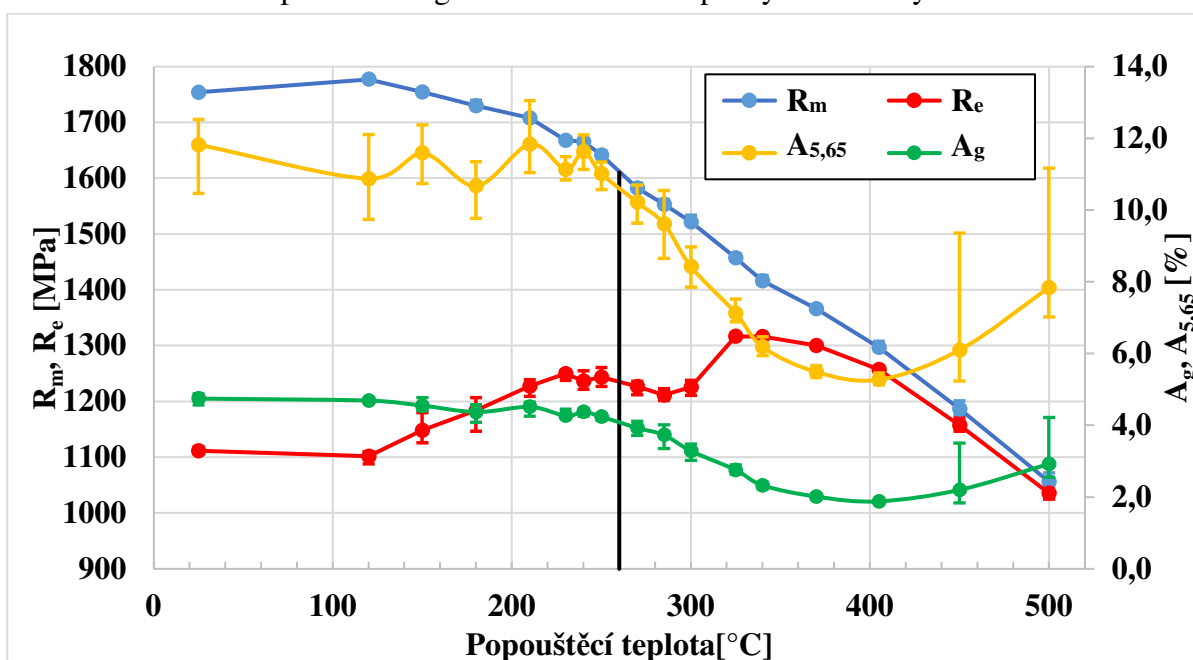
Není-li to uvedeno jinak, jsou všechny naměřené hodnoty vynášeny do grafů jako aritmetický průměr daného souboru dat. V případě popouštěcích diagramů a grafů mechanických vlastností v závislosti na době skladování jsou průměrné hodnoty doplněny chybovými úsečkami vyjadřujícími minimální a maximální hodnotu daného souboru dat.

5.1 Popouštěcí diagramy [27], [60], [61], [62]

Popouštěcí diagram pro rychlost linky 149 mm/s je na obr. 41 a pro rychlost 205 mm/s na obr. 42. Z obou diagramů je patrné, že mez pevnosti začíná přibližně na 1750 MPa v kaleném stavu a v celém rozsahu sledovaných teplot rovnoměrně klesá. Nedochází k žádnému sekundárnímu vytvrzování.



Obr. 41 Popouštěcí diagram oceli 26MnB5 pro rychlost linky 149 mm/s



Obr. 42 Popouštěcí diagram oceli 26MnB5 pro rychlost linky 205 mm/s

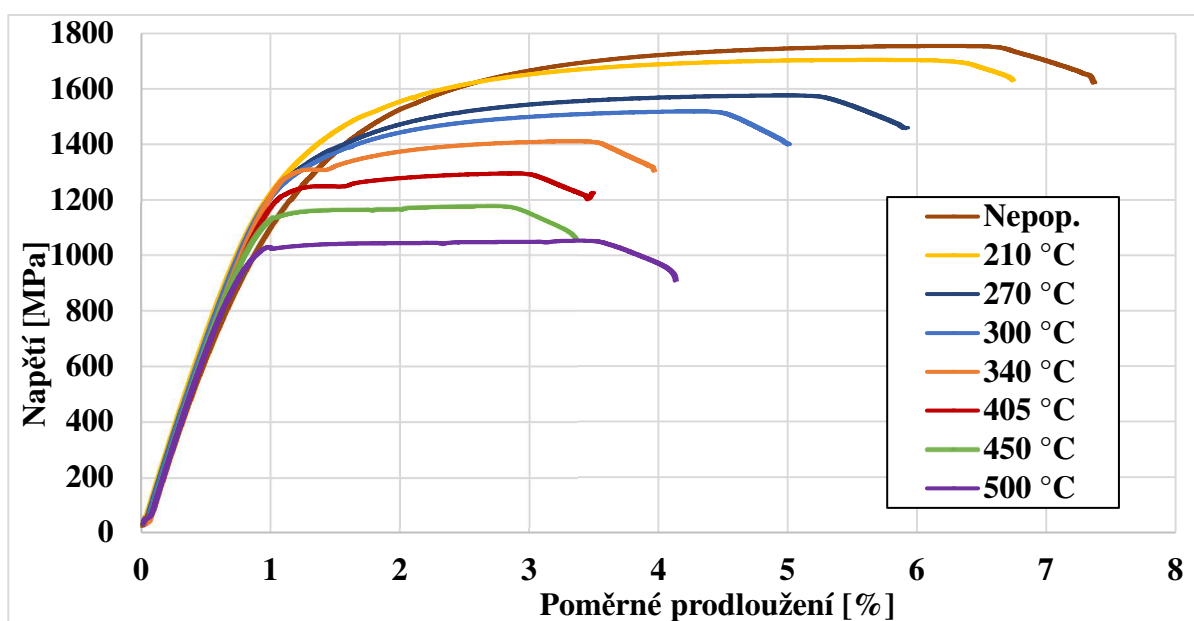
Z popouštěcích diagramů vyplývá, že ocel 26MnB5 dosahuje maxima plasticity v rozsahu popouštěcích teplot 180-230 °C. U rychlosti 149 mm/s je v tomto rozsahu teplot pozorován nárůst tažnosti oproti nepopuštěnému stavu, zatímco u rychlosti 205 mm/s je tažnost nepopuštěného stavu a stavů popouštěných při teplotách do 230 °C stejná. Popouštěcí křivky plastického prodloužení při maximálním zatížení A_g a tažnosti $A_{5,65}$ kopírují křivku meze pevnosti a v rozsahu teplot 230-400 °C klesají. Při teplotě 400 °C činí pokles plastického prodloužení A_g 60 % oproti stavu popuštěnému na 180 °C a tažnost $A_{5,65}$ klesla o 50 % oproti stavu popuštěnému na 180 °C. Od teploty 400 °C lze se zvyšující se teplotou pozorovat opětovný nárůst tažnosti. Je zřejmé, že ve výrobě používaná popouštěcí teplota 260 °C (obr. 41 a 42 - černá čára) se nachází pod lokálním maximem plasticity.

Podle lit. [27] nebo [61] by mohl pokles tažnosti okolo teploty 400 °C představovat nízkoteplotní popouštěcí křehkost posunutou vlivem mikrolegujících prvků k vyšším teplotám. Nicméně k potvrzení této hypotézy je nutné provést zkoušku rázem v ohybu a stanovit nárazovou práci oceli v závislosti na teplotě popouštění.

Na popouštěcí křivce, která vyjadřuje závislost meze kluzu na popouštěcí teplotě jsou ve sledovaném rozsahu teplot patrná dvě lokální maxima, viz obr. 41 a 42. Prvního maxima je dosaženo okolo teploty 250 °C a druhé nastává okolo teploty 330 °C.

V oblasti popouštěcích teplot 23-300 °C probíhá první stádium popouštění oceli. Z přesyceného tuhého roztoku se začíná vylučovat přebytečný uhlík, ale nízká teplota (nízká difuzivita uhlíku) neumožňuje vznik cementitu, a proto se na hranicích zrn a především uvnitř zrn tvoří metastabilní (přechodové) karbidy různých velikostí (od nm po μm). Při těchto teplotách je ale zároveň značná difuze/pohyb atomů bóru a na hranicích zrn, ale především uvnitř zrn, se začínají tvořit precipitáty bóru různých velikostí (od nm po μm), které většinou v kombinaci s uhlíkem tvoří precipitáty typu $M_{23}(C, B)_6$.

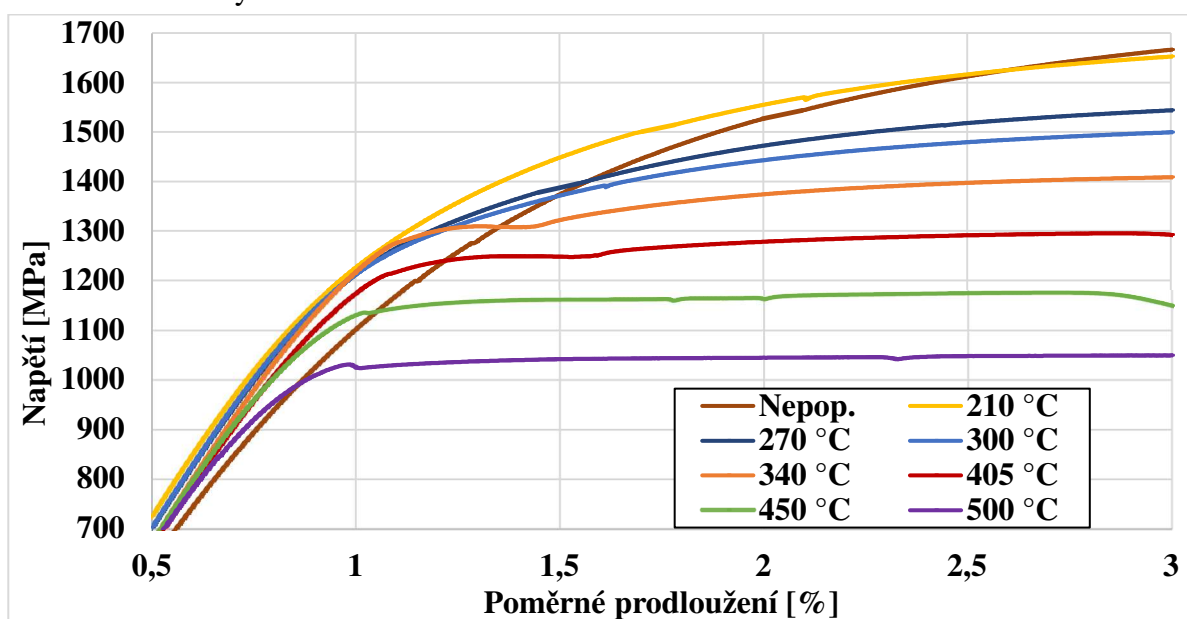
Velikostem takto vzniklých precipitátů odpovídají i interakce dislokací s těmito precipitáty. Pokud jsou precipitáty malé (v řádu nanometrů) při nižších popouštěcích teplotách (do 250 °C), tak funguje mechanismus přesekávání precipitátů dislokacemi, který s rostoucí velikostí částic vyžaduje větší napětí pro překonání bariéry k pohybu dislokací a projeví se nárůstem meze kluzu. Když precipitáty dosáhnou kritické velikosti (v řádu mikrometrů) v oblasti popouštěcích



Obr. 43 Tahové záznamy pro charakteristické popouštěcí teploty

teplot 250-300 °C stává se energeticky výhodnějším mechanismus obtékání precipitátů. S rostoucí velikostí precipitátů klesá napětí potřebné k pohybu dislokací, a to se projevuje poklesem meze kluzu.

Nad teplotou 300 °C je umožněna plná difuze/pohyb atomů uhlíku, takže je umožněna fázová přeměna metastabilních karbidů na cementit a přímá precipitace cementitu z přesyceného tuhého roztoku. Navíc se na záznamech z tahové zkoušky začíná objevovat výrazná mez kluzu R_e , viz obr. 43, která jednoznačně souvisí se zachycováním pohyblivých dislokací atmosférou intersticiálního uhlíku (Cottrellovy atmosféry). K uvolnění a pohybu takto zakotvených dislokací je potřeba vynaložit velké množství energie, které se projevuje druhým nárůstem meze kluzu (druhé maximum). Detailněji jsou přechody mezi pružnou a plastickou deformací (oblast okolo meze kluzu) tahových záznamů pro vybrané teploty popouštění z obr. 43 zobrazeny na obr. 44.



Obr. 44 Tahové záznamy pro charakteristické teploty - detail přechodu mezi pružnou a plastickou deformací

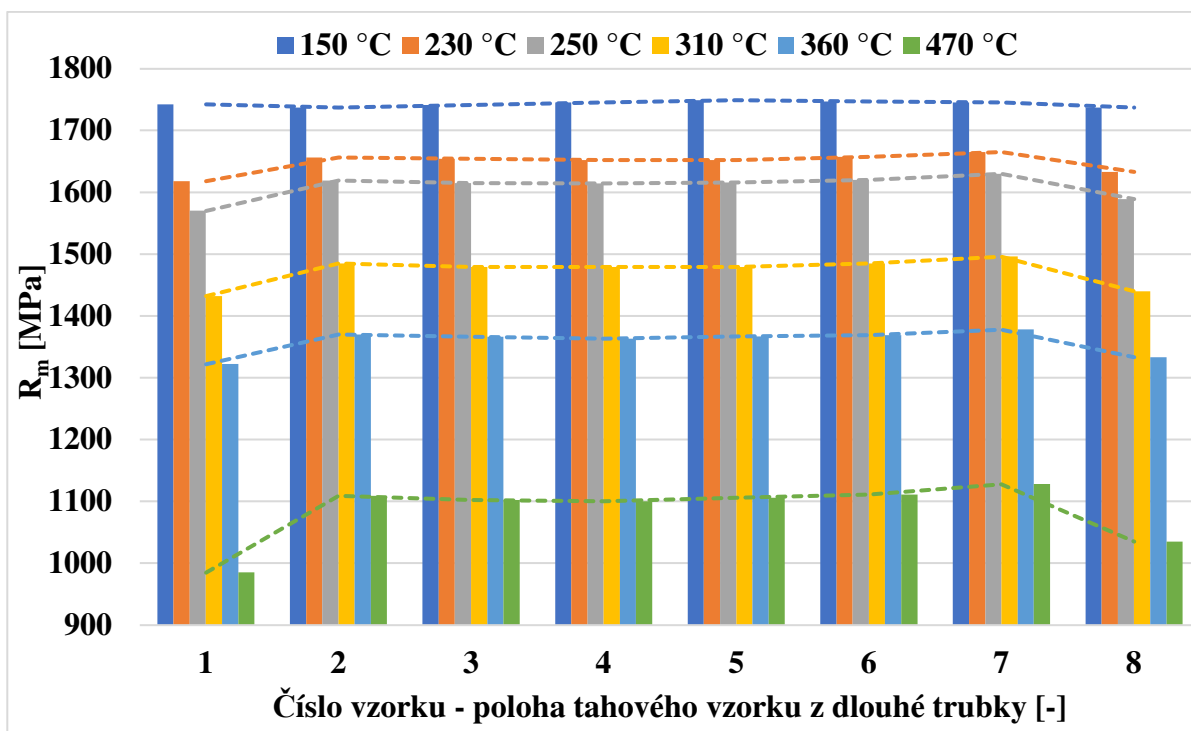
5.1.1 Rozdíl v mechanických vlastnostech okrajů a středu trubky

Během provádění tahových zkoušek byl pozorován výrazný rozdíl v mechanických vlastnostech mezi vzorky odebranými z okrajů zušlechťovaných trubek (vzorky č.1 a č. 8) a ostatními vzorky pocházejícími ze střední části (č.2-7), viz obr. 45, 46 a 47. Mez pevnosti mají okraje vždy nižší než střední část, přičemž rozdíl mezi nimi se zvětšuje s popouštěcí teplotou (obr. 45). V případě tažnosti je situace složitější, protože rozdíly mezi konci a středem odpovídají změnám v průběhu popouštěcí křivky (obr. 41 a 42). Jak je patrné z obr. 46 pro případ tažnosti A_g a z obr. 47 pro případ tažnosti $A_{5,65}$, v oblasti teplot, kde tažnost podle popouštěcí křivky klesá, mají okraje tažnost horší. Jak tažnost s rostoucí teplotou popouštění dosahuje minima, rozdíl mezi okraji a středem se vyrovnává a v oblasti teplot, kde tažnost narůstá, mají okraje tažnost lepší než střed trubky. Na trubce v nepopuštěném stavu (pouze kalena) není mezi okraji a středem v mechanických vlastnostech žádný rozdíl.

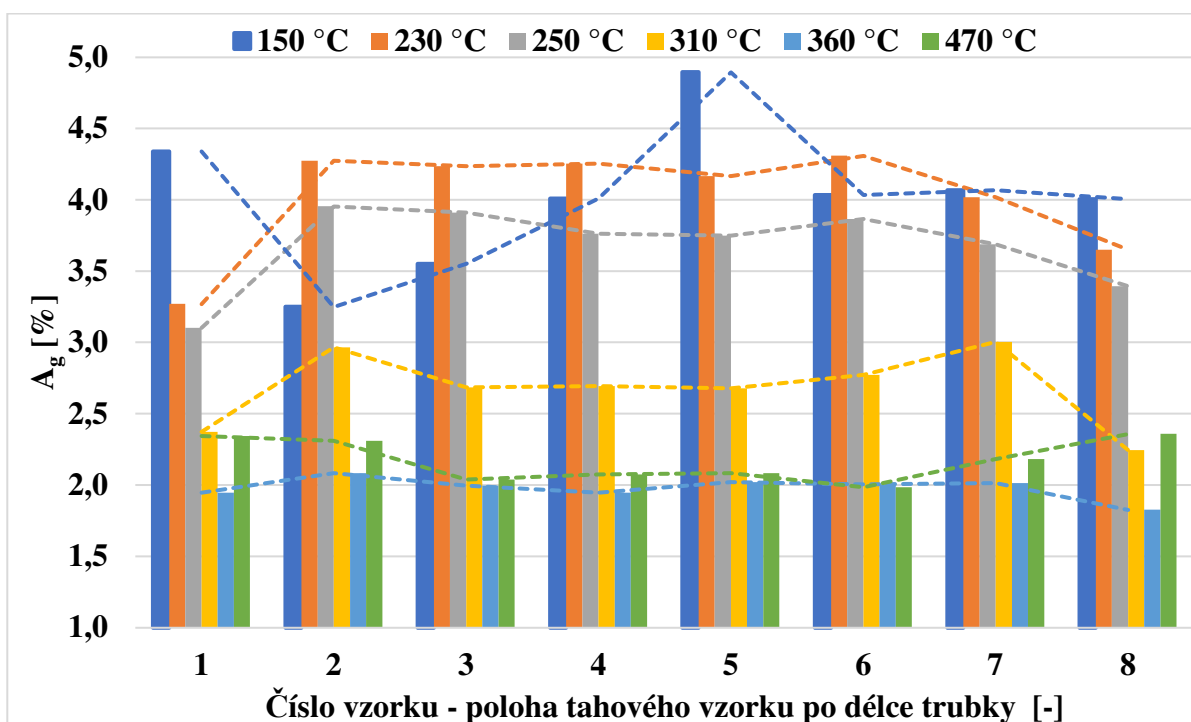
Na obr. 48 jsou znázorněny průběhy meze kluzu a pevnosti v závislosti na teplotě popouštění a na obr. 49 jsou znázorněny průběhy tažnosti A_g a tažnosti $A_{5,65}$ v závislosti na teplotě popouštění jak pro okrajové vzorky, tak pro vzorky ze střední části. Je patrné, že křivky vyjadřující mechanické vlastnosti okrajových vzorků jsou „posunuté“ doleva, tj. mají

charakteristiky mechanických vlastností odpovídající vyšší popouštěcí teplotě, než na kterou byla trubka skutečně popuštěna.

Z toho vyplývá, že okraje trubek se při tepelném zpracování zahřívají na vyšší teplotu než střední část. V oblasti používaných popouštěcích teplot (260 °C) to znamená, že okraje trubek dosahují horších mechanických vlastností, než je požadováno. Mez pevnosti poklesla oproti



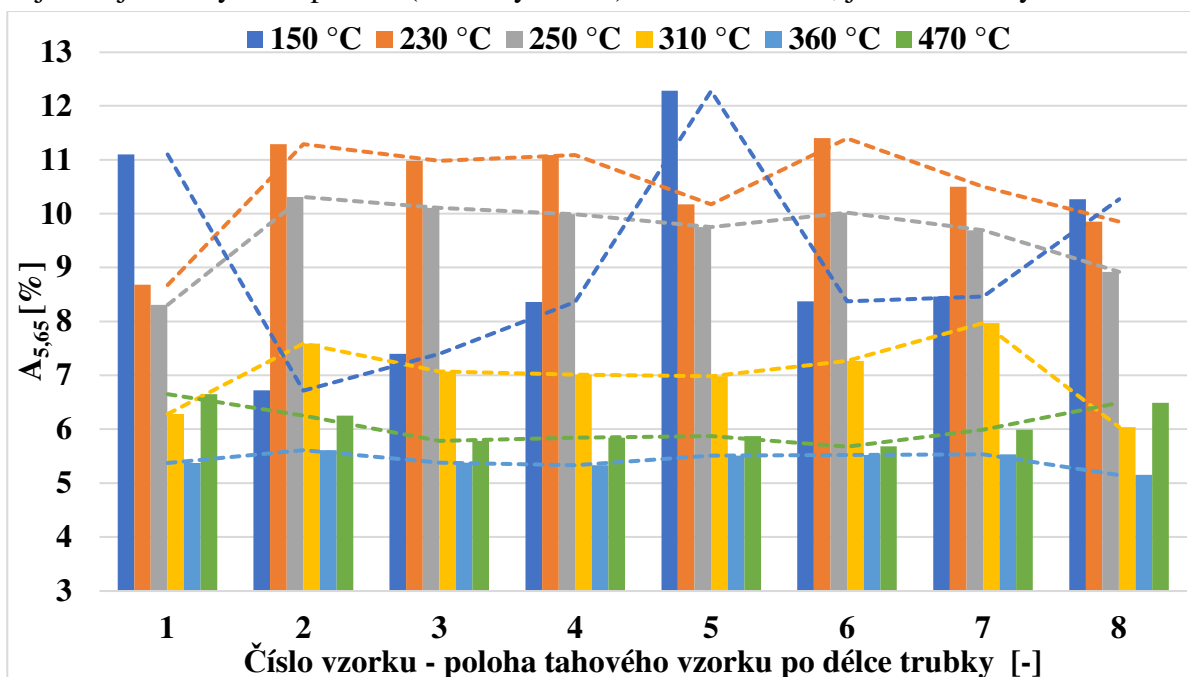
Obr. 45 Mez pevnosti v závislosti na pozici vzorku po délce trubky a popouštěcí teplotě



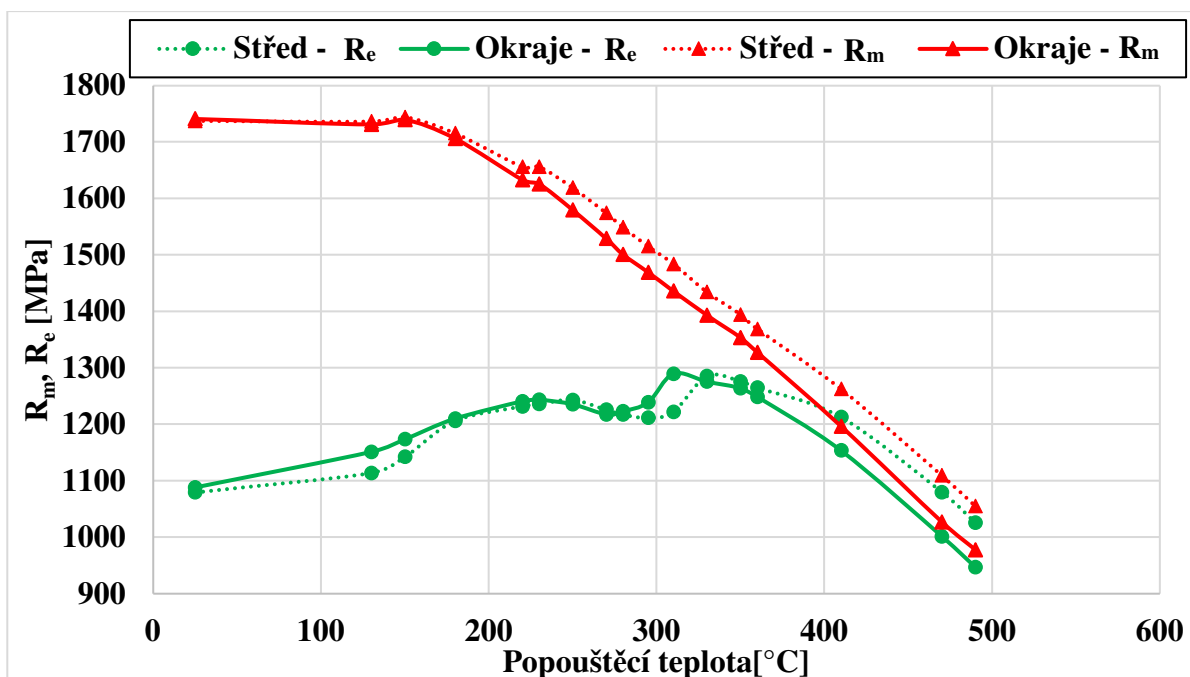
Obr. 46 Tažnost A_g v závislosti na pozici vzorku po délce trubky a popouštěcí teplotě

středu o 3 % zatímco tažnost klesla až o 20 %. Jen mez kluzu zůstává po délce trubky při těchto teplotách přibližně stejná.

Tento jev je jednou z příčin nedostatečné plasticity při ohýbání těchto trubek a vysvětluje se jím i fakt, že všechny lomy se vyskytují do 30 cm od okraje součásti. To, že se okraje zahřívají více, je důsledkem indukčního ohřevu. Při průchodu trubek magnetickým polem cívek se v trubkách indukují vířivé proudy, které způsobují, že se trubky zahřívají, ale zároveň se uplatňuje tzv. skin efekt. To je jev, kdy je proud ve vodiči rozložen tak, že na povrchu je největší hustota elektrického proudu a uvnitř vodiče nejmenší hustota elektrického proudu. A jelikož mají okraje trubky větší povrch (zvětšený o čelo) než střední část, jsou zahřívány více.

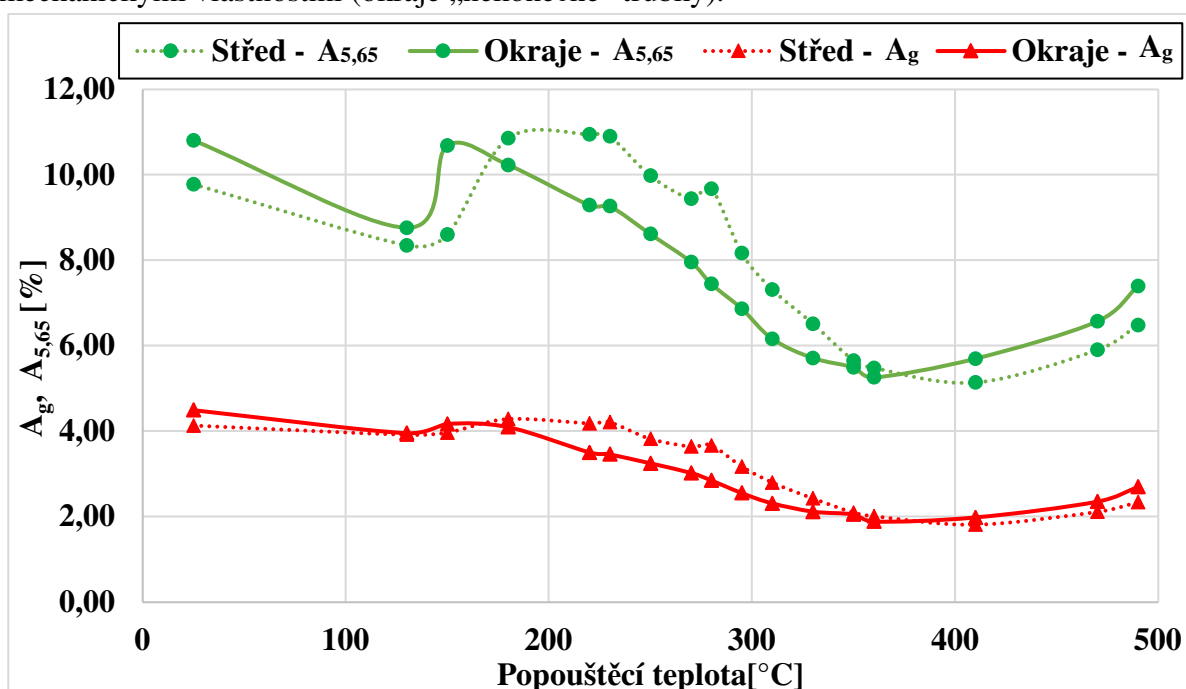


Obr. 47 Tažnost $A_{5,65}$ v závislosti na pozici vzorku po délce trubky a popouštěcí teplotě



Obr. 48 Porovnání mezi pevnosti a kluzu okrajů a středů trubek

Při tvorbě popouštěcích diagramů bylo použito vždy po jedné trubce pro každou ze sledovaných teplot, a to mělo za následek, že se rozdíl ve vlastnostech okrajů a středu ještě více zvýraznil. Ve výrobě je možné vliv skin efektu minimalizovat eliminací mezery mezi trubkami tak, že se budou čela trubek navzájem dotýkat a vznikne „nekonečná“ trubka (vodič). Avšak toto řešení vyžaduje, aby při tepelném zpracování nevznikaly velké deformace (k tomu má bórová ocel dobré předpoklady právě díky přísadě bóru) jinak hrozí riziko poškození zušlechťovací linky, proto se přistupuje k řešení s malou mezerou mezi trubkami, která je technologicky méně náročná. Ale ani v případě „nekonečné“ trubky nedojde k úplnému odstranění problému, protože vždy vznikne několik kusů, které budou mít okraj s rozdílnými mechanickými vlastnostmi (okraje „nekonečné“ trubky).



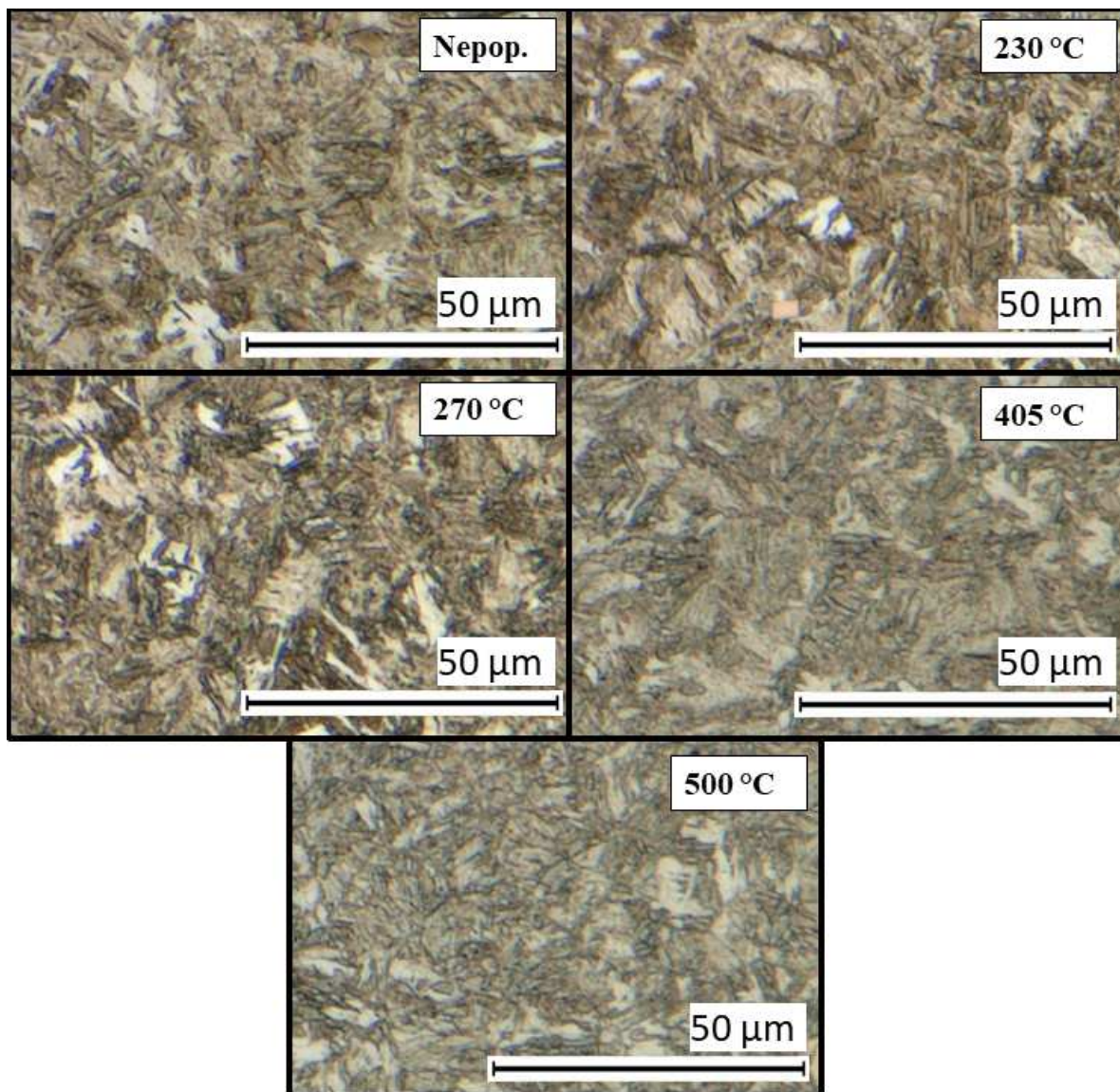
Obr. 49 Porovnání tažnosti A_g a tažnosti $A_{5,65}$ okrajů a středů trubek

5.1.2 Strukturální a fraktografické pozorování [53], [60], [61], [63]

Mikrostruktura pro vybrané teploty popouštění z rozsahu 150-500 °C a kaleného (nepopuštěného) stavu je zobrazena na obr. 50. Je patrné, že v nepopuštěném stavu je mikrostruktura tvořena jehlicemi nízkouhlíkového dislokačního martenzitu. V mikrostruktuře vzorků popuštěných při teplotách 230 °C a 270 °C dochází k mírnému poklesu tetragonality krystalické mřížky, precipitaci přechodových karbidů (velikost v nm) a rozpadu zbytkového austenitu. Nicméně žádná z těchto změn není vzhledem k jejich rozsahu při tomto zvětšení pozorovatelná světelným mikroskopem, a proto se mikrostruktura na obr. 50 po popouštění na těchto teplotách neliší od nepopuštěného stavu. S rostoucí teplotou popouštění jsou změny v mikrostruktuře výraznější. Tetragonalita mřížky martenzitu úplně vymizí a dochází k rekrytalizaci feritu (obr. 50 – 405 °C a 500 °C). Zároveň se částice přechodových karbidů přeměňují na cementit a hrubnou, avšak jejich velikost je na pozorování světelným mikroskopem stále příliš malá.

Byla dokumentována poloha krčku/lomu na tahových vzorcích (např. obr. 51) v celém rozsahu popouštěcích teplot a rychlostí, viz tab. 4. Se zvyšující se teplotou až do 280 °C dochází k posuvu polohy lomu od čelistí ke středu vzorku. K tomuto jevu dochází bez ohledu na pozici místa odběru vzorku z trubky, takže ho nelze vysvětlit rozdílnými mechanickými vlastnostmi středu a okrajů. Příčinou je zřejmě deformace zkušební vzorku vzniklá tepelným

zpracováním, nebo nesouosost čelistí, která při upnutí vzorku do zkušebního stroje vnáší do vzorku příčná napětí. Tato napětí v kombinaci se zbytkovým pnutím, které nebylo vzhledem k nízké popouštěcí teplotě a krátké výdrži zcela odstraněno, způsobuje posun lomu ze středové pozice.



Obr. 50 Mikrostruktura oceli 26MnB5 pro vybrané teploty popouštění, zvětšení 1500x

Na obr. 52 jsou zachyceny krčky přetržených vzorků po tahové zkoušce pro vybrané teploty popouštění pro rychlost posuvu 149 mm/s, přičemž stejných výsledků bylo dosaženo i při rychlosti 205 mm/s. Při nízkých teplotách popouštění (reprezentováno teplotou 130 °C na obr. 52) je krček nevýrazný. S rostoucí teplotou (teplota 250 °C na obr. 52) se krček zvyrazňuje (zúžení je větší) a jeho geometrie se vyznačuje velkou délkou a pozvolným přechodem. Při dalším nárůstu teploty (teplota 350 °C na obr. 52) dochází k postupnému zkracování jeho délky. U vysokých teplot popouštění (teplota 490 °C na obr. 52) je charakteristický krátký krček s velkým zúžením.

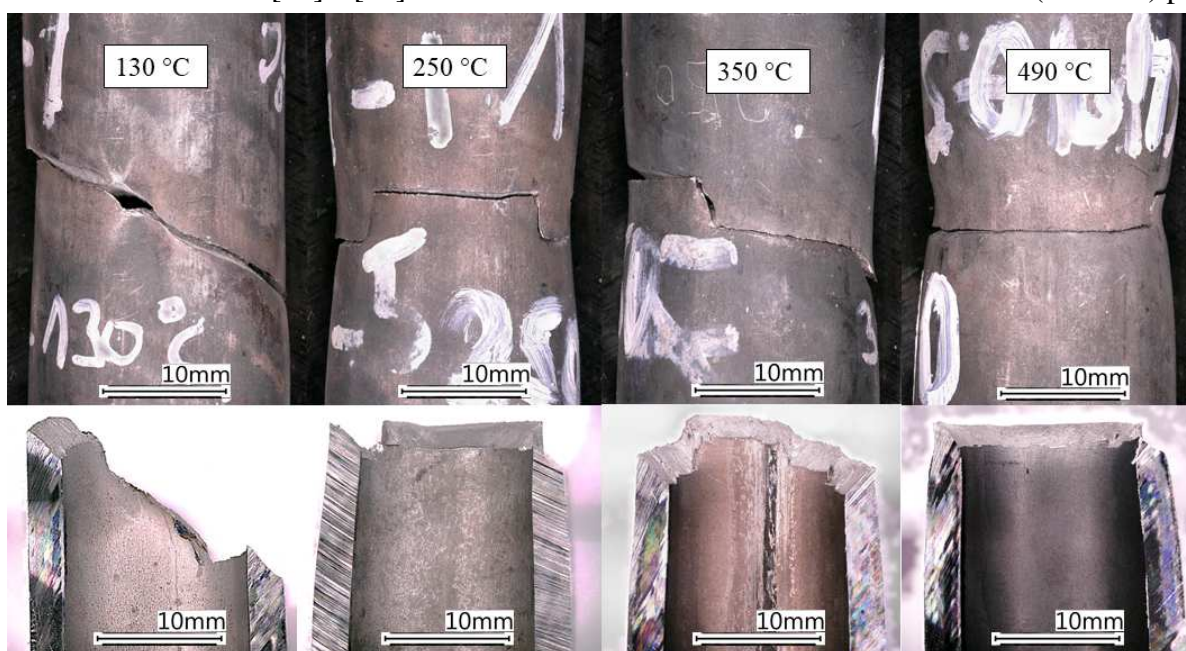
Změnu geometrie tvaru krčku v závislosti na teplotě popouštění lze vysledovat i z poměru částí tahových záznamů (obr. 43) odpovídající jednoosému (homogenní do R_m) a trojosému (nehomogenní od R_m - tvorba krčku) stavu napjatosti. Při nízkých teplotách popouštění je poměr homogenní části tahového záznamu ku nehomogenní části výrazně vyšší než u vyšších teplot.

Fraktografická analýza lomových ploch vzorků po zkoušce tahem vybraných popouštěcích teplot je na obr. 53. Makrosnímky charakteristických smykových lomů pro jednotlivé popouštěcí teploty mají typický tvar kalíšku a kužele („cup and cone“), který může být nerovnoměrný přítomností makro-vměstků (obr. 53a). Celá tvárná lomová plocha je tvořena různě rozměrově velkými jamkami, na jejichž dnech se nachází rozdílné typy a velikosti vměstků případně karbidů. Pozorované jamky jsou deformovány a nemají kulovitý tvar, ale nabývají parabolický tvar (obr. 53b). Tento tvar je charakteristický pro porušení smykem, které je při tahové zkoušce trubkového zkušebního vzorku typické pro všechny teploty a rychlosti posuvu linky. Na detailnějších SEM snímcích lomové plochy pořízené detektory SE+BSE lze pro nízké teploty popouštění (obr. 53c – 130 °C) pozorovat velmi malé mikro-jamky doprovázené drobnými až nanometrickými vyprecipitovanými karbidy. S rostoucí teplotou popouštění lze pozorovat hrubnutí karbidů spojené se zvětšováním velikosti mikro-jamek (obr. 53c – 250 °C, 350 °C a 490 °C).

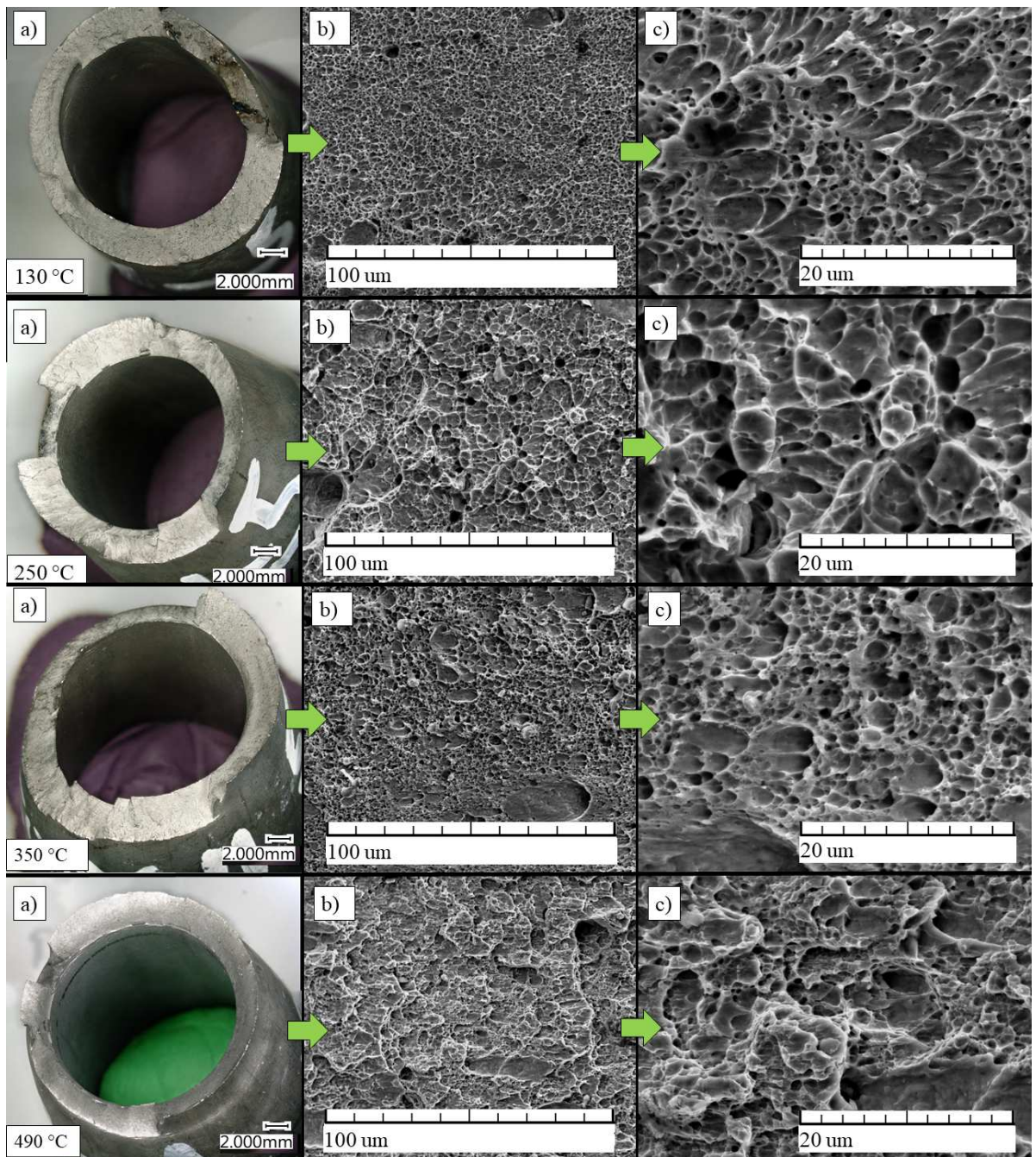


Obr. 51 Poloha lomů na přetžených tahových vzorcích po popouštění od 130 °C do 490 °C

Dosažené pozorované výsledky jsou v souladu s mechanismem porušení uváděným v literatuře. Podle lit. [60] a [63] lze mechanismus vzniku tvárného lomu v krčku (obr. 55a) při



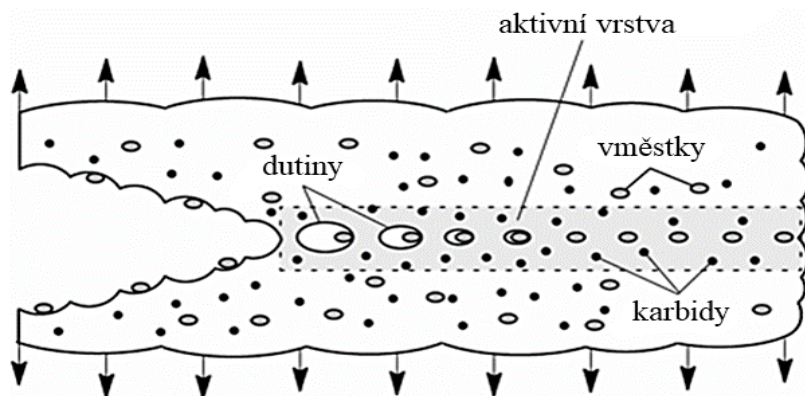
Obr. 52 Vliv teploty popouštění na tvar krčku tahového vzorku



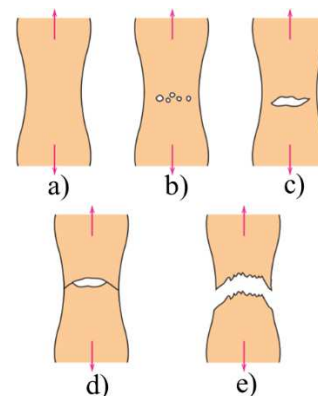
Obr. 53 Detaily lomových ploch přetržených vzorků z tahové zkoušky pro vybrané popouštěcí teploty a) 20x b) 800x (SEM - SE+BSE) c) 3000x (SEM - SE+BSE)

zkoušce tahem shrnout jako nukleaci, růst a spojování mikro dutin. Dutiny vznikají nejčastěji ve středu zaškrncené oblasti (obr. 55b) v okolí lokálních deformačních diskontinuit jako jsou částice sekundární fáze (karbidy, nitridy), vměstky, nebo hranice zrn, viz obr. 54. S rostoucí deformací dutiny rostou a spojují se (obr. 55c), až nakonec vytvoří kontinuální lomovou plochu. Důsledkem spojování dutin je pak velké množství propadlin (jamek), které lze pozorovat na lomové ploše. Velikost jamek na lomové ploše je řízena počtem a rozmístěním nukleačních míst v materiálu. Pokud jsou vměstky a částice sekundární fáze velké, je jich ve struktuře méně a mají velké rozestupy. Dutiny/jamky tudíž mohou nabývat velkých rozměrů, než se propojí s nejbližšími sousedy. V případě, že je v materiálu velké množství malých částic a vměstků, vzniká velké množství dutin, které nemají prostor k růstu, a proto nabývají menších rozměrů. Vnitřní dutina (trhlina) se zvětšuje až dokud úbytek ve velikosti příčného průřezu nedosáhne

kritické hodnoty a dojde k dolomení smykem (obr. 55d). Vzniklý lom má charakteristický tvar kalíšku (obr. 55e). Má-li zatěžující napětí smykový charakter, mají jamky na lomové ploše protáhlý (parabolický) tvar. Orientace paraboly ukazuje směr postupu šíření trhliny (vrchol směřuje k počátku). Jelikož tahové vzorky použité při experimentech jsou trubky má lomová plocha vždy smykový charakter.



Obr. 54 Schéma růstu trhliny v tvárném materiálu [63]



Obr. 55 Stádia lomu [60]

5.2 Ověření hypotézy stárnutí [25], [60], [62]

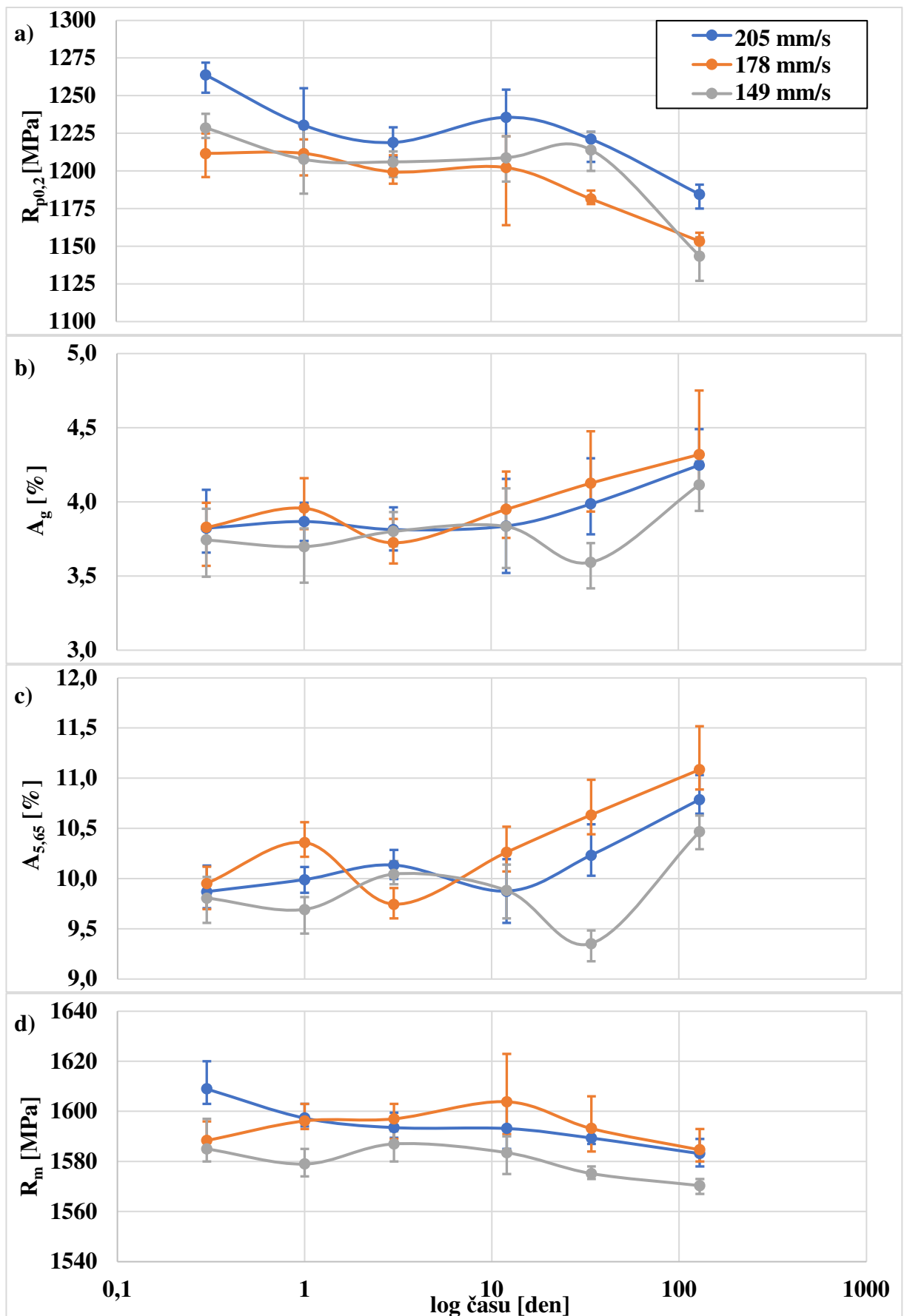
Přehled změn naměřených tahových materiálových charakteristik v závislosti na době skladování je uveden v grafu na obr. 56. V tomto grafu lze pozorovat pokles pevnostních charakteristik ($R_{p0,2}$, R_m) a nárůst deformačních charakteristik (A_g , $A_{5,65}$) po 120 dnech od zušlechtění. Z toho plyne, že nastolená hypotéza o stárnutí materiálu (snížení plasticity) založená na vlivu intersticiálních prvků (C, N, B) kotvicích pohyb dislokací (Cottrellovy atmosféry) byla vyvrácena.

Cottrellovy atmosféry se projevují vznikem výrazné meze kluzu a nárůstem její hodnoty. Výrazná mez kluzu však nebyla na záznamech z tahové zkoušky pozorována ani po 120 dnech od zušlechtění. Jak je vidět na obr. 56a, velikost meze kluzu v průběhu času nenarůstá, naopak je po 120 dnech od zušlechtění pozorován pokles o více jak 5 % u všech sledovaných rychlostí zušlechtovací linky, což naopak ukazuje na odpevňovací/zotavovací procesy.

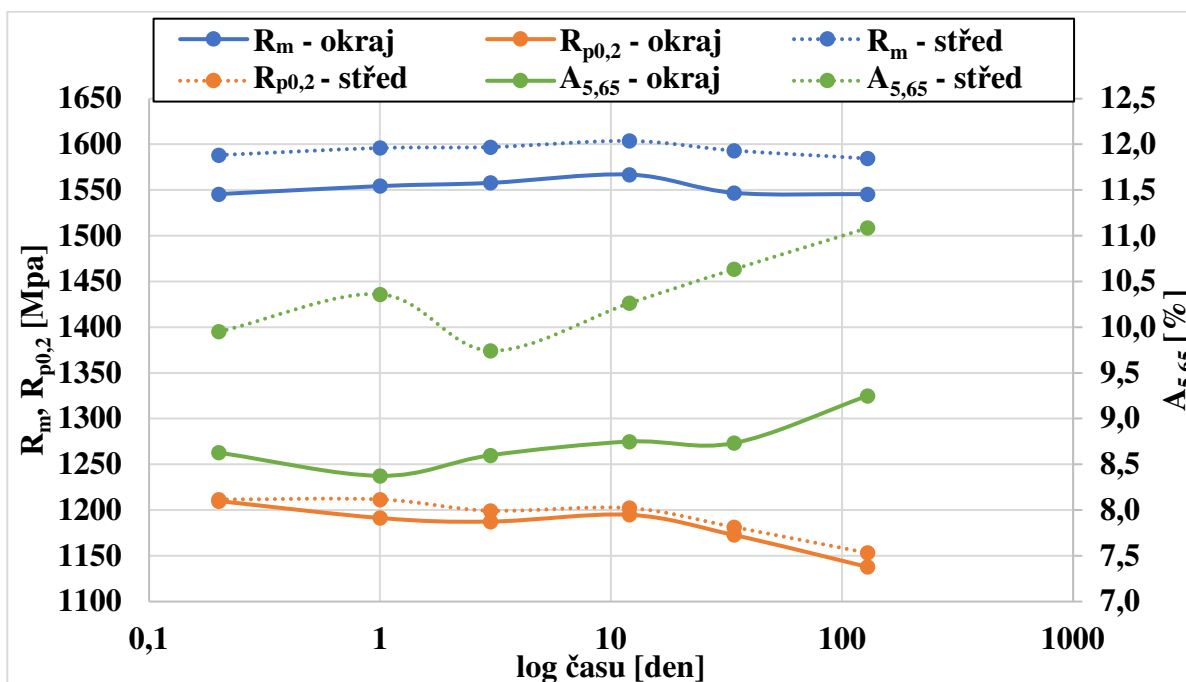
V souladu s poklesem meze kluzu je pozorován i nárůst tažnosti A_g , viz obr. 56b a poměrné tažnosti $A_{5,65}$ (obr. 56c). U všech sledovaných rychlostí byl pozorován nárůst tažnosti A_g minimálně o 10 %. Nejmenší nárůst mají vzorky zušlechtěné rychlostí 149 mm/s, naopak největší nárůst mají vzorky zušlechtěné rychlostí 178 mm/s. Tažnost $A_{5,65}$ také vzrostla nejméně u rychlosti 149 mm/s (o 5 %), a nejvíce u rychlosti 178 mm/s (o 10 %). Vliv rychlosti však není možné prokázat, kvůli malému statistickému souboru. Mez pevnosti, jak je patrné z obr. 56d, na době skladování nezávisí a v delším časovém úseku se významněji nemění.

Po zjištěních z předchozích experimentů, že střed a okraje trubky mají rozdílné mechanické vlastnosti, které byly popsány v kapitole 5.1.1, byly vzorky odebrané z okraje trubek odstraněny ze souboru naměřených hodnot a vyhodnocovány samostatně. Průběhy mechanických vlastností okrajových vzorků pro rychlost 178 mm/s jsou uvedeny na obr. 57. Rozdíl ve vlastnostech středu a okrajů (obr. 57) nebyl tak velký jako v případě zjišťování vlivu popouštěcí teploty, protože trubky neprojžděly linkou samostatně. Z grafu na obr. 57 je patrné, že mechanické vlastnosti okrajových vzorků následují stejný trend jako je popsán výše pro vzorky ze středu trubky.

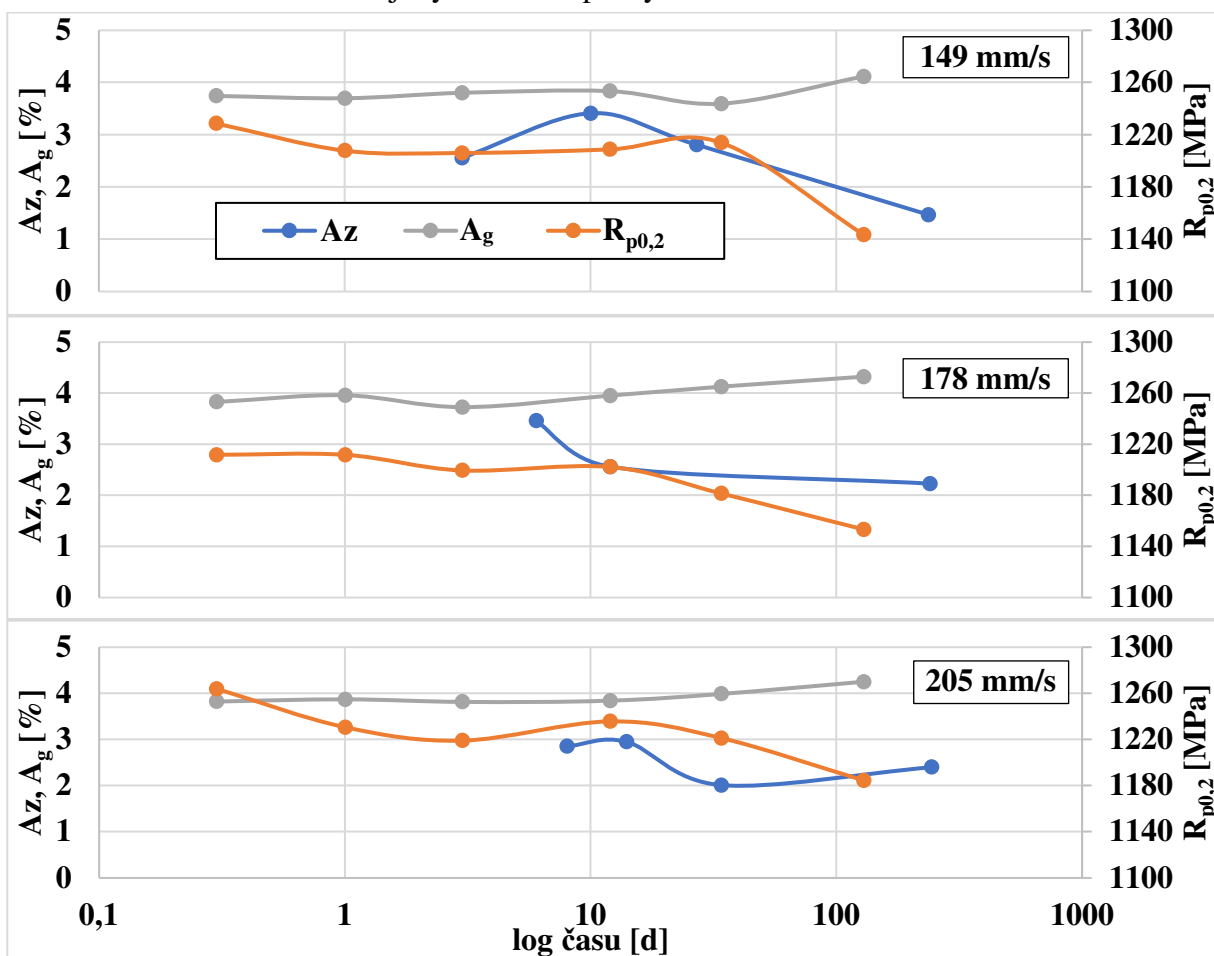
Pokles meze kluzu a nárůst tažnosti je způsoben odpevňovacími/zotavovacími pochody spojenými s částečným uvolněním zbytkových vnitřních napětí v průběhu času. Tato vnitřní napětí vznikla při kalení oceli, a v důsledku krátké výdrže na teplotě popouštění 260 °C nedošlo



Obr. 56 Závislost tahových charakteristik mechanických vlastností na době skladování



Obr. 57 Závislost tahových charakteristik mechanických vlastností na době skladování okrajových vzorků pro rychlost 178 mm/s

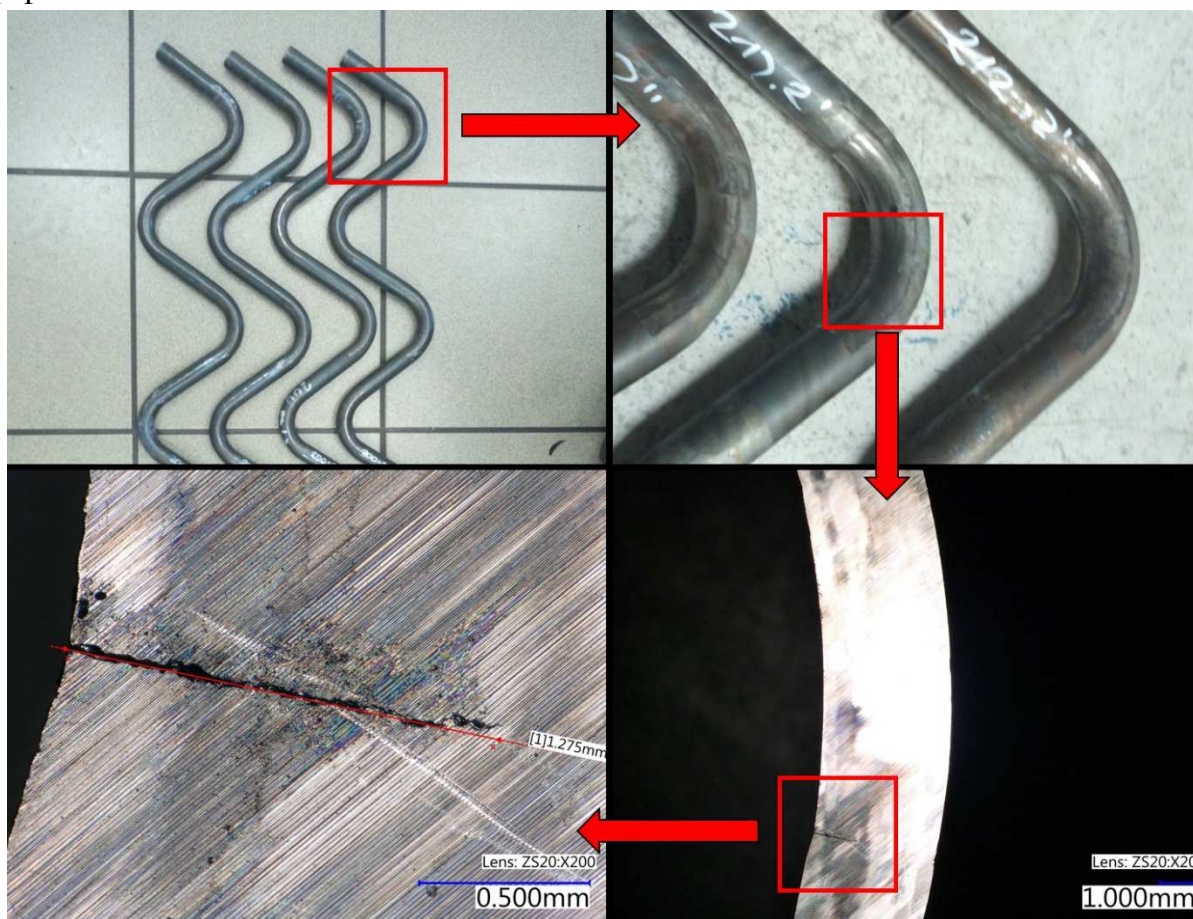


Obr. 58 Množství zbytkového austenitu a mechanické vlastnosti v závislosti na době skladování

k jejich úplnému uvolnění. Struktura je nadále tvořena nerovnovážnými fázemi (tetragonální martenzit, zbytkový austenit) s vysokou dislokační hustotou, které mají snahu přejít do rovnovážného stavu. Zotavovacími procesy dislokační struktury (anihilace a nízkoenergetické uspořádání dislokací) společně s difuzí uhlíku (snížení tetragonality martenzitu) při teplotě okolí dojde po dostatečně dlouhé době k uvolnění části zbytkového napětí, které umožní rozpad části zbytkového austenitu (Az na obr. 58) na stabilnější fáze (viz kap. 5.2.4). Důsledkem těchto strukturních změn a odpevňovacích procesů jsou pozorované změny v mechanických vlastnostech.

5.2.1 Ohýbání zkušební součásti

Kvůli poklesu mechanických vlastností na okrajích trubky byla při ohýbání zkušebních vzorků věnována zvláštní pozornost přířezům pocházejícím z krajních částí zušlechtěné trubky, protože právě u těchto kusů se vzhledem ke snížené tažnosti předpokládalo největší riziko popraskání.



Obr. 59 Detail radiální trhliny na vnitřní straně ohybu zkušební součásti ohýbané 30. den po zušlechtění

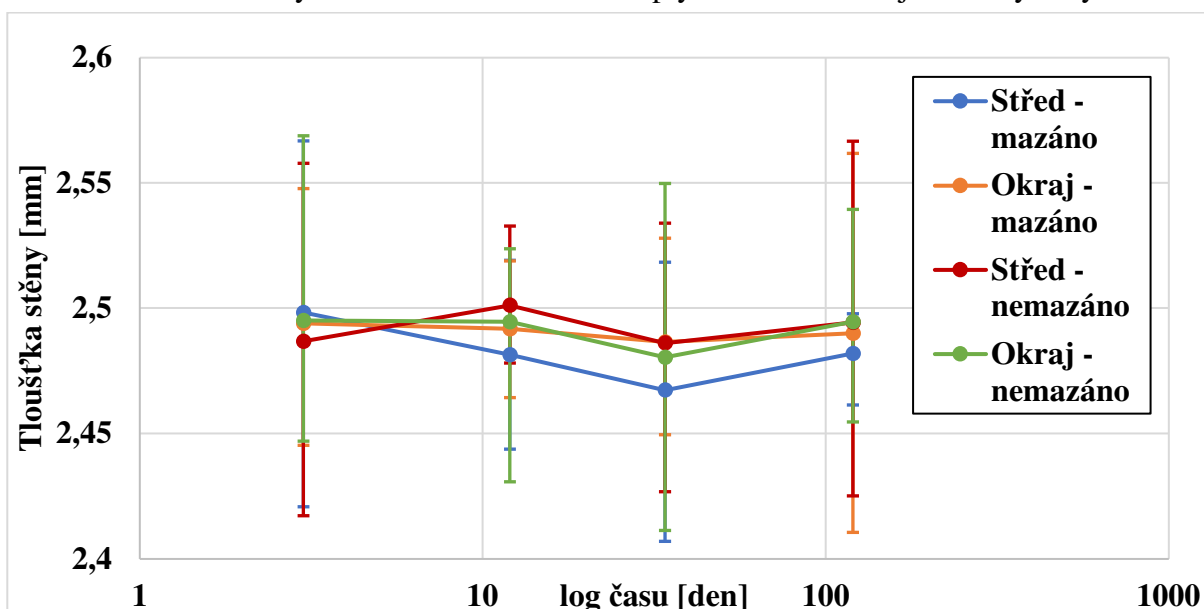
Během ohýbání v průběhu 120 dnů nevznikl žádný lom či zaškrbení na žádné z ohýbaných součástí, což koresponduje s výsledky tahových zkoušek, ve kterých žádný pokles plasticity vlivem času zaznamenán nebyl. Jediný zaznamenaný problém byl ojedinělý případ výskytu radiálních trhlin více jak 1 mm dlouhých vyskytujících se na vnitřní straně ohybu (v tlakové oblasti) u zkušebních vzorků ohýbaných 30. den po zušlechtění, viz obr. 59.

Tyto trhliny jsou pozorovány u všech součástí, které byly ohýbány s použitím maziva a vyskytují se v oblasti výrazného otlaku způsobeného ohýbacím nástrojem. Nejpravděpodobnější příčinou vzniku je chyba v seřízení ohýbacího nástroje, která vznikla až

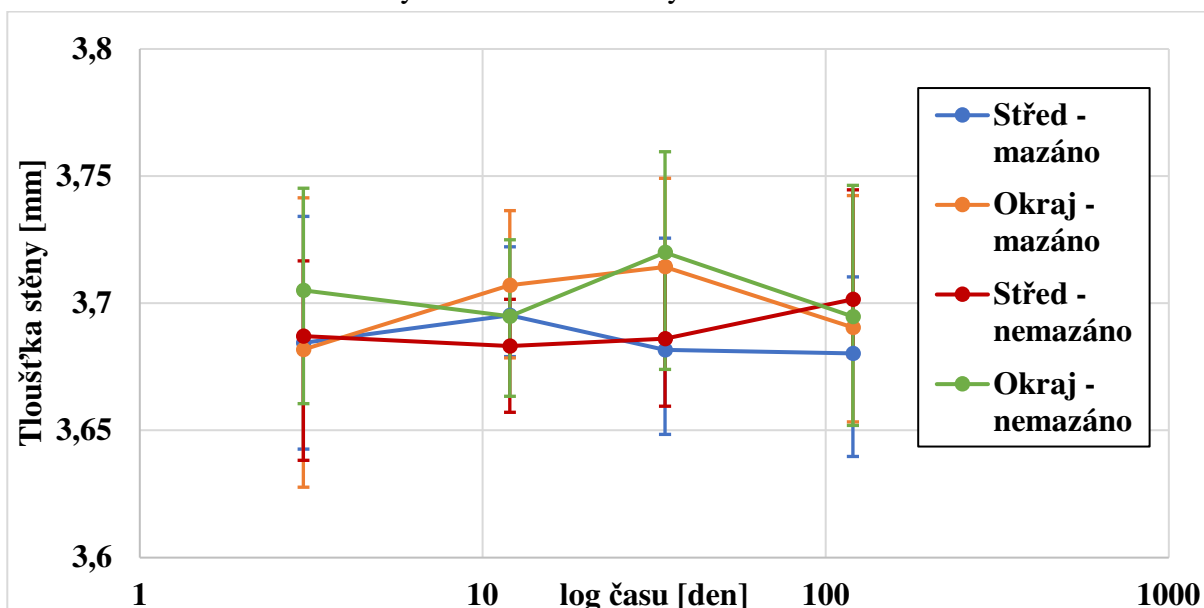
během ohýbání, protože se trhliny vyskytují pouze na součástech ohýbaných s mazivem, které se ohýbaly následně až po součástech ohýbaných bez maziva. Vzhledem k tomu, že se tyto trhliny na zkušebních součástech při dalších testech probíhajících 120. den od zušlechtní již znovu neobjevily, lze konstatovat, že jejich vznik není projevem stárnutí oceli a ani snížené plasticity s tímto jevem spojené.

Jelikož jsou stabilizátory součásti, které jsou cyklicky namáhány, je v sériové výrobě vznik trhlin a otlaků od nástroje nepřijatelný, protože slouží jako koncentrátoři napětí a deformace a zásadně snižují únavovou životnost stabilizátorů. Vzniku tohoto typu trhlin se musí předcházet pečlivým seřízením ohýbacího nástroje a v první řadě zabránit vzniku otlaku, jinak není možné zaručit požadovaný počet cyklů do lomu.

Výsledky měření tloušťky stěny po dobu 120 dnů rovněž odpovídají závěrům vyvozeným z vyhodnocení tahových zkoušek. Nebyla shledána žádná změna v tloušťce stěny jak na tahové, tak na tlakové straně ohybu vlivem času v rámci rozptylu měření. Mezi jednotlivými rychlostmi



Obr. 60 Tloušťka stěny v tahové oblasti ohybu v závislosti na době skladování



Obr. 61 Tloušťka stěny v tlakové oblasti ohybu v závislosti na době skladování

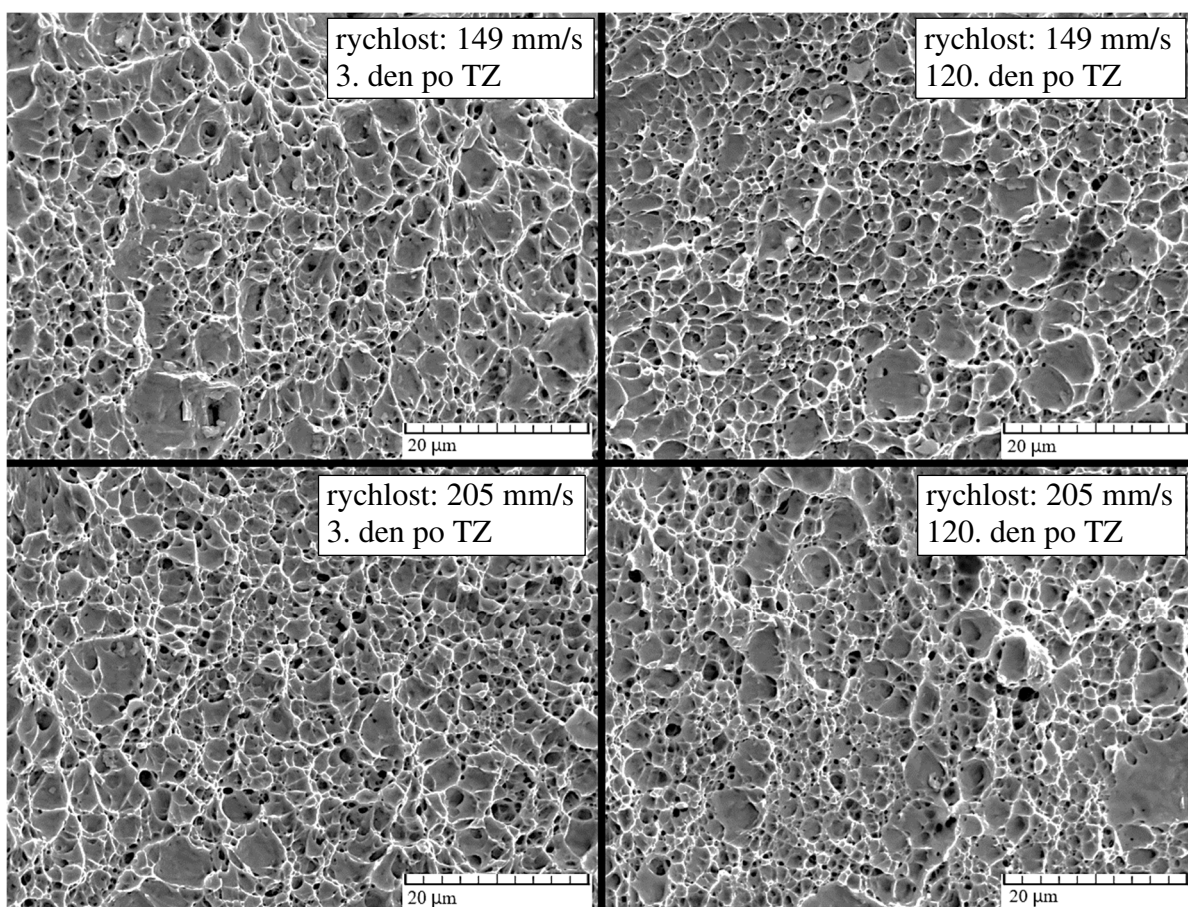
zušlechťovací linky nebyly taktéž pozorovány žádné rozdíly. Na obr. 60 jsou vyneseny průměrné hodnoty tloušťky stěny na tahové straně ohybu v čase pro rychlost linky 178 mm/s. Chybové úsečky představují minimální a maximální naměřené hodnoty. Na obr. 61 je vyneseno totéž pro tlakovou stranu ohybu.

Stejně tak nemá na změnu tloušťky stěny vliv ani to, zda je polotovar před ohýbáním namazán, či nikoli. Žádné rozdíly ve velikosti ztenčení a kompresi stěny nebyly zjištěny ani mezi středem trubky a okraji, které mají prokazatelně nižší plasticitu. Z toho lze vyvodit, že snížení plasticity okrajů nebylo natolik velké, aby byl materiál zatěžován v oblasti nehomogenní deformace a došlo ke vzniku krčku a případně i lomu.

5.2.2 Fraktografická pozorování vzorků z tahové zkoušky

Jelikož při ohýbání nevznikly žádné lomy, byla elektronovým mikroskopem zkoumána lomová plocha na přetržených vzorcích z tahové zkoušky. Jak je možné vidět na obr. 62, mezi limitními rychlostmi 149 a 205 mm/s není žádný rozdíl v morfologii lomové plochy tahového vzorku. Z toho vyplývá, že parametr rychlosti nemá žádný vliv na morfologii lomové plochy a dohromady s výsledky tahových zkoušek (obr. 56) lze usoudit, že parametr rychlosti linky nemá při popouštěcí teplotě 260 °C zásadnější vliv na průběh změn v materiálu, které probíhají v čase. Ukázalo se, že změna ve výdrži na popouštěcí a kalící teplotě v rámci jednotek sekund není natolik významná, aby viditelně ovlivnila tvar lomové plochy.

Rovněž nebylo prokázáno, že by na morfologii lomové plochy měla vliv doba skladování. Vzorek přetržený 3 dny po zušlechťování (obr. 62 vlevo) má totožný vzhled lomové plochy jako



Obr. 62 Detaily lomových ploch přetržených vzorků z tahové zkoušky pro dvě rychlosti linky a dobu skladování (SEM-SE+BSE), zvětšení 3000x

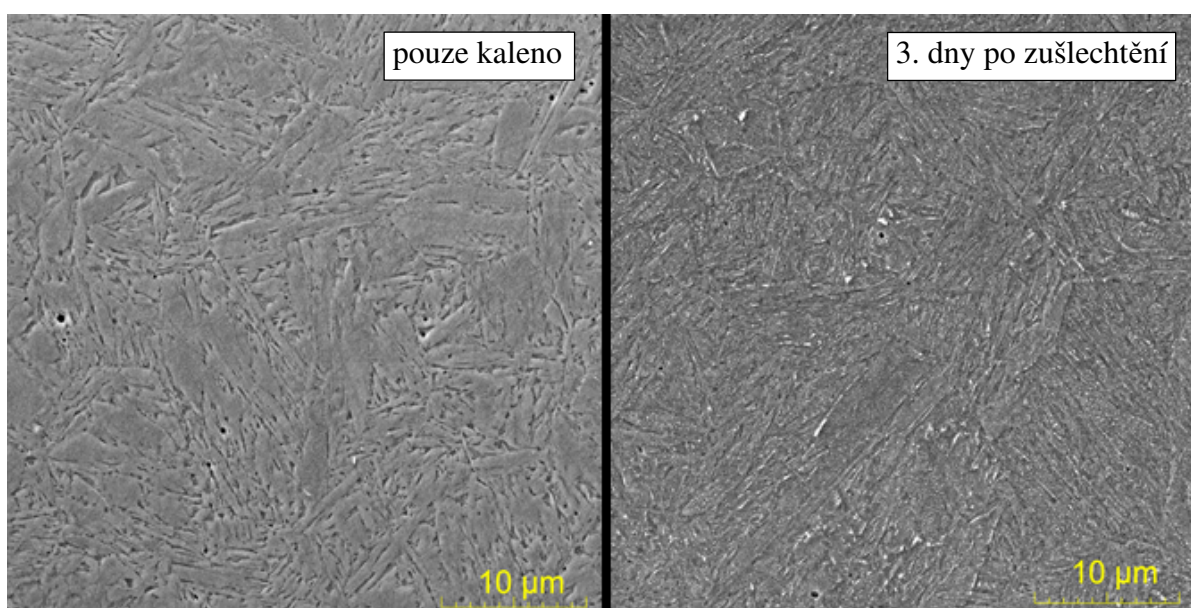
vzorek přetržený 120 dní po zušlechtní (obr. 62 vpravo) a to pro všechny rychlosti. Toto zjištění je v souladu s výsledky tahových zkoušek a měřením tloušťky stěny.

Jamky (důlky) na lomové ploše mají shodný tvar se vzorkem na obr. 53 popuštěným při teplotě 250 °C. Jamky mají místy mírně protáhlý parabolický tvar typický pro porušení smykem.

5.2.3 Pozorování mikrostruktury

Po zakalení je mikrostruktura oceli tvořená nízkouhlíkovým jehlicovitým martenzitem, ve kterém se nachází jen malé množství nerozpuštěných karbidů/boro-karbidů z proběhlé austenitizace a vměstků, viz obr. 63 vlevo. Po popuštění při 260°C se v mikrostruktuře podél martenzitických desek precipitují drobné částice metastabilních (přechodových) karbidů, které brání v pohybu dislokacím a zvyšují mez kluzu (obr. 63 vpravo) tak, jak bylo podrobněji popsáno v kap. 5.1. Detailnější pohled na distribuci a velikost karbidů je na obr. 64.

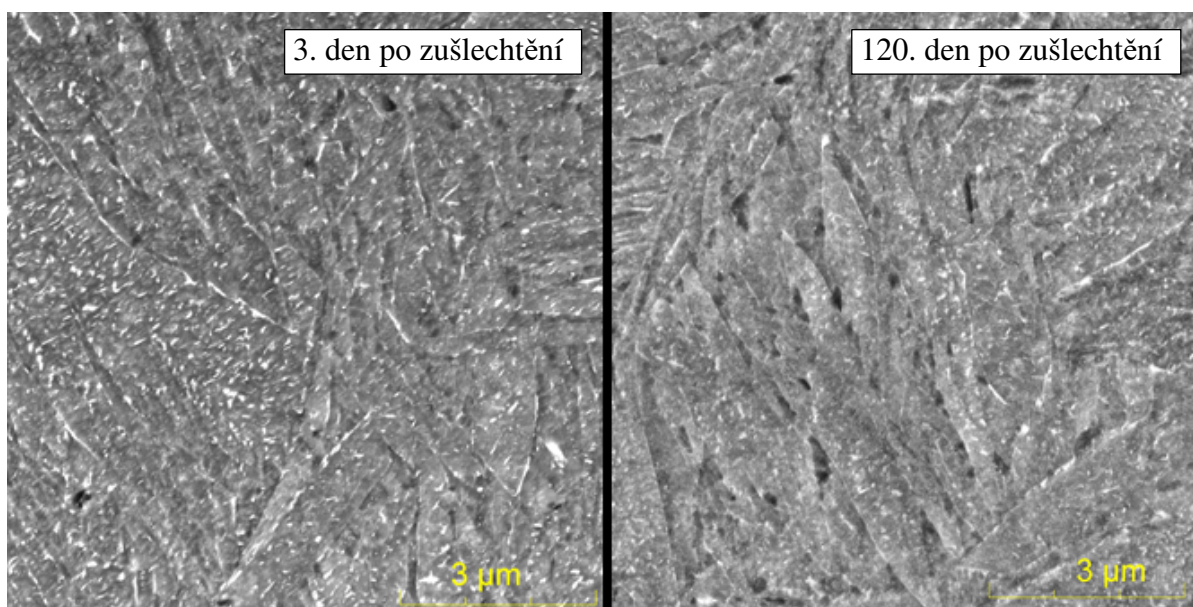
Po 120 dnech od zušlechtní nebyla v mikrostruktuře pozorována žádná změna v množství ani ve velikosti precipitátů karbidů, viz obr. 64. Pozorování mikrostruktury společně s výsledky z tahových zkoušek, měření tloušťky stěny a pozorování lomových ploch přetržených tahových vzorků definitivně potvrdilo, že ocel 26MnB5 nepodléhá stárnutí, tj. nedochází k degradaci mechanických vlastností. Naopak byl zjištěn mírný nárůst tažnosti A_g i $A_{5,65}$ u vzorků zkoušených 120 dní po zušlechtní.



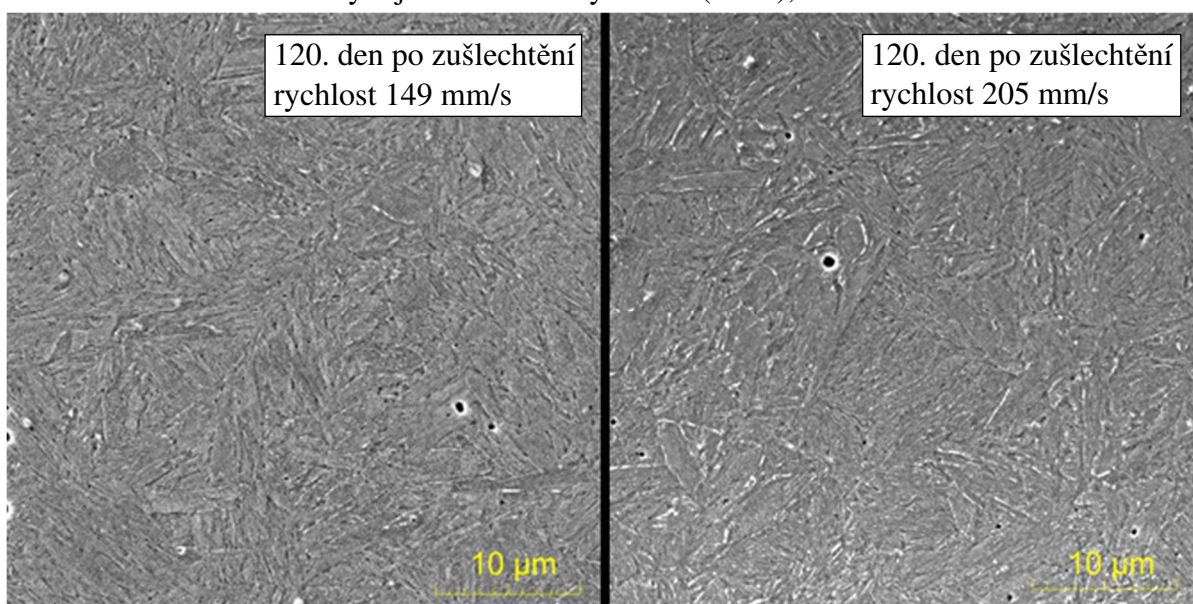
Obr. 63 Mikrostruktura před a po popuštění (SEM-SE), zvětšení 20000x

Z toho vyplývá, že jev, kdy materiál uskladněný po delší časové období vykazoval při ohýbání větší počet lomů, byla pouze náhodná souhra několika nepříznivých vlivů. Hlavní příčinou byla pravděpodobně kombinace snížených mechanických vlastností okrajů trubek a nepříznivého chemického složení oceli v rámci rozpětí povoleného materiálovou normou (zvýšený obsah intersticiálních prvků, snížený obsah titanu a hliníku).

Z obr. 65 nejsou patrné žádné výraznější rozdíly mezi mikrostrukturami zušlechtněnými rychlostí 150 a 200 mm/s. Ovšem k posouzení vlivu rychlosti na mikrostrukturu by byly nutné detailnější snímky z transmisního elektronového mikroskopu a kvalitnější vyhotovení vzorků.



Obr. 64 Vývoj mikrostruktury v čase (SEM), zvětšení 90000x



Obr. 65 Vliv rychlosti zušlechťovací linky na mikrostrukturu (SEM-SE), zvětšení 20000x

5.2.4 Měření zbytkového austenitu [61], [64]

Pro všechny rychlosti linky je struktura oceli ihned po zušlechtní tvořena jehlicemi dislokačního martenzitu doprovázeného karbidy a přibližně 3% zbytkového austenitu (tab. 8). Ve většině ocelí martenzit obsahuje velké množství dislokací, které vznikly při nedokonalé změně tvaru během objemové přeměny (rozpadu) austenitu na martenzit. Kromě toho jsou jehlice (pakety) martenzitu obaleny a navzájem od sebe odděleny tenkou vrstvou zbytkového austenitu (obr. 66). Popouštěním na teplotě 260 °C se sníží míra přesycenosti martenzitu uhlíkem (snížení tetragonality mřížky) a část uhlíku se vyloučí ve formě metastabilních karbidů, a dojde ke snížení dislokační hustoty, čímž se sníží vnitřní napětí. Pokles vnitřního napětí umožní rozpad zbytkového austenitu.

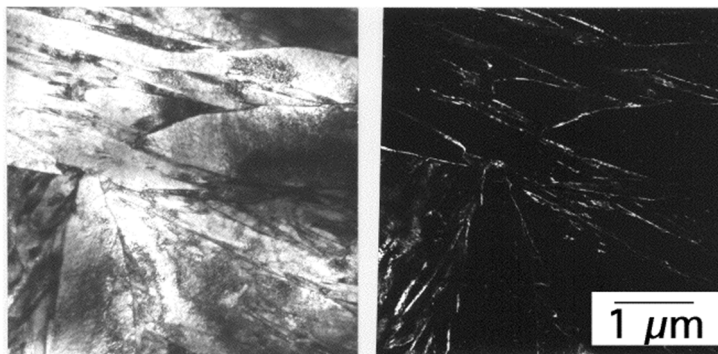
V martenzitické struktuře s vysokou dislokační hustotou dochází při pokojové teplotě po dostatečně dlouhé době k uvolnění části zbytkového napětí vlivem zotavovacích procesů dislokační struktury (anihilace a nízkoenergetické uspořádání dislokací). Snížení vnitřních

napětí se projeví na hodnotě meze kluzu (obr. 56a a obr. 57), která je na tyto změny citlivá. Kromě toho pokles napětí umožní rozpad části zbytkového austenitu. Množství zbytkového austenitu v mikrostruktuře oceli pro jednotlivé rychlosti zušlechťovací linky v závislosti na čase naměřené metodou založenou na Mössbauerově spektroskopii je patrné z grafu na obr. 58.

Vzhledem k malému množství zbytkového austenitu ve struktuře převažuje změna mechanických vlastností oceli (pokles meze kluzu, nárůst tažnosti) vyvolaná zotavovacími procesy nad změnou vyvolanou úbytkem zbytkového austenitu. Prokázaný úbytek zbytkového austenitu potvrzuje proběhlé zotavovací procesy v martenzitické struktuře.

Od desátého dne od zušlechtění se začíná množství zbytkového austenitu ve struktuře

postupně zmenšovat (obr. 58) pro všechny tři rychlosti zušlechťovací linky, viz tab. 8. Při posledním měření provedeném 8 měsíců od zušlechtění je pokles v množství zbytkového austenitu v rámci rozptylu měření až 1 % pro nízkou a střední rychlost linky. Zatímco pokles zbytkového austenitu pro rychlost 205 mm/s nebyl tak výrazný díky kratší výdrži na popouštěcí teplotě ovlivňující intenzitu procesu zotavení.



Obr. 66 Rozložení zbytkového austenitu ve struktuře zakalené oceli o chemickém složení 0,2 %C, 4 %Mo (TEM – světlé pole (vlevo), tmavé pole (vpravo)) [64]

Tab. 8 Množství a úbytek zbytkového austenitu ve struktuře měřené Mössbauerovou spektroskopii v závislosti na čase (chyba měření $\pm 1\%$)

Rychlost linky	149 mm/s	178 mm/s	205 mm/s
3-7 dní po zušlechtění	2,56 %	3,46 %	2,85 %
8 měsíců po zušlechtění	1,47 %	2,23 %	2,40 %
Úbytek	1,09 %	1,23 %	0,45 %

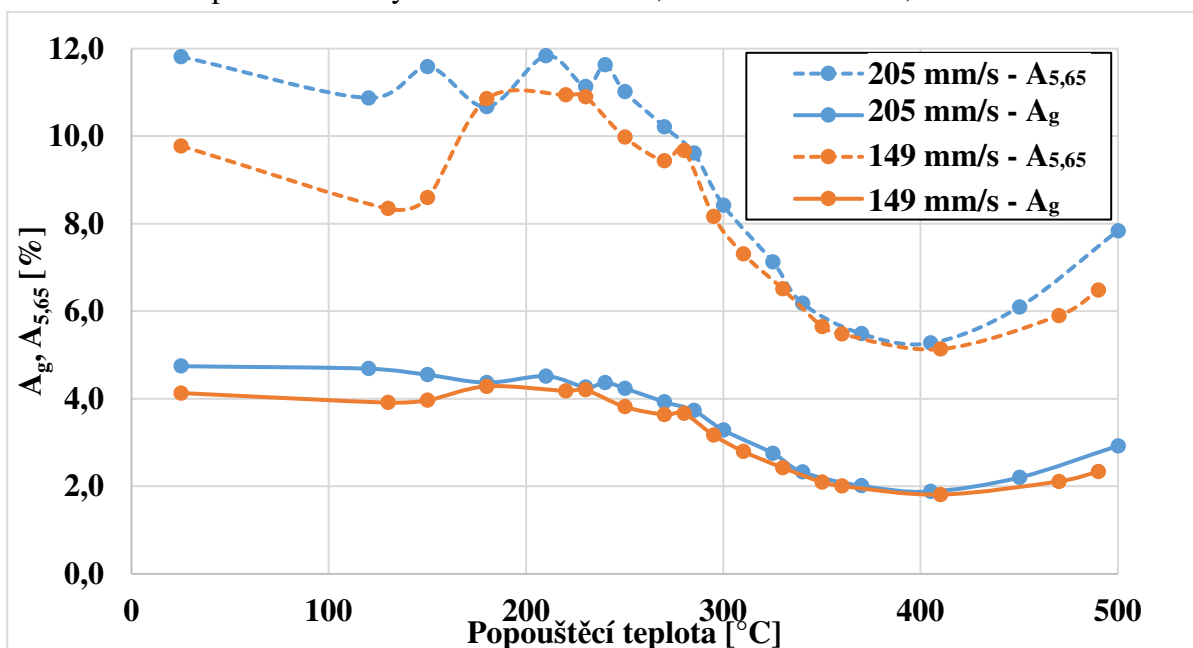
5.3 Návrh procesního okna

Hlavní příčinou nedostatečné tvářitelnosti při ohýbání jsou rozdílné mechanické vlastnosti okrajů trubek v kombinaci s extrémními obsahy legujících prvků v oceli v rámci materiálové normy, viz tab. 2. Zvýšit mechanické vlastnosti okrajů je možné zmenšením mezery mezi jednotlivými trubkami při průchodu zušlechťovací linkou. Je-li to technicky možné, ideálním provedením je tuto mezeru zcela odstranit (trubky se budou čely navzájem dotýkat).

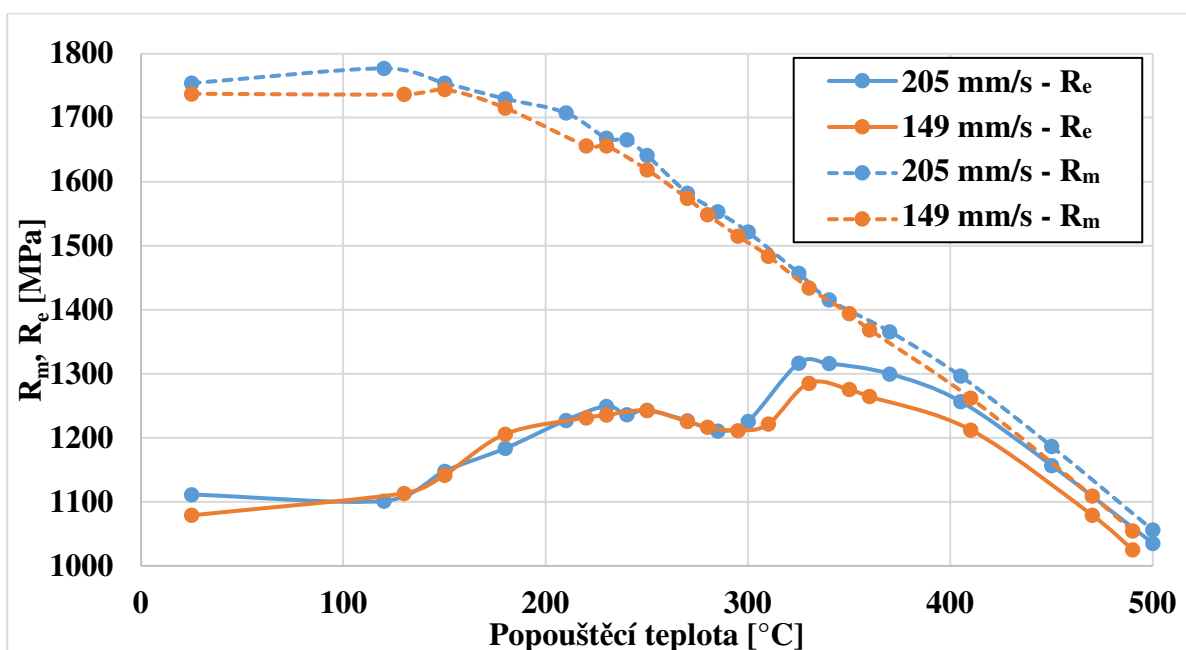
Po naměření popouštěcích diagramů (obr. 41 a 42) bylo zjištěno, že současně používaná teplota popouštění 260 °C se nachází již za lokálním maximem průběhu plastického prodloužení při maximálním zatížení A_g . Snížením popouštěcí teploty na 220-230 °C lze dosáhnout vyšší plasticity a tím ještě více snížit riziko lomů při ohýbání trubek. Zároveň se s nižší popouštěcí teplotou sníží rozdíl mezi okraji a středem trubky (obr. 45 a 46). Zvýšení meze pevnosti spojené se snížením popouštěcí teploty nepředstavuje vzhledem k následujícím operacím v technologickém postupu výroby stabilizátorů žádný problém, naopak může mít pozitivní dopad na únavovou životnost. Vedlejší výhodou snížení popouštěcí teploty je snížení spotřeby elektrické energie na ohřev trubek a s tím spojené snížení výrobních nákladů.

Vliv velikosti kalící teploty na mechanické vlastnosti nebyl zkoumán, takže zůstává nastavena na 910-920 °C.

Experimenty zohledňující vliv rychlosti linky v rámci chemického složení (tab. 2) ukázaly pozitivní vliv na plasticitu v oblasti popouštěcích teplot do 200 °C, zatímco na vyšších teplotách popouštění byl pozorován žádný, nebo mírně pozitivní vliv, viz obr. 67. Největší roli hraje rychlost linky v případě výdrže na kalící teplotě, kde i malý rozdíl významně ovlivňuje stupeň homogenizace. Stupeň homogenizace má pak největší vliv na mechanické vlastnosti při nízkých popouštěcích teplotách, avšak s rostoucím množstvím energie dodané během popouštění (s rostoucí teplotou popouštění) se tento vliv stírá. Pevnostní charakteristiky se v závislosti na teplotě vlivem rychlosti buď nemění, nebo mírně rostou, viz obr. 68.



Obr. 67 Vliv rychlosti linky na tažnost



Obr. 68 Vliv rychlosti linky na mez pevnosti a kluzu

Jak je patrné z obr. 67 a 68, zvýšení rychlosti linky má v rozmezí sledovaných teplot buď mírně pozitivní, nebo žádný vliv, a proto se doporučuje používat rychlost linky minimálně 200 mm/s. Zvýšením rychlosti ze současných 150 mm/s na 200 mm/s dojde k významnému zvýšení produktivity, které přitom není spojeno se žádným negativním dopadem na mechanické vlastnosti oceli.

Jak již bylo objasněno v kap. 5.2 zušlechťená ocel 26MnB5 není náchylná ke stárnutí, naopak po 120 dnech od zušlechťení byl pozorován nárůst plasticity, a proto není nutné omezovat dobu spotřeby materiálu. Avšak skladovat materiál po delší časový úsek pro dosažení zvýšení plasticity se taktéž nedoporučuje. Zvýšení plasticity není natolik významné, aby opodstatnilo zvýšené nároky na skladovací prostory a při nesprávném uskladnění (zakonzervování) může docházet ke korozi, která v konečném důsledku může vést k porušení součásti při ohýbání a ke snížení únavové životnosti.

Navržené parametry nastavení tepelného zpracování a doby skladování byly shrnuty v tab. 9.

Tab. 9 Parametry navrženého procesního okna zušlechťování oceli 26MnB5

Kalící teplota	Popouštěcí teplota	Rychlost linky	Mezera mezi trubkami	Doba skladování
910-920 °C	220-230 °C	min. 200 mm/s	žádná	Bez omezení

ZÁVĚRY

V rámci řešení diplomové práce zabývající se vlivem tepelného zpracování a doby skladování na strukturu a mechanické vlastnosti oceli 26MnB5 používané pro výrobu trubkových součástí tvářených v zušlechtěném stavu bylo cílem zvýšit plasticitu oceli definováním nových procesních parametrů linky indukčního tepelného zpracování. Na základě dvou oblastí experimentů zaměřených na stanovení nových popouštěcích diagramů a ověření hypotézy o stárnutí oceli 26MnB5 a navazujících strukturních/fraktografických analýz bylo dosaženo těchto závěrů naplňujících cíle diplomové práce:

- I. Stanovení nových popouštěcích diagramů pro efektivní nastavení procesu tepelného zpracování mělo tyto dílčí závěry:
 - Ocel dosahuje nejvyšší tažnosti v rozsahu popouštěcích teplot 180-230 °C a při dalším zvyšování teploty popouštění díky popouštěcí křehkosti tažnost klesá až do teploty 400 °C, od které začíná znovu narůstat.
 - Tažnost při rychlosti zušlecht'ovací linky 205 mm/s je v závislosti na teplotě stejná, nebo vyšší než u rychlosti 149 mm/s.
 - Snížená pevnost a především tažnost konců trubek po popouštění v rozsahu teplot 180-350 °C je způsobena velkou mezerou mezi trubkami při průchodu induktory (skin efekt).
 - Změny v morfologii lomové plochy a změny tvaru zaškrvení tahových vzorků korespondují s průběhy mechanických vlastností v popouštěcím diagramu.
- II. Ověření hypotézy o stárnutí oceli 26MnB5 vlivem difuze intersticiálních prvků mělo tyto dílčí závěry:
 - V průběhu času nedochází ke zhoršování mechanických vlastností vlivem difuze intersticiálních prvků. Naopak 120 dní po zušlechtění dochází k zotavovacím/odpevňovacím procesům a lze pozorovat 10 % nárůst tažnosti a 5 % pokles meze kluzu.
 - Při technologických zkouškách ohýbáním zkušební součásti nedošlo k výskytu lomů a ztečení stěny v místě ohybu bylo konstantní i po 120 dnech po zušlechtění.
 - Fraktografická analýza lomových ploch neprokázala žádné charakteristické změny jamkové morfologie naznačující změnu tvárného mechanismu porušování.
 - Výchozí mikrostruktura v zakaleném stavu tvořená jehlicemi dislokačního martenzitu a zbytkovým austenitem se při popouštění na teplotě 260 °C změní precipitací drobných metastabilních karbidů. Po 120 dnech zotavovací procesy vedly k úbytku zbytkového austenitu v mikrostruktuře, výrazněji pro pomalejší rychlost zušlecht'ovací linky.
- III. Pro plnohodnotné trvalé odstranění výrobních problémů a zvýšení produktivity bylo navrženo nové procesní okno zušlecht'ovací linky s těmito parametry:
 - popouštěcí teplota 220-230 °C,
 - rychlost linky min. 200 mm/s,
 - téměř nulová mezera mezi trubkami při zušlecht'ování na výrobní lince,
 - neomezená doba skladování.

SEZNAM POUŽITÝCH ZDROJŮ [65]

1. FONSTEIN, Nina. *Advanced High Strength Sheet Steels: Physical Metallurgy, Design, Processing, and Properties*. Cham (Switzerland): Springer, 2015, 396 s. DOI: 10.1007/978-3-319-19165-2. ISBN 978-3-319-19165-2.
2. BARTON, David C. a John D. FIELDHOUSE. *Automotive Chassis Engineering*. Cham (Switzerland): Springer, 2018, 327 s. DOI: 10.1007/978-3-319-72437-9. ISBN 978-3-319-72437-9.
3. Lowering springs. In: *Paragon* [online]. Norfolk: Paragon, 2014 [cit. 2020-04-28]. Dostupné z: <http://paramod.co.uk/springs.htm>
4. Stabilizer. In: *Tuningblog* [online]. Breitenbrunn: Tuningblog, 2019 [cit. 2020-04-28]. Dostupné z: <https://www.tuningblog.eu/en/categories/tuning-wiki/sport-stabilizers-245965/>
5. REIMPELL, Jornsens, Helmut STOLL a Jurgen W. BETZLER. *The Automotive Chassis: Engineering Principles*. 2nd ed. Oxford: Elsevier, 2001, 444 s. ISBN 0 7680 06570.
6. GILLESPIE, Thomas D. *Fundamentals of Vehicle Dynamics*. Warrendale: Society of Automotive Engineers, 1992, 470 s. ISBN 9781560911999.
7. GENTA, Giancarlo a Lorenzo MORELLO. *The Automotive Chassis: Volume 1: Components Design*. 2nd ed. Cham (Switzerland): Springer, 2020, 633 s. DOI: 10.1007/978-3-030-35635-4. ISBN 978-3-030-35635-4.
8. STRASSBERGER, Michael a Jürgen GULDNER. BMW's dynamic drive: an active stabilizer bar system. *IEEE Control Systems Magazine* [online]. IEEE, 2004, **24**(4), 28-29 [cit. 2020-04-19]. DOI: 10.1109/MCS.2004.1316650. ISSN 1941-000X. Dostupné z: <https://ieeexplore.ieee.org/document/1316650>
9. SAMEK, Radko, Zdeněk LIDMILA a Eva ŠMEHLÍKOVÁ. *Speciální technologie tváření. Část II*. Brno: CERM, 2011, 155 s. ISBN 978-80-214-4406-5.
10. MILLER, Gregory. *Tube Forming Processes: A Comprehensive Guide*. Dearborn: Society of Manufacturing Engineers, 2003, 376 s. ISBN 0-87263-633-X.
11. SEMIATIN, Sheldon L. *Metalworking: Sheet Forming*. Materials Park (Ohio): ASM International, 2006, 924 s. ASM Handbook, vol. 14B. DOI: 10.31399/asm.hb.v14b.9781627081863. ISBN 978-0-87170-710-9.
12. LI, Heng, Jun MA, Biying LIU, Ruijie GU a Guangjun LI. An insight into neutral layer shifting in tube bending. *International Journal of Machine Tools and Manufacture* [online]. Elsevier, 2018, **126**, 51-70 [cit. 2020-04-22]. DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2017.11.013. ISSN 0890-6955. Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0890695517301761#!>
13. LI, Heng, He YANG, Zhiyong ZHANG a Zekang WANG. 'Size effect' related bending formability of thin-walled aluminum alloy tube. *Chinese Journal of Aeronautics* [online]. Elsevier, 2013, **26**(1), 230-241 [cit. 2020-04-22]. DOI: 10.1016/j.cja.2012.12.025. ISSN 1000-9361. Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1000936112000337#!>
14. MARCINIAK, Zdzislaw, John L. DUNCAN a Shixin J. HU. *Mechanics of Sheet Metal Forming*. 2nd ed. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2002, 211 s. ISBN 0-7506-5300-0.

15. PETERKOVÁ, Eva a Radko SAMEK. A New Approach to Determining the Bending Moment in Tube Forming. *Advanced Materials Research* [online]. Trans Tech Publications, 2015, **1127**, 31-37 [cit. 2020-04-22]. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.1127.31. ISSN 1662-8985. Dostupné z: <https://www.scientific.net/AMR.1127.31>
16. YANG, He, Heng LI, Zhiyong ZHANG, Mei ZHAN, Jing LIU a Guangjun LI. Advances and Trends on Tube Bending Forming Technologies. *Chinese Journal of Aeronautics* [online]. Elsevier, 2012, **25**(1), 1-12 [cit. 2020-04-22]. DOI: 10.1016/S1000-9361(11)60356-7. ISSN 1000-9361. Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1000936111603567#>!
17. LIU, Yafei a Daxin E. Effects of Cross-Sectional Ovalization on Springback and Strain Distribution of Circular Tubes Under Bending. *Journal of Materials Engineering and Performance* [online]. Materials Park (Ohio): ASM International, 2011, **20**(9), 1591-1599 [cit. 2020-04-22]. DOI: 10.1007/s11665-010-9813-z. ISSN 1059-9495. Dostupné z: <https://link.springer.com/article/10.1007/s11665-010-9813-z>
18. WELO, Torgeir a Frode PAULSEN. Predicting Tube Ovalization in Cold Bending: An Analytical Approach. *Key Engineering Materials* [online]. 2015, **651-653**, 1146-1152 [cit. 2020-04-22]. DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.651-653.1146. ISSN 1662-9795. Dostupné z: <https://www.scientific.net/KEM.651-653.1146>
19. LI, Heng, He YANG, Zhiyong ZHANG, Guangjun LI, Nan LIU a Torgeir WELO. Multiple instability-constrained tube bending limits. *Journal of Materials Processing Technology* [online]. Elsevier, 2014, **214**(2), 445-455 [cit. 2020-04-22]. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2013.09.027. ISSN 0924-0136. Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S092401361300304X>
20. LI, Heng a He YANG. A Study on Multi-defect Constrained Bendability of Thin-walled Tube NC Bending Under Different Clearance. *Chinese Journal of Aeronautics* [online]. Elsevier, 2011, **24**(1), 102-112 [cit. 2020-04-22]. DOI: 10.1016/S1000-9361(11)60013-7. ISSN 1000-9361. Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1000936111600137>
21. Průvodce ohýbáním trubek za studena. *OMNI-X: Nástroje pro ohýbání trubek* [online]. Brno: OMNI-X, 2019 [cit. 2020-04-10]. Dostupné z: <https://www.omni-x.com/cz/cs/bending-guide/>
22. OMNI-X. *OMNI-X Guide to Rotary Draw Bending* [online]. Englewood (Colorado), 2016, 31 s. [cit. 2020-04-10]. Dostupné také z: <https://www.omni-x.com/storage/file/41-katalog-omni-x-2016-en.pdf>
23. MOHRBACHER, Hardy. Principal effects of Mo in HSLA steels and cross effects with microalloying elements. In: *International Seminar on the Applications of Mo in Steels* [online]. Beijing: IMO, 2010, s. 75-96 [cit. 2020-06-02]. Dostupné z: <https://www.nobelcon.com/NobelCon/resources/Principal-effects-of-Mo-in-HSLA-steels-and-cross-effects-with-microalloying-elements.pdf>
24. FREMUNT, Přemysl a Tomáš PODRÁBSKÝ. *Konstrukční oceli*. Brno: CERM, 1996, 261 s. ISBN 80-85867-95-8.

25. PTÁČEK, Luděk a kol. *Nauka o materiálu II*. 2. opr. a rozš. vyd. Brno: CERM, 2002, 392 s. ISBN 80-7204-248-3.
26. MAALEKIAN, Mehran. *The Effects of Alloying Elements on Steels (I)* [online]. Graz, 2007, 36 s. [cit. 2020-04-25]. Dostupné také z: https://online.tugraz.at/tug_online/voe_main2.getvolltext?pCurrPk=32837. Graz University of Technology, Institute of Materials Science, Joining and Forming, Christian Doppler Laboratory for Early Stages of Precipitation.
27. BHADESHIA, Harshad a Robert HONEYCOMBE. *STEELS: Microstructure and Properties*. 4th ed. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2017, 461 s. ISBN 978-0-08-100270-4.
28. DOSSETT, Jon L. a George E. TOTTEN. *Steel Heat Treating: Fundamentals and Processes*. Materials Park (Ohio): ASM International, 2013, 784 s. ASM Handbook, vol. 4A. ISBN 978-1-62708-011-8.
29. FARRAR, J. C. M. *The alloy tree: A guide to low-alloy steels, stainless steels and nickel-base alloys*. Cambridge: Woodhead Publishing, 2004, 192 s. ISBN 1 85573 766 3.
30. SARNA, Satyendra Kumar. Aluminum in Steels. In: *IspatGuru* [online]. Greater Noida (India): Sarna, 2014 [cit. 2020-04-21]. Dostupné z: <https://www.ispatguru.com/aluminum-in-steels/>
31. XU, Haifeng, Wenquan CAO, Han DONG a Jian LI. Effects of Aluminium on the Microstructure and Mechanical Properties in 0.2C–5Mn Steels under Different Heat Treatment Conditions. *ISIJ International* [online]. The Iron and Steel Institute of Japan, 2015, **55**(3), 662-669 [cit. 2020-04-25]. DOI: 10.2355/isijinternational.55.662. ISSN 0915-1559. Dostupné z: https://www.jstage.jst.go.jp/article/isijinternational/55/3/55_662/_html/-char/en
32. DRISCOLL, Jonathan Richard. *The effect of tempering parameters on the hardness and precipitation characteristics of quenched and tempered RQT701 steel plate* [online]. Birmingham, 2014, 102 s. [cit. 2020-02-10]. Dostupné z: <https://etheses.bham.ac.uk/id/eprint/8336/1/Driscoll18MScbyRes.pdf>. Thesis. The University of Birmingham. Vedoucí práce Claire Davis, Martin Strangwood.
33. WANG, Feng, Hao GUO, Wei LIU, Shufeng YANG, Shuo ZHANG a Jingshe LI. Control of MnS inclusions in high- and low-sulfur steel by tellurium treatment. *Materials* [online]. MDPI, 2019, **12**(7) [cit. 2020-04-25]. DOI: 10.3390/ma12071034. ISSN 1996-1944. Dostupné z: <https://www.ncbi.nlm.nih.gov/pmc/articles/PMC6480061/>
34. LU, Yu. *Effect of boron on microstructure and mechanical properties of low carbon microalloyed steels* [online]. Montreal, 2007 [cit. 2020-02-05]. Dostupné z: <https://escholarship.mcgill.ca/concern/theses/6108vg08s?locale=en>. Thesis. McGill University, Department of Mining and Materials Engineering.
35. TAMEHIRO, Hiroshi, Masahiko MURATA, Ryuichi HABU a Michihiko NAGUMO. Optimum Microalloying of Niobium and Boron in HSLA Steel for Thermomechanical Processing. *Transactions ISIJ* [online]. 1987, **27**(2), 120-129 [cit. 2020-02-05]. DOI: 10.2355/isijinternational1966.27.120. ISSN 1881-1183. Dostupné z: https://www.jstage.jst.go.jp/article/isijinternational1966/27/2/27_2_120/_article/-char/en

36. ZHENG, Yaxu, Fuming WANG, Changrong LI a Yutian HE. Dissolution and precipitation behaviors of boron bearing phase and their effects on hardenability and toughness of 25CrMoNbB steel. *Materials Science & Engineering A* [online]. Elsevier, 2017, **701**, 45-55 [cit. 2020-02-05]. DOI: 10.1016/j.msea.2017.06.068. ISSN 0921-5093. Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0921509317308328>
37. GHALI, Saeed N., Hoda S. EL-FARAMAWY a Mamdouh M. EISSA. Influence of Boron Additions on Mechanical Properties of Carbon Steel. *Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering* [online]. Scientific Research, 2012, **11**(10), 995-999 [cit. 2020-02-05]. DOI: 10.4236/jmmce.2012.1110102. ISSN 2327-4077. Dostupné z: https://www.researchgate.net/publication/262914722_Influence_of_Boron_AddAdditi_on_Mechanical_Properties_of_Carbon_Steel
38. RODRÍGUEZ-GALEANO, Karol Felipe, Rodolfo RODRÍGUEZ-BARACALDO, Alvaro MESTRA-RODRÍGUEZ, Jose Maria CABRERA-MARRERO a Jhon Jairo OLAYA-FLOREZ. Influence of boron content on the fracture toughness and fatigue crack propagation kinetics of bainitic steels. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics* [online]. Elsevier, 2016, **86**(Part B), 351-360 [cit. 2020-02-05]. DOI: 10.1016/j.tafmec.2016.09.010. ISSN 0167-8442. Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0167844216301628#>
39. KOLEY, Soumyajit, Arnab KARANI, Soumya CHATTERJEE a Mahadev SHOME. Influence of Boron on Austenite to Ferrite Transformation Behavior of Low Carbon Steel Under Continuous Cooling. *Journal of Materials Engineering and Performance* [online]. Materials Park (Ohio): ASM International, 2018, **27**(7), 3449-3459 [cit. 2020-02-05]. DOI: 10.1007/s11665-018-3459-7. ISSN 1059-9495. Dostupné z: <https://link.springer.com/article/10.1007/s11665-018-3459-7>
40. DEVA, Anjana, Bimal Kumal JHA a Nirmalendu Sekhar MISHRA. Influence of boron on strain hardening behaviour and ductility of low carbon hot rolled steel. *Materials Science & Engineering A* [online]. Elsevier, 2011, **528**(24), 7375-7380 [cit. 2020-02-05]. DOI: 10.1016/j.msea.2011.06.030. ISSN 0921-5093. Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0921509311006824#>
41. MANASHEV, Ildar R., Igor M. SHATOKHIN, Mansur Kh. ZIATDINOV a Vakhyt A. BIGEEV. Microalloying of steel with boron and the development of ferrotitanium boride. *Steel in Translation* [online]. Allerton Press, 2009, **39**(10), 896-900 [cit. 2020-02-05]. DOI: 10.3103/S0967091209100131. ISSN 0967-0912. Dostupné z: <https://link.springer.com/article/10.3103/S0967091209100131>
42. ZHU, Kangying, Carla OBERBILLIG, Céline MUSIK, Didier LOISON a Thierry IUNG. Effect of B and B+Nb on the bainitic transformation in low carbon steels. *Materials Science and Engineering A* [online]. Elsevier, 2011, **528**(12), 4222-4231 [cit. 2020-02-05]. DOI: 10.1016/j.msea.2011.02.022. ISSN 0921-5093. Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0921509311001730>
43. YAMANAKA, Kazuo a Yasuya OHMORI. Effect of Boron on Transformation of Low-Carbon Low-Alloy Steels. *Tetsu-to-Hagane* [online]. ISIJ, 1976, **62**(7), 895-904 [cit. 2020-02-05]. DOI: 10.2355/tetsutohagane1955.62.7_895. ISSN 0021-1575. Dostupné z: https://www.jstage.jst.go.jp/article/tetsutohagane1955/62/7/62_7_895/_article

44. DAS, Chitta Ranjan, Shaju K. ALBERT, Jagannathan SWAMINATHAN, Arun Kumar BHADURI a Budaraju Srinivasa MURTY. Effect of Boron on Creep Behaviour of Inter-Critically Annealed Modified 9Cr-1Mo Steel. *Procedia Engineering* [online]. Elsevier, 2013, **55**, 402-407 [cit. 2020-02-05]. DOI: 10.1016/j.proeng.2013.03.271. ISSN 1877-7058. Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1877705813006255#!>
45. DEVA, Anjana a Bimal Kumar JHA. Heat Treating of Boron Steels. DOSSETT, Jon L. a George E. TOTTEN. *Heat Treating of Irons and Steels*. Materials Park (Ohio): ASM International, 2014, s. 179-187. ASM Handbook, vol. 4D. ISBN 978-1-62708-168-9.
46. SALZGITTER FLACHSTAHL. *26MnB5* [online]. Salzgitter, [2019], 3s, [cit. 2020-03-15]. Dostupné také z: https://www.salzgitter-flachstahl.de/fileadmin/mediadb/szfg/informationmaterial/produktinformationep/warmge_walzte_produkte/eng/26mnb5.pdf
47. ČSN EN ISO 6892-1 (420310). *Kovové materiály - Zkoušení tahem: Část 1: Zkušební metoda za pokojové teploty*. 2. vyd. Brusel: CEN, 2017.
48. KUHN, Howard a Dana MEDLIN. *Mechanical Testing and Evaluation*. 9th ed. Materials Park (Ohio): ASM International, 2000. ASM Handbook, vol. 8. ISBN 978-0-87170-389-7.
49. WOZNIAK, Jan. *SČZL. Dopady revize normy ISO 6892-1 na praktické provádění tahových zkoušek* [online]. Velké Karlovice, 2006, 12s, [cit. 2020-03-20]. Dostupné také z: https://www.sczl.cz/download/download/2006-vk-solan/05_mittal_wozniak.pdf
50. ČSN EN ISO 2566-1: 1999 (42 0308). *Ocel - Přepočet hodnot tažnosti - Část 1: Uhlíkové a nízkolegované oceli*. 2. vyd. Brusel: CEN, 1999.
51. JANDA, Luděk. *Tahová zkouška trubek* [online]. Brno, 2015, 55s, 2 přílohy, CD [cit. 2020-03-20]. Dostupné z: <https://dspace.vutbr.cz/xmlui/handle/11012/41697>. Bakalářská práce. Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, Ústav strojírenské technologie, Odbor technologie tváření kovů a plastů. Vedoucí práce Eva Peterková.
52. WAFIOS. *CNC Tube bending machine for the production of stabilizers made of tube or solid material: RBV 42 ST, RBV 60 ST, RBV 60 HD* [online]. Reutlingen, 2016, 4s, [cit. 2020-03-28]. Dostupné také z: https://www.wafios.com/fileadmin/redaktion/Downloads/Prospekte/Prospekte_English/Tube_Bending/RBV_42ST_RBv_60ST_RBv_60HD.pdf
53. STEDFELD, Robert L. *Fractography*. 9th ed. Materials Park (Ohio): ASM International, 1987, 517 s. ASM Handbook, vol. 12. ISBN 978-0-87170-018-6.
54. Laboratoř jaderných analytických metod. *Univerzita Palackého v Olomouci: Katedra experimentální fyziky* [online]. Olomouc: UPOL, c2020 [cit. 2020-05-04]. Dostupné z: <http://afnet.upol.cz/kef/cs/laborator%20jadernych%20analytickych%20metod>
55. *Austenitemeter: detector of austenite* [online]. Olomouc: UPOL, c2020 [cit. 2020-05-04]. Dostupné z: <https://www.austenitemeter.com/>
56. PECHOUŠEK, Jiří, Roman PROCHÁZKA, Dalibor JANČÍK, Jiří FRYDRYCH a Miroslav MAŠLÁŇ. Universal LabVIEW-powered Mössbauer spectrometer based on USB, PCI or PXI devices. *Journal of Physics: Conference Series* [online]. IOP Publishing,

- 2010, **217** [cit. 2020-05-04]. DOI: 10.1088/1742-6596/217/1/012006. ISSN 1742-6596. Dostupné z: <https://iopscience.iop.org/article/10.1088/1742-6596/217/1/012006>
57. KOUŘIL, Lukáš, Jiří PECHOUŠEK, Petr NOVÁK, Jakub NAVARŮK a Pavel KOHOUT. Toroidal proportional gas flow counter for conversion X-ray Mössbauer spectroscopy. *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms* [online]. Elsevier, 2018, **432**, 55-59 [cit. 2020-05-04]. DOI: 10.1016/j.nimb.2018.07.020. ISSN 0168-583X. Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0168583X18304397>
58. PECHOUŠEK, Jiří, Lukáš KOUŘIL, Petr NOVÁK, Josef KAŠLÍK a Jakub NAVARŮK. Austenitemeter – Mössbauer spectrometer for rapid determination of residual austenite in steels. *Measurement* [online]. Elsevier, 2019, **131**, 671-676 [cit. 2020-05-04]. DOI: 10.1016/j.measurement.2018.09.028. ISSN 0263-2241. Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0263224118308510#!>
59. TESCANA MIRA. *TESCAN: Performance in nanospace* [online]. Brno: Tescan Orsay Holding, c2020 [cit. 2020-06-11]. Dostupné z: <https://www.tescan.com/product/sem-for-materials-science-tescan-mira/>
60. CALLISTER JR., William D. a David G. RETHWISCH. *Fundamentals of Materials Science and Engineering: An Integrated Approach*. 3rd ed. Hoboken: Wiley, 2008, 882 s. ISBN 978-0-470-12537-3.
61. HORN, R. M. a Robert O. RITCHIE. Mechanisms of tempered martensite embrittlement in low alloy steels. *Metallurgical Transactions A* [online]. ASM International, 1978, **9**(8), 1039-1053 [cit. 2020-04-17]. DOI: 10.1007/BF02652208. ISSN 0360-2133. Dostupné z: <https://link.springer.com/article/10.1007/BF02652208>
62. PTÁČEK, Luděk a kol. *Nauka o materiálu I*. 2. opr. a rozš. vyd. Brno: CERM, 2003, 516 s. ISBN 80-7204-283-1.
63. RUGGIERI, Claudio. Numerical investigation of constraint effects on ductile fracture in tensile specimens. *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering* [online]. Associação Brasileira de Engenharia e Ciências Mecânicas - ABCM, 2004, **26**(2), 190-199 [cit. 2020-05-03]. DOI: 10.1590/S1678-58782004000200011. ISSN 1806-3691. Dostupné z: https://www.scielo.br/scielo.php?pid=S1678-58782004000200011&script=sci_arttext
64. BHADESHIA, Harshad. Tempered Martensite. *Phase Transformations & Complex Properties Research Group* [online]. Cambridge: University of Cambridge, 2004 [cit. 2020-03-15]. Dostupné z: <https://www.phase-trans.msm.cam.ac.uk/2004/Tempered.Martensite/tempered.martensite.html>
65. Citace PRO. *Generátor citací* [online]. c2020 [cit. 2020-06-04]. Dostupné z: <https://www.citacepro.com/>

SEZNAM POUŽITÝCH SYMBOLŮ A ZKRATEK

Označení	Legenda	Jednotka
A	Tažnost (plastické prodloužení při porušení)	[%]
A ₁	Eutektoidní teplota	[°C]
A _{5,65}	Poměrná tažnost	[%]
A _a	Naměřená tažnost	[%]
A _b	Převedená tažnost	[%]
A _{c1}	Teplota počátku rozpadu austenitu na perlit	[°C]
A _{c3}	Teplota počátku rozpadu austenitu na ferit	[°C]
A _{c4}	Teplota počátku rozpadu δ-feritu na austenit	[°C]
A _g	Plastické prodloužení při maximálním zatížení	[%]
ARA	Anizotermický rozpad austenitu	
Az	Zbytkový austenit	
B _s	Teplota počátku bainitické přeměny	[°C]
d ₀	Vnější průměr trubky	[mm]
d _{max}	Maximální průměr průřezu	[mm]
d _{min}	Minimální průměr průřezu	[mm]
E	Modul pružnosti v tahu	[MPa]
F ₁	Síla odpovídající vnitřním tahovým silám	[N]
F ₂	Síla odpovídající vnitřním tlakovým silám	[N]
F _{r1} , F _{r2}	Radiální síla	[N]
F _y	Síla v ose y	[N]
F _{yi}	Síla v ose y na vnitřním kole	[N]
F _{yo}	Síla v ose y na vnějším kole	[N]
F _{zi}	Síla v ose z na vnitřním kole	[N]
F _{zo}	Síla v ose z na vnějším kole	[N]
IRA	Izotermický rozpad austenitu	
J	Kvadratický moment průřezu	[mm ⁴]
k, k _a , k _b	Koeficient proporcionality	[-]
K ₀	Koeficient ovality	[%]
K ₁	Karbid (Fe, Cr) ₇ C ₃	
K ₂	Karbid (Fe, Cr) ₂₃ C ₆	
K _c	Karbid (Fe, Cr) ₃ C	
L ₀	Počáteční měřená délka	[mm]
L _z	Zkoušená délka	
m _E	Směrnice pružné části závislosti napětí-prodloužení	[MPa]
M _o	Ohybový moment vnějších sil	[Nm]
M _{ov}	Ohybový moment vnitřních sil	[Nm]

M_s	Teplota počátku martenzitické přeměny	[°C]
R	Poloměr ohybu (vnitřní strany ohybu)	[mm]
R_0	Poloměr ohybu vztažený k neutrální ose	[mm]
r_0	Vnější poloměr trubky	[mm]
R_e	Mez kluzu	[MPa]
R_m	Mez pevnosti	[MPa]
R_{min}	Minimální poloměr ohybu	[mm]
$R_{p0,2}$	Smluvní mez kluzu	[MPa]
R_s	Poloměr ohybu vztažený k ose trubky	[mm]
r_s	Střední poloměr trubky	[mm]
R_v	Poloměr vnější strany ohybu	[mm]
R_{zb}	Zbytkový poloměr ohybu	[mm]
S_0	Počáteční plocha průřezu	[mm ²]
T	Teplota	[°C]
t_0	Výchozí tloušťka stěny trubky	[mm]
t_{max}	Maximální tloušťka stěny trubky	[mm]
t_{min}	Minimální tloušťka stěny trubky	[mm]
x	Posunutí neutrální osy	[mm]
α	Úhel ohybu	[°]
α'	Úhel ohybu po odpružení	[°]
ΔL_m	Prodloužení při maximálním zatížení	[mm]
$\Delta\alpha$	Úhel odpružení	[°]
$\Delta\sigma_o$	Změna osového napětí	[MPa]
ε	Přetvoření (deformace)	[-]
ε_o	Přetvoření v osovém směru	[-]
ε_r	Přetvoření v radiálním směru	[-]
ε_t	Přetvoření v tečném směru	[-]
σ	Napětí	[MPa]
σ_k	Napětí na mezi kluzu	[MPa]
σ_o	Osové napětí	[MPa]
σ_{omax}	Maximální osové napětí	[MPa]
σ_r	Radiální napětí	[MPa]
σ_t	Tečné napětí	[MPa]
Φ	Úhel naklopení	[°]
φ	Úhel ohybu	[°]

SEZNAM OBRÁZKŮ

Obr. 1 Příklady automobilových pružin [3] a stabilizátoru [4].....	10
Obr. 2 Působící síly při zatáčení vozu [6].....	11
Obr. 3 Stabilizátor typu „U“ - přímé upnutí [2].....	12
Obr. 4 Stabilizátor typu „U“ - upnutí přes táhlo [7]	12
Obr. 5 Schéma řezu ohnutou trubkou [13]	14
Obr. 6 Napjatost a deformace v ohybu trubky [12]	15
Obr. 7 Materiálové modely: a) průběh osového přetvoření, b) průběh osového napětí [9].....	16
Obr. 8 Modely změny tvaru příčného průřezu [15]	17
Obr. 9 Schéma přesunu materiálu v místě ohybu [9].....	18
Obr. 10 Zatížení ohnutého úseku vnitřními silami [9].....	19
Obr. 11 Geometrie zploštěného průřezu [9]	19
Obr. 12 Schématické znázornění proměnlivého zploštění [17].....	20
Obr. 13 Zvlnění stěny [19].....	20
Obr. 14 Schématické znázornění odpružení	21
Obr. 15 Schéma principu ohybu navíjením [21].....	22
Obr. 16 Funkční části ohýbacího nástroje [21].....	22
Obr. 17 Ohýbací matrice [21]	23
Obr. 18 Vyhlazovací lišta [22].....	23
Obr. 19 Stabilizační trny (shora kolíkový, tvarový, segmentový) [21]	24
Obr. 20 Vliv legujících prvků na tvrdost feritu [26].....	26
Obr. 21 Vliv legujících prvků na složení eutektoidu [28]	26
Obr. 22 Vliv legujících prvků na eutektoidní teplotu [28]	27
Obr. 23 Vliv legujících prvků na teplotu Ms [26]	28
Obr. 24 Typy karbidů v soustavě Fe-Cr-C [24].....	28
Obr. 25 Vliv chromu na prokalitelnost oceli o chemické složení 0,2%C, 0,3%Mn, velikost zrna 4 podle ASTM, kaleno do vody [24]	29
Obr. 26 Vliv hliníku na ARA diagram ochlazování dvoufázové oceli (0,09 %C, 2 %Mn, 0,6%(Cr+Mo)) z mezikritických teplot [1].....	30
Obr. 27 Vměstky MnS v oceli [33].....	30
Obr. 28 Vliv obsahu titanu [hm%] na oblast austenitu [27]	31
Obr. 29 Jominiho zkouška prokalitelnosti oceli s chemickým složením: 0,27 %C, 0,3 %Si, 0,7 %Mn, 1,1 %Cr, 0,3 %Mo, 0,06 %V, 0,3 %Ni [36]	32
Obr. 30 Vliv bóru na ARA digram oceli (0,15 %C, 2 %Mn, 0,3 %Si, Nb) [1].....	32
Obr. 31 Schéma potlačení nukleace feritu atomy bóru [34]	33
Obr. 32 Schéma nukleace feritu na precipitátech bóru [43]	34
Obr. 33 Výchozí feriticko-perlitická mikrostruktura oceli 26MnB5 před.....	36
Obr. 34 Definice poměrných prodloužení [47].....	37
Obr. 35 Zkušební těleso s trny [51]	38
Obr. 36 Upnutí vzorku	39
Obr. 37 Schéma zušlechťovacího postupu trubek	39

Obr. 38 Wafios RBV 60 ST [52]	41
Obr. 39 Zkušební součást pro test ohýbání.....	41
Obr. 40 Kritické místo ohybu pro měření tloušťky	42
Obr. 41 Popouštěcí diagram oceli 26MnB5 pro rychlost linky 149 mm/s	44
Obr. 42 Popouštěcí diagram oceli 26MnB5 pro rychlost linky 205 mm/s	44
Obr. 43 Tahové záznamy pro charakteristické popouštěcí teploty	45
Obr. 44 Tahové záznamy pro charakteristické teploty - detail přechodu mezi pružnou a plastickou deformací	46
Obr. 45 Mez pevnosti v závislosti na pozici vzorku po délce trubky a popouštěcí teplotě	47
Obr. 46 Tažnost A_g v závislosti na pozici vzorku po délce trubky a popouštěcí teplotě	47
Obr. 47 Tažnost $A_{5,65}$ v závislosti na pozici vzorku po délce trubky a popouštěcí teplotě	48
Obr. 48 Porovnání mezi pevností a kluzu okrajů a středů trubek	48
Obr. 49 Porovnání tažnosti A_g a tažnosti $A_{5,65}$ okrajů a středů trubek	49
Obr. 50 Mikrostruktura oceli 26MnB5 pro vybrané teploty popouštění, zvětšení 1500x	50
Obr. 51 Poloha lomů na přetžených tahových	51
Obr. 52 Vliv teploty popouštění na tvar krčku tahového vzorku.....	51
Obr. 53 Detaily lomových ploch přetržených vzorků z tahové zkoušky pro vybrané popouštěcí teploty a) 20x b) 800x (SEM - SE+BSE) c) 3000x (SEM - SE+BSE).....	52
Obr. 54 Schéma růstu trhliny v tvárném materiálu [62]	53
Obr. 55 Stádia lomu [59]	53
Obr. 56 Závislost tahových charakteristik mechanických vlastností na době skladování.....	54
Obr. 57 Závislost tahových charakteristik mechanických vlastností na době skladování okrajových vzorků pro rychlost 178 mm/s	55
Obr. 58 Množství zbytkového austenitu a mechanické vlastnosti v závislosti na době skladování	55
Obr. 59 Detail radiální trhliny na vnitřní straně ohybu zkušební součásti ohýbané 30. den po zušlechtnění	56
Obr. 60 Tloušťka stěny v tahové oblasti ohybu v závislosti na době skladování.....	57
Obr. 61 Tloušťka stěny v tlakové oblasti ohybu v závislosti na době skladování.....	57
Obr. 62 Detaily lomových ploch přetržených vzorků z tahové zkoušky pro dvě rychlosti linky a dobu skladování (SEM-SE+BSE), zvětšení 3000x.....	58
Obr. 63 Mikrostruktura před a po popouštění (SEM-SE), zvětšení 20000x.....	59
Obr. 64 Vývoj mikrostruktury v čase (SEM), zvětšení 90000x	60
Obr. 65 Vliv rychlosti zušlechťovací linky na mikrostrukturu (SEM-SE), zvětšení 20000x...60	
Obr. 66 Rozložení zbytkového austenitu ve struktuře zakalené oceli o chemickém složení 0,2 %C, 4 %Mo (TEM – světlé pole (vlevo), tmavé pole (vpravo)) [63].....	61
Obr. 67 Vliv rychlosti linky na tažnost.....	62
Obr. 68 Vliv rychlosti linky na mez pevnosti a kluzu	62

SEZNAM TABULEK

Tab. 1 Stupeň obtížnosti procesu [9]	10
Tab. 2 Chemické složení oceli 26MnB5 v hm. %	35
Tab. 3 Výchozí mechanické vlastnosti oceli 26MnB5 ve stavu +C	36
Tab. 4 Seznam navržených/použitých popouštěcích teplot v provedených experimentech pro dvě rychlosti posuvu zušlechťovací linky	40
Tab. 5 Časový plán zkoušek pro experiment stárnutí	41
Tab. 6 Technická data stroje Wafios RBV 60 ST [52]	15
Tab. 7 Časový plán měření Mössbauerovou spektroskopií	43
Tab. 8 Množství a úbytek zbytkového austenitu ve struktuře měřené Mössbauerovou spektroskopií v závislosti na čase	61
Tab. 9 Parametry navrženého procesního okna zušlechťování oceli 26MnB5	63