



VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ

BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY

FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING

ÚSTAV MATERIÁLOVÝCH VĚD A INŽENÝRSTVÍ

INSTITUTE OF MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

VLIV Odstupňované deformace ingotu 8K7,2, vyrobeného z mimopecně zpracované oceli 8CR3MOV, na jeho homogenitu struktury a mechanické vlastnosti

ENFLUENCE OF GRADED DEFORMATION OF INGOT 8K7,2, MADE OF OUT-OF-FURNACE PROCESSED
STEEL 8CR3MOV, ON HOMOGENEITY OF STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF FORGING

DIPLOMOVÁ PRÁCE

MASTER'S THESIS

AUTOR PRÁCE

AUTHOR

Bc. Leona Lamborová

VEDOUCÍ PRÁCE

SUPERVISOR

prof. Ing. Rudolf Foret, CSc.

BRNO 2021

Zadání diplomové práce

Ústav:	Ústav materiálových věd a inženýrství
Studentka:	Bc. Leona Lamborová
Studijní program:	Aplikované vědy v inženýrství
Studijní obor:	Materiálové inženýrství
Vedoucí práce:	prof. Ing. Rudolf Foret, CSc.
Akademický rok:	2020/21

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 odstupňované deformace ingotu 8K7,2, vyrobeného z mimopecně zpracované oceli 8Cr3MoV, na jeho homogenitu struktury a mechanické vlastnosti

Stručná charakteristika problematiky úkolu:

Ocel 8Cr3MoV se v podniku ŽĐAS a.s. Žďár nad Sázavou používá k výrobě pracovních válců. V těchto válcích se občas vyskytují poruchy integrity, které mají svůj původ již v ingotech, ze kterých se válce kovou. V rámci projektu NCK je na ÚMVI mj. řešena problematika vlivu odstupňované deformace a následné „kalibrace“ na potlačení výskytu slévárenských vad a na heterogenitu struktury a mechanických vlastností. V DP bude uvedena problematika studována na oceli vyrobené V EOP a následně mimopecně zpracované (LF+VO).

Cíle diplomové práce:

V rámci diplomové práce bude nutné vyhodnotit poróznost, čistotu a strukturu v jednotlivých dodaných výřezích z podhlavové části ingotu 8k7,2 a následně v jednotlivých dodaných vzorcích odebraných z překovaného ingotu s odstupňovanou deformací. Výsledky strukturálních rozborů využít k objasnění vlivu polohy v ingotu a následné deformace na hodnoty mechanických vlastností (zkoušky tahem a rázem v ohybu), které budou studentovi dodány.

Seznam doporučené literatury:

ŠMRHA, Lubomír. Tuhnutí a krystalizace ocelových ingotů, SNTL: Praha 1983, 305 s.

SCHINDLER, Ivo a Petr KAWULOK. Deformační chování materiálů, FMMI VŠB TU Ostrava. Ostrava 2013, Studijní opora, ISBN978-80-248-3361-3.

KUŽÁK, Petr. Faktory ovlivňující kvalitu kovářských ingotů určených pro pracovní válce z pohledu odlévání, FS ZČU: Plzeň 2013. Diplomová práce, vedoucí Ing. M. Hála, CSc.

Termín odevzdání diplomové práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2020/21

V Brně, dne

L. S.

prof. Ing. Ivo Dlouhý, CSc.
ředitel ústavu

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

ABSTRAKT

Tato diplomová práce se zabývá vlivem míry deformace na strukturu a mechanické vlastnosti pracovních válců z oceli 8Cr3MoV. V teoretické části jsou rozebrány obecné požadavky na pracovní válce, běžně používané materiály a výroba válců pro válcování za tepla s důrazem na výše zmíněnou ocel. V druhé části této práce je popsán experimentální materiál a metodika. Následně jsou rozebrány výsledky provedených analýz, a to z hlediska vlivu vzdálenosti od podélné osy ingotu na strukturu a mechanické vlastnosti a vlivu stupně redukce osazené hřídele na strukturu a mechanické vlastnosti. Na závěr je také porovnána struktura a mechanické vlastnosti ingotu a vývalku.

Klíčová slova

Ocel 8Cr3MoV, výroba oceli, kování, válcování

ABSTRACT

This diploma thesis deals with the influence of graded deformation of 8Cr3MoV steel rolling mills on the structure and mechanical properties. The theoretical part of this thesis describes general requirements for rolling mills, commonly used material, and the making of hot rolling mill rolls with emphasis on 8Cr3MoV steel. The second part is a report on experimental material and used methods. Then the results are presented. The influence of distance from the longitudinal axis of ingot and graded deformation on the forged shaft on the structure and mechanical properties are discussed at the end of this thesis, as well as a comparison of structure and mechanical properties of ingot and forged shaft.

Key words

8Cr3MoV steel, steelmaking, forging, rolling

BIBLIOGRAFICKÁ CITACE

LAMBOROVÁ, Leona. *Vliv odstupňované deformace ingotu 8K7,2, vyrobeného z mimopecně zpracované oceli 8Cr3MoV, na jeho homogenitu struktury a mechanické vlastnosti* [online]. Brno, 2021 [cit. 2021-05-24]. Dostupné z: <https://www.vutbr.cz/studenti/zav-prace/detail/131637>. Diplomová práce. Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, Ústav materiálových věd a inženýrství. Vedoucí práce Rudolf Foret.

ČESTNÉ PROHLÁŠENÍ

Tímto prohlašuji, že předkládanou diplomovou práci na téma „Vliv odstupňované deformace ingotu 8K7,2, vyrobeného z mimopecně zpracované oceli 8Cr3MoV, na jeho homogenitu struktury a mechanické vlastnosti“ jsem vypracovala samostatně s využitím uvedené odborné literatury a podkladů na základě konzultací a pod vedením vedoucího diplomové práce.

Datum

Leona Lamborová

PODĚKOVÁNÍ

Ráda bych poděkovala svému vedoucímu diplomové práce prof. Ing. Rudolfu Foretovi, CSc. za cenné rady, vedení a trpělivost při zpracovávání této práce. Dále bych ráda poděkovala svým blízkým za podporu během studia.

OBSAH

1 ÚVOD	1
2 VÁLCE PRO VÁLCOVACÍ STOLICE	2
2.1 Požadavky na válce obecně	2
2.1.1 Tvrdost	3
2.1.2 Houževnatost	4
2.1.3 Kalitelnost a prokalitelnost	4
2.1.4 Odolnost proti popouštění	4
2.1.5 Tepelná únava	5
2.1.6 Stálost rozměrů	5
2.2 Používané materiály obecně	5
2.2.1 Pracovní válce z bílé litiny	5
2.2.2 Ocelové pracovní válce	6
2.3 Skupina ocelí 8Cr3MoV, DH1 a DH3	6
2.4 Výroba válců	6
2.4.1 Metalurgie	7
2.4.2 Vnitřní vady	9
2.4.3 Tepelné zpracování ocelí	18
2.4.4 Kování válců	25
3 CÍLE PRÁCE	27
4 EXPERIMENTÁLNÍ MATERIÁL A METODY	28
4.1 Experimentální materiál	28
4.1.1 Materiál pro zkoušky v litém stavu	29
4.1.2 Materiál pro zkoušky v tvářeném stavu	31
4.2 Experimentální metody	33
4.2.1 Chemické složení	33
4.2.2 Metalografie	33
4.2.3 Mechanické zkoušky	34
4.2.4 Fraktografie	34
5 VÝSLEDKY EXPERIMENTÁLNÍCH PRACÍ	35
5.1 Chemické složení	35
5.2 Metalografie	35
5.2.1 Typy vměstků	35
5.2.2 Porozita	38
5.2.3 Mikrostruktura	43
5.3 Mechanické vlastnosti	46
5.3.1 Litý stav	46
5.3.2 Tvářený stav	50

5.4 Fraktografie	53
5.4.1 Litý stav	53
5.4.2 Tvářený stav	56
6 ROZBOR VÝSLEDKŮ	58
6.1 Vliv vzdálenosti od podélné osy ingotu na jeho strukturu a mechanické vlastnosti	58
6.1.1 Vliv na strukturu ingotu	58
6.1.2 Vliv na mechanické vlastnosti ingotu	58
6.2 Vliv stupně prokování na strukturu a mechanické vlastnosti válce	59
6.2.1 Vliv na strukturu válce	59
6.2.2 Vliv na mechanické vlastnosti válce	59
6.3 Porovnání struktury a mechanických vlastností ingotu a výkovku	60
6.3.1 Porovnání struktury	60
6.3.2 Porovnání mechanických vlastností	60
7 ZÁVĚR	62
SEZNAM POUŽITÉ LITERATURY	63
SEZNAM POUŽITÝCH ZKRATEK A SYMBOLŮ	67
Zkratky	67
Symboly	67
SEZNAM TABULEK	68
SEZNAM OBRÁZKŮ	69

1 Úvod

Válcování je v průmyslu velmi hojně využívanou metodou tváření. Nejdůležitější komponentou válcovacích stolic jsou pak pracovní válce, u nichž je sledována především odolnost proti opotřebení, která je dána především chemickým složením válce. V této diplomové práci byla zkoumána ocel 8Cr3MoV, která byla poskytnuta firmou ŽĎAS a.s. Žďár nad Sázavou a kterou uvedená firma používá právě k výrobě válců. Jedná se o nízkolegovanou chromovou nástrojovou ocel se zvýšenou tvrdostí.

Použitá ocel byla natavena v elektrické obloukové peci, s následným mimopecním zpracováním v pánvové peci včetně vakuového odplynění. Experimentální materiál byl tepelně zpracován normalizací s chladnutím na vzduchu a žiháním na měkko s chladnutím v peci. Během tuhnutí ingotu dochází ke vzniku vad (segregace, řediny, staženiny), které negativně ovlivňují mechanické vlastnosti pracovního válce. Proto byla vyhodnocována závislost struktury a mechanických vlastností ingotu na vzdálenosti od jeho podélné osy. Následně byla z části ingotu vykována osazená hřídel, na které byl studován vliv stupně deformace na její integritu, strukturu a mechanické vlastnosti. Tato diplomová práce obsahuje i porovnání struktury a mechanických vlastností ingotu a výkovku.

2 Válce pro válcovací stolice

Válcování je jednou z nejčastěji používaných technologií zpracování materiálu. Během tohoto kontinuálního procesu objemového tváření dochází k deformaci tvářeného materiálu mezi otáčejícími se pracovními válci, za podmínek převážující trojosé napjatosti. Při válcování platí zákon zachování objemu a deformace se projevuje snižováním tloušťky zpracovávaného materiálu, za jeho současného rozšiřování a prodlužování. Dochází také ke sjednocení tloušťky a strukturním změnám, které vedou ke zlepšení mechanických vlastností. [1–4]

2.1 Požadavky na válce obecně

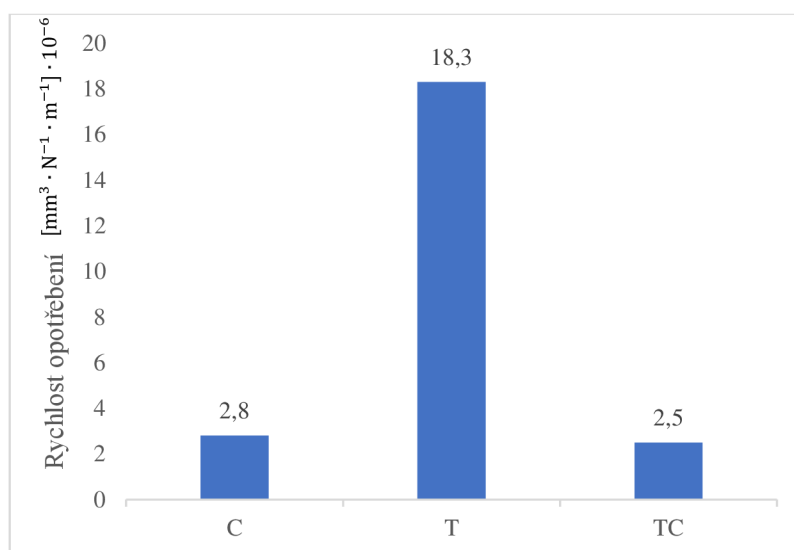
Pracovní válce jsou nejdůležitější komponentou válcovacích stolic. Požadavky na jejich vlastnosti se liší zejména podle podmínek, při kterých bude válec používán. Všeobecně je však cíleno na vysokou odolnost proti opotřebení, jejíž míru zajišťuje tvrdost, houževnatost, odolnost proti popuštění, odolnost proti tepelné únavě, prokalitelnost a rozměrová stálost. [5–9]

Opotřebení nastává, dojde-li ke změnám tvaru profilu nebo povrchové drsnosti pracovního válce. K těmto jevům dochází i přesto, že pracovní válce jsou vyráběny z vysoce jakostních materiálů, a to vlivem vysokých aplikovaných napětí nutných pro deformaci válcovaného tělesa. Během procesu může dojít i k nerovnoměrnému opotřebení, které je způsobeno průchodem zpracovávaného materiálu. Problematika optimalizace výrobního procesu s ohledem na opotřebení pracovních válců je komplexní problém, u něhož je nutno brát v potaz nejen použitý materiál, ale také interakci mezi válcem a materiálem. Na složitosti této problematiky ještě přidává fakt, že požadavky na ideální materiál se liší i v průběhu válcování. Na začátku procesu je nejdůležitějším faktorem odolnost proti teplotním rázům spolu s celkovou pevností materiálu. Při procesu samotném je podstatnější odolnost nástroje proti abrazi. [2, 5, 7–9]

Existují čtyři základní typy opotřebení, a to abrazivní, adhezivní, únavové a korozní. K abrazi dochází interakcí 2 nebo 3 těles, při které nastává úbytek materiálu v jeho povrchových vrstvách. Tento úbytek je způsoben vnikáním tvrdých a často ostrohranných částic, nebo nerovností povrchu materiálu do povrchu jiného tělesa. Během adheze dochází k přilnutí válcovaného materiálu a pracovního válce, vedoucí ke spojení materiálů ve formě mikrosvaru. Posunem materiálu dochází k vytrhnutí tohoto mikrosvaru za vzniku póru v nástroji. Odolnost proti adhezivnímu opotřebení narůstá s narůstajícím podílem karbidů, které jsou méně chemicky kompatibilní s válcovaným materiálem. Jestliže je materiál vystaven opakovanému zatěžování, může nastat opotřebení únavou. K tomuto typu opotřebení dochází, i pokud je úroveň zatížení nižší než mez pevnosti materiálu. V takovém případě se poškození kumuluje s cykly zatěžování, dokud nedojde k vývoji trhliny a následnému lomu. Oxidace je jednou z nejčastějších forem korozního opotřebení, projevuje se vznikem oxidické vrstvy na povrchu pracovního válce. Tento druh opotřebení však může působit kladně, neboť dokud je oxidická vrstva hladká, přilnavá a jednotná, působí jako mazivo a termální bariéra, která nástroj ochraňuje. Vznik oxidace je podmíněn chemickým složením, přičemž chrom a kobalt jsou prvky, které tomuto procesu zabraňují. Dále je ovlivněn velikostí a distribucí přítomných karbidů, neboť ty jsou méně náchylné k oxidaci než matrice. [9, 10]

Pro zmírnění opotřebení mohou být aplikovány pevné povlaky. Nejčastěji používaným je chromové pokovování, i přesto že se v dnešní době od tohoto způsobu povlakování upouští a roste zájem o alternativní techniky vytváření funkční vrstvy válce. Důvodem je škodlivost trojmocného chromu, který vzniká při výrobě. U válcovaného materiálu může být také požadavek na jeho texturu, tedy určitou drsnost povrchu. Toho je vyžadováno zejména pro matný finiš materiálu, nebo pro zlepšení přilnavosti budoucího nátěru. Nevýhodou texturovaného povrchu je náchylnost k opotřebení, jak je vidět na Obr. 1, kde nejvyšší míru

opotřebení vykazuje právě texturovaný materiál (T). Z obrázku je patrné, že povlakování (C), nebo povlakování textury (TC) snižuje míru opotřebení o asi 85 %. [9, 11, 12]

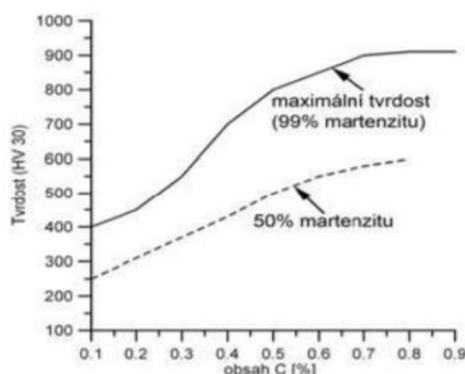


Obrázek 1 - Závislost rychlosti opotřebení na metodě výroby, 1 hodina; vlastní interpretace dle [12]

S odolností proti opotřebení je spojena trvanlivost a životnost pracovního válce. Trvanlivostí se rozumí doba, po kterou je možné pracovní válec provozovat, aniž by došlo ke změně profilu těla válce vedoucí ke snížení účinnosti nástroje. Po vyčerpání trvanlivosti je nutné pracovní válec obrobít, čímž dojde k obnovení profilu a odstranění povrchových vad. Životnost je pak součet všech trvanlivostí od prvního použití válce až po jeho vyřazení. K vyřazení dochází dojde-li k poklesu tvrdosti v příčném řezu pod stanovenou hodnotu. [5, 13]

2.1.1 Tvrdost

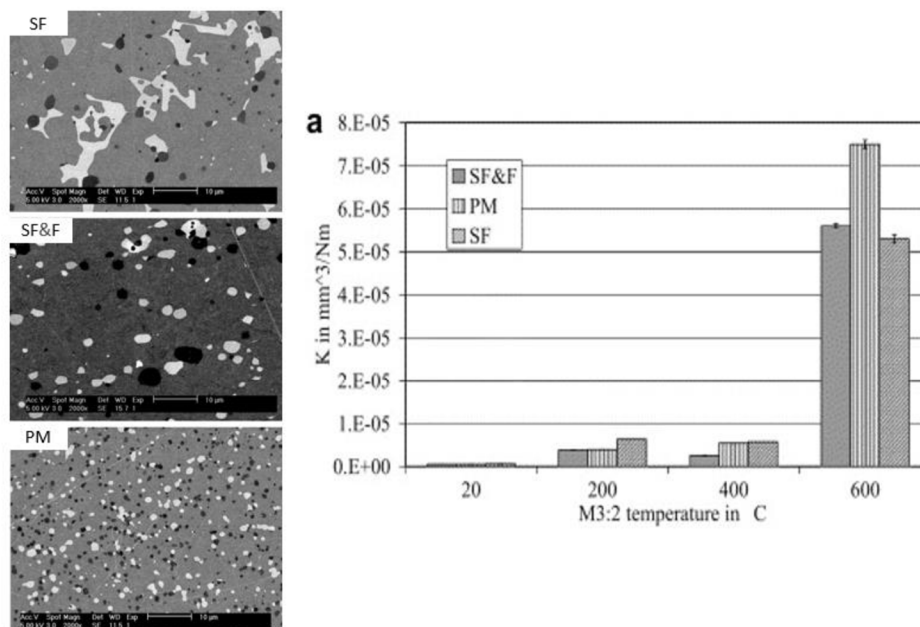
Tvrdost je definována jako odolnost materiálu proti vnikání cizího tělesa. Je dána strukturou materiálu a jeho tepelným zpracováním. Nejvyšších hodnot tvrdosti je dosahováno kalením a následným popouštěním za nízké teploty. Na Obr. 2 je vykreslena závislost tvrdosti oceli po martenzickém kalení na obsahu uhlíku. Tvrdost legovaných ocelí lze zvýšit přísadou karbidotvorných prvků jako jsou chrom, vanad, molybden a wolfram. [6, 14, 15]



Obrázek 2 - Závislost tvrdosti oceli s 50 a 99% podílem martenzitu na obsahu uhlíku [15]

Přestože optimální tvrdost oceli je závislá hlavně na podmínkách zatěžování, z hlediska odolnosti proti opotřebení je většinou požadováno, aby obsahovala jemné, rovnoměrně rozložené a vysoce tvrdé karbidy. [5, 6, 10, 16]

Na Obr. 3 jsou zobrazeny výsledky experimentu, kdy byly zkoumány 3 rychlořezné oceli (podle AISI označovány jako M3:2) s velmi podobným chemickým složením vyráběné metodami PM (powder metallurgy), SF (spray forming) a SF&F (spray forming and subsequent forging). Výsledky ukazují, že k nejrychlejšímu opotřebení došlo v případě materiálu s největší velikostí zrna (SF). V případě vzorku (PM) odolnost proti opotřebení narostla. Tato skutečnost je způsobena tím, že zjemnění zrna snižuje pravděpodobnost lomu karbidů. Zjemněním karbidů se také snižuje jejich průměrná vzdálenost, tím je dosaženo snížení vystavení matrice přímému kontaktnímu poškození. [17]



Obrázek 3 - Závislost rychlosti opotřebení na teplotě a velikosti karbidů [17]

2.1.2 Houževnatost

Houževnatost je vlastnost materiálu zůstat při deformaci a mechanických rázech v celku bez tvorby trhlin, popřípadě bránit v růstu již existujícím trhlinám. Stejně jako plastické vlastnosti, i houževnatost je závislá především na matrici, množství, morfologii a velikosti karbidů, a dále na přítomnosti vměstků, případně dalších výrobních vad. Zjemněním zrna, rovnoměrným rozložením jemných karbidů, či minimalizací vnitřního pnutí lze dosáhnout zvýšení houževnatosti. Příčinou zkrhnutí nástrojových ocelí je vyloučení karbidů ve formě síťoví nebo výrazná karbidická řádkovitost způsobená tvářením ocelí. [6, 14]

2.1.3 Kalitelnost a prokalitelnost

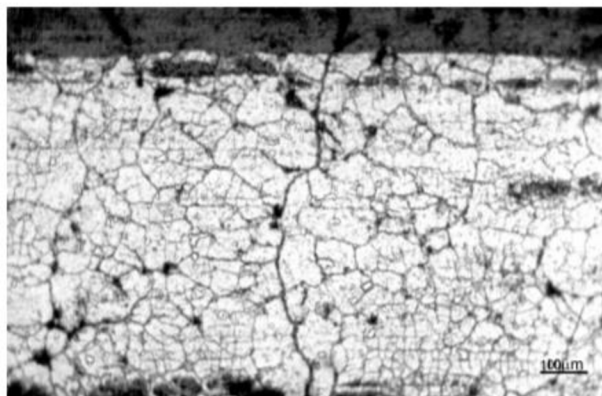
Kalitelnost je schopnost materiálu dosáhnout martenzitické (nerovnovážné) struktury. Tato změna je doprovázena zvýšením tvrdosti. Tato materiálová vlastnost je závislá na obsahu uhlíku a s jeho rostoucím obsahem roste. Pokud je předmětem zájmu dosažení požadované tvrdosti do určité hloubky, jedná se o prokalitelnost. Nelegované oceli dosahují nízké prokalitelnosti a téměř všechny legující prvky kromě hliníku a kobaltu, prokalitelnost zvyšují. [6, 14]

2.1.4 Odolnost proti popouštění

Tato vlastnost je důležitá zejména pro nástroje pracující za zvýšené teploty, neboť v tomto případě je nutné, aby si materiál zachoval své mechanické vlastnosti, hlavně pak tvrdost. Odolnost proti popouštění se zvyšuje přísadou legujících karbidotvorných prvků, jako jsou wolfram, molybden, vanad a chrom. Popouštění se projevuje poklesem tvrdosti a proto je tato charakteristika sledována při dlouhodobém ohřevu materiálu na vyšší teploty. [6, 14]

2.1.5 Tepelná únava

Během procesu válcování je nejvíce namáhanou oblastí nástroje jeho pracovní povrch a k němu přilehlé okolí, neboť podléhá cyklickému tepelnému zatěžování, plastické deformaci a tření. Zejména v této části materiálu se tak může vyskytovat síťovitá trhlina způsobená tepelnou únavou, které jsou na Obr. 4. Tento jev je možný i u válcování za studena. V tomto procesu jsou vlivem kontaktu materiálů a následné disipací energie přítomny teploty až 500 °C. Odolnost oceli proti tepelné únavě lze zajistit dostatečnou houževnatostí a mezí kluzu. Nejodolnější nástrojové oceli mají vyšší obsah chromu a molybdenu. [5, 10, 11]



Obrázek 4 – Typické trhliny vzniklé teplotní únavou HSS [10]

2.1.6 Stálost rozměrů

Cyklické změny teplot typické pro válcovací proces mohou způsobit nejen tepelnou únavu, ale také změny v rozměrech nástroje. Během těchto cyklů dochází k rozpadu zbytkového austenitu vedoucí ke změně rozměrů. [6, 14]

2.2 Používané materiály obecně

Běžně se jako materiál pro pracovní válce používají litiny nebo oceli. Dále existují také duplexní (kompozitní) pracovní válce, které jsou vyrobeny dvojitým litím, tím je dosaženo ideálních vlastností v podobě houževnatého jádra a tvrdé pracovní vrstvy. V dnešní době narůstá zájem o materiály s vyšším obsahem chromu a také o rychlořezné nástrojové oceli. Tato volba materiálu poskytuje vyšší odolnost proti opotřebení. [3, 9, 10, 18]

Jak již bylo popsáno výše, nejdůležitější vlastností materiálu pro pracovní válce je odolnost proti opotřebení. Ta závisí zejména na tvrdosti. Požadované mikrostruktury lze dosáhnout pomocí chemického složení a tepelného zpracování materiálu. Obecně jsou používány slitiny železa o chemickém složení, které je uvedeno v Tab. 1. [9]

Tabulka 1 - Chemické složení materiálů pro pracovní válce [10]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Fe
0,3 – 3,8 %	0,2 – 2,5 %	Pod 2,5 %	Pod 30 %	Pod 5 %	Pod 4 %	Rest

2.2.1 Pracovní válce z bílé litiny

Litinové pracovní válce jsou díky své vysoké pevnosti a tvrdosti velmi odolné proti opotřebení, proto jsou ideálním materiálem pro dokončovací operace. Mezi další výhody patří jejich cena, jednoduchost výroby a povrchová hladkost. Nevýhodou je pak jejich křehkost. Pro zajištění ideálních vlastností z hlediska odolnosti proti opotřebení a proti tepelné únavě je často požadována nižší tvrdost v jádru válce, zatímco na povrchu tvrdost vyšší. [8, 18, 19]

2.2.2 Ocelové pracovní válce

U materiálu pro pracovní válce je důležité, aby byly zajištěny určité mechanické vlastnosti. Největší důraz je kladen na tvrdost za zvýšených teplot a odolnost proti opotřebení. Z ocelí jsou tyto požadavky zajištěny u nástrojových ocelí, mezi které patří i běžně používané rychlořezné oceli. Pro válcovací stolice jsou používány oceli jak v litém, tak i v kovaném stavu. Kováním je dosaženo vyšší pevnosti a odolnosti proti opotřebení. [3, 8–10, 14, 18]

Válcování se běžně dělí na válcování za studena a válcování za tepla. Podle tohoto použití se dělí i vhodné a běžně používané materiály. Válcování za tepla probíhá vyšších teplot, než je rekrytizační teplota, jejíž nejnižší hodnota je $0,4 \cdot T_{\text{tav}}$. Pracovní plochy ale podléhají teplotám vyšším, neboť jsou v kontaktu s válcovaným materiálem. V Tab. 2 a 3 jsou uvedeny obvykle užívané nástrojové oceli pro válcování za studena a za tepla. [20]

Tabulka 2 - Oceli pro válcování za studena [20]

Oceli pro válcování za studena	
Nelegované	19 065
Nízko a středně legované	19 423, 19 426, 19 569, 19 571, 19 581
Vysokolegované	19 436, 19 437, 19 438, 19 572, 19 573, 19 574, 19 581, 19 813, 19 820, 19 829, 19 830

Tabulka 3 - Oceli pro válcování za tepla [20]

Oceli pro válcování za tepla	
Nízkolegované	19 732

2.3 Skupina ocelí 8Cr3MoV, DH1 a DH3

Tyto oceli jsou podobné z hlediska chemického složení, viz. Tab. 4. Jedná se o skupinu nízkolegovaných chromových nástrojových ocelí se zvýšenou tvrdostí. Chemické složení pak spolu s tepelným zpracováním a deformačním procesem určují mikrostrukturu oceli, která ovlivňuje její mechanické vlastnosti [21–23]

Tabulka 4 - Chemické složení ocelí 8Cr3MoV, DHQ1 a DHQ3 [21]

	C [%]	Si [%]	Mn [%]	P [%]	S [%]	Cr [%]	Mo [%]	Fe [%]
8Cr3MoV	0,77-0,83	0,2-0,3	0,2-0,3	$\leq 0,025$	$\leq 0,015$	3-3,2	0,2-0,25	Rest
DHQ1	0,78-0,83	0,7-0,8	0,25-0,4	$\leq 0,025$	$\leq 0,015$	2-2,20	0,33-0,38	Rest
DHQ3	0,78-0,83	0,7-0,8	0,25-0,4	$\leq 0,025$	$\leq 0,015$	2,9-3,1	0,53-0,57	Rest

Dodržení předepsaného chemického složení je nezbytné pro dosažení požadovaných vlastností oceli. [16, 23]

2.4 Výroba válců

Výroba pracovních válců je komplexní problematika, do které vstupuje mnoho proměnných faktorů ze všech výrobních operací, od tavení až po konečné obrábění. V jakékoliv fázi výroby pak mohou vznikat vady, z nichž některé mohou zajistit nevratné poškození válce. Při posuzování kvality ocelí je hodnocena jejich čistota, mikrostruktura, chemické složení a porozita. Čistotou je rozuměna přítomnost vměstků, jejich tvar a rozložení a je dána metalurgií výroby. Mikrostruktura je pak ovlivněna krystalizačním procesem, vnitřní strukturou ingotu, růstem dendritických systémů a dendritickou strukturou oceli. Chemické složení je hodnoceno z hlediska homogenity, ta je ovlivněna zejména segregáčními procesy. Při hodnocení porozity litého stavu materiálu jsou pozorovány obsahy bublin, vloček, staženin a ředin. [1, 5, 21, 24]

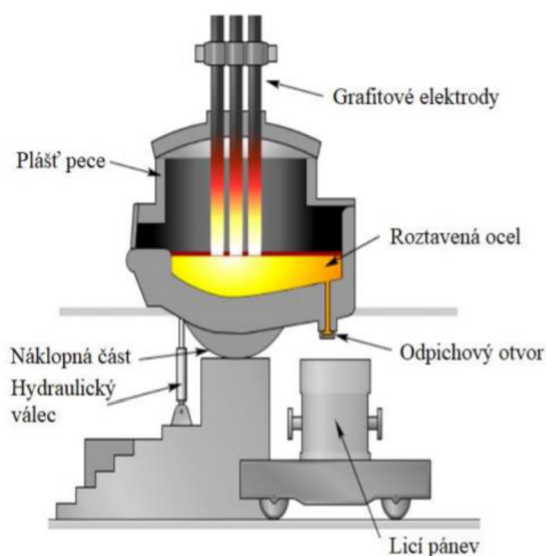
2.4.1 Metalurgie

Během metalurgických pochodů dochází ke zpracování surového železa a ocelového odpadu jejich tavbou, odstraněním nežádoucích prvků a legování, což vede k dosažení požadovaného chemického složení a teploty. Dříve probíhal celý proces metalurgie v pecích, avšak tlak společnosti na vyšší kvalitu materiálů znamenal přesun některých operací do pánve. V kombinaci se sekundární metalurgií je cílem primární metalurgie roztavení železné rudy, nebo ocelového odpadu ve slévárenských agregátech. Je snižován obsah uhlíku a dále také obsah přítomných nežádoucích prvků jako jsou křemík, mangan, fosfor, vodík a dusík. Tavenina může být v této fázi také částečně legována. [21, 25, 26]

2.4.1.1 Elektrická oblouková pec

Elektrické obloukové pece jsou ve slévárenském průmyslu nejčastěji používaným tavicím agregátem. Skládá se ze samostatné pece, pohybových mechanismů a elektrického zařízení. Schéma tohoto agregátu je na Obr. 5. Obsahuje tři grafitové elektrody. Mezi nimi a vsázkou je vytvářen elektrický oblouk, který slouží k tavbě. Teplota elektrického oblouku se pohybuje v rozmezí 3000 a 4000 °C. Elektrody jsou pohyblivé směrem nahoru a dolů, přičemž nesmí dojít k dotyku elektrod se vsázkou z důvodu možného zkratu. Pohyb je řízen tak, aby byl udržen konstantní elektrický proud, nebo příkon na obloucích. Elektrody jsou válcového tvaru a jejich průměr je konstruován podle maximálních hodnot proudu a podle jakosti grafitu. Problémem je oxidace těchto elektrod, a proto je požadavek na jejich minimální pórovitost. [24, 26]

Nejnákladnější položkou tavby je spotřebovaná elektrická energie. Je obvyklé, že tavba je podporována i chemickou reakcí spalování metanu nebo topných olejů v kyslíko-palivových hořácích, což vyvolá exotermickou reakci. [24]



Obrázek 5 - Elektrická oblouková pec [27]

Celý proces výroby oceli lze rozdělit na jednotlivá údobí:

Oprava pece a sázení

Oprava pece se provádí mezi jednotlivými tavbami, tedy mezi koncem odpichu předcházející tavby a zapnutím pece. Během tohoto údobí je kontrolován stav vyzdívky a jsou prováděny její nezbytné opravy. Tím dochází ke ztrátám energie a jejich minimalizace je dosaženo urychlením nasazení nové vsázky. Ta sestává z ocelového odpadu, vratného materiálu, ocelářského surového železa a některých legujících prvků. Vratný materiál je v případě výroby legovaných ocelí nutno tříditi. [24, 26]

Údobí tavení

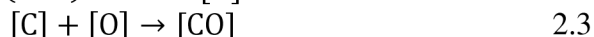
Tavení materiálu je uskutečněno vlivem hoření oblouků mezi elektrodou a kovovou vsázkou. Toto údobí probíhá od zapnutí pece po první zkoušku, která obvykle probíhá ještě před úplným roztavením vsázky. Chemickými zkouškami je řízeno chemické složení oceli. Obvykle jsou prováděny ještě na začátku a na konci oxidačního údobí a před odpichem. Jelikož se během tohoto údobí spotřebuje 70 až 80 % celkové elektrické energie je požadováno, aby materiál byl roztaven v co nejkratším čase. Doba tavení závisí především na elektrickém příkonu přiváděném do pece. V tomto údobí dochází k částečnému odfosfoření a oduhlíčení. [24, 26]

Oxidační údobí

Časový úsek od první zkoušky chemického složení po stažení oxidační strusky se nazývá oxidační údobí. Cílem je dosažení předepsaného obsahu uhlíku. Dále je snižován obsah nežádoucích prvků, hlavně vodíku a dusíku, je snižován obsah oxidických vměstků a odfosfoření kovové lázně. Během tohoto údobí dosahuje tavenina odpichovou teplotu. Pro oxidaci prvků je do taveniny obvykle přidána železná ruda, nebo plynný kyslík o čistotě 99 %. V případě železné rudy je žádoucí co nejvyšší obsah železa, běžně se používá hematit. [24, 26]

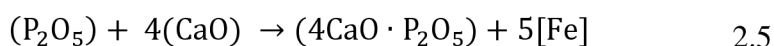
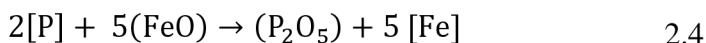
Uhlíkový var

Oduhličení probíhá uhlíkovým varem, kdy dochází k oxidaci uhlíku rozpuštěného v oceli. Tím se v tavenině vytvoří plynové bubliny CO, do kterých mohou difundovat atomy uhlíku a kyslíku, to vede ke zvětšování bublin. Bubliny pak vyplouvají na povrch a opouštějí taveninu. Uhlíkový var probíhá chemickými reakcemi podle rovnic 2.1 až 2.3. Výsledná tavenina je tepelně a chemicky homogenizována a dochází ke snížení obsahu vodíku a dusíku, tím je dosaženo odplynění oceli. [24]



Odfosfoření

Fosfor je nežádoucím prvkem zejména u vysokopevnostních ocelí, těžkých odlitků a u ocelí pracující při teplotě 500 °C. Chemická reakce popisující odfosfoření je popsána rovnicemi 2.4 a 2.5, probíhá na mezifázovém rozhraní struska-kov. Proces lze urychlit zvětšením tohoto rozhraní, například intenzivním promícháváním taveniny.



Z rovnice vyplývá, že snížení obsahu fosforu v tavenině je možné pouze pokud struska obsahuje vysoký obsah vápníku a oxidu železnatého. [24]

Redukční údobí

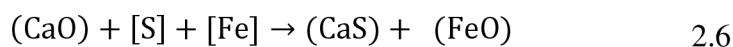
Redukční údobí je také označováno jako údobí dohotovení, dezoxidace, nebo rafinace. Probíhá od stažení oxidační strusky, nebo přísady dezoxidačních prvků po celkové ukončení metalurgických procesů. Cílem je snížení obsahu kyslíku, odsíření, přesné dolegování, dosažení požadované odpichové teploty a udržení obsahu vodíku a dusíku pod požadovanou koncentrací. [14, 24, 26]

Dezoxidace

Proces dezoxidace je podle způsobu provedení dělen na srážecí dezoxidaci, extrakční dezoxidaci, dezoxidaci syntetickými struskami a dezoxidaci za sníženého tlaku. Srážecí dezoxidace pracuje na principu snižování aktivity kyslíku přísadou prvků s vysokou afinitou ke kyslíku. Běžně je pro tento typ dezoxidace využíván křemík a hliník, případně jejich kombinace s titanem a vápníkem. Důsledkem jejich působení je reakce s kyslíkem v tavenině a jeho vyvázání na oxidy. Ty jsou v průběhu metalurgických procesů stabilní, ale snižují celkovou čistotu vyráběné oceli. Výhodou extrakční oxidace je skutečnost, že její produkty se vytvářejí ve strusce, která je na konci procesu výroby oceli stažena. Nevznikají tak nehomogenity uvnitř materiálu znehodnocující její kvalitu. Snížením tlaku během dezoxidace dochází ke snížení parciálního tlaku oxidu uhelnatého a tím ke snížení rovnovážné aktivity kyslíku v oceli. Jedná se pak o dezoxidaci za sníženého tlaku, nebo také dezoxidaci ve vakuu, kdy je dezoxidačním činidlem uhlík. V hlubokém vakuu tak mohou být dezoxidovány i velmi stabilní oxidy. Produktem této dezoxidace je oxid uhelnatý v plynném stavu, který je téměř nerozpustný v tavenině a odchází tak v podobě bublin. Pro syntetickou dezoxidaci jsou často používány směsi prachového vápna s tavidly. [24]

Odsíření

V ocelích je síra obecně považována za škodlivý prvek, zejména kvůli její tendenci segregovat během tuhnutí. Síra segreguje do mezidendritických prostor. Pokud dojde k překročení její rozpustnosti v železe, mohou vznikat sulfidy, které mají negativní vliv na houževnatost oceli. Oceli pak mají sklon ke vzniku trhlin a ocel se stává obtížně tvářitelnou. K odsíření jsou využívány prvky s vyšší afinitou k síře, než má železo, tím dochází k jejímu vyvázání z oceli. Běžně je používán mangan. V rovnici 2.6 je vyjádřen proces odsíření, který probíhá v celém objemu taveniny a jehož produkty jsou pohlceny struskou. [24]



2.4.1.2 Mimopecní zpracování

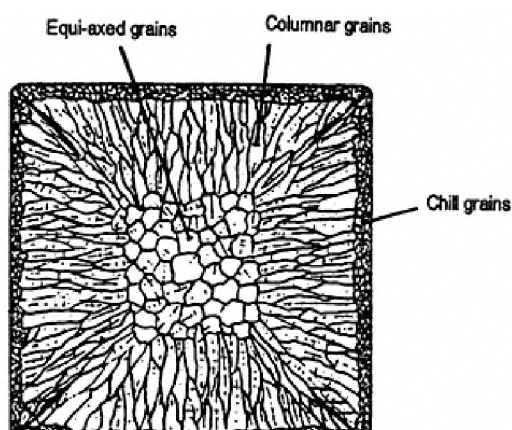
Toto označení vychází ze skutečnosti, že probíhá mimo tavicí agregát, a to v pánvové peci, nebo v konvertoru. Pec v tomto případě slouží pouze k tavení surovin, popřípadě k oxidaci oceli. Touto strategií je dosaženo především zvýšení kvality vyráběné oceli, intenzifikaci tavby, ohřevu na přesnou lící teplotu a snížení výrobních nákladů zvýšením výrobnosti, snížením opotřebení a tepelných ztrát a také možností zautomatizovat výrobní proces. Vyšší jakosti oceli je dosaženo teplotní a chemickou homogenizací taveniny, možností snížení obsahu rozpuštěných plynů v tavenině, umožněním snížení obsahu vměstků a možnosti modifikace jejich složení, tvaru a velikosti, hluboké odsíření, nebo řízený obsah síry. Podmínky pro odsíření jsou dále zlepšovány dmýcháním inertního plynu, většinou argonu, dusíku nebo oxidu uhličitého. Inertní plyn také slouží k promíchání lázně, zvýšení teplotní a chemické homogenity oceli a podpoře flotačního účinku vměstků zlepšující tekutost oceli. Zařazením sekundární metalurgie do výroby lze dosáhnout velmi přesného dolegování, přičemž lze legovat i na spodní hranici rozmezí. Lze dosáhnout také přesné odpichové teploty v rozmezí 3 až 5 °C. Velmi často je využívána pánvová pec, někdy označována jako LF, tedy Ladle Furance. [21, 24, 25, 28]

2.4.2 Vnitřní vady

Při výrobě odlitků se běžně vyskytují lící vady jako jsou dutiny, póry, trhliny nebo segregace. Termín vada obecně znamená všechny odchylky od norem a sjednaných technických podmínek. Těmito nehomogenitami struktury mohou být znehodnoceny výsledné mechanické vlastnosti oceli. Až 80 % všech vad je pak tvořeno dutinami, vměstkami, vadami tvaru, rozměrů nebo hmotnosti. Vady jsou nežádoucími jevy při výrobě oceli, jsou ale také jejich neodlučitelnou součástí. Příčiny je pak nutné hledat v technologii a metalurgii výroby, stejně jako v lidském faktoru. [24, 25, 29]

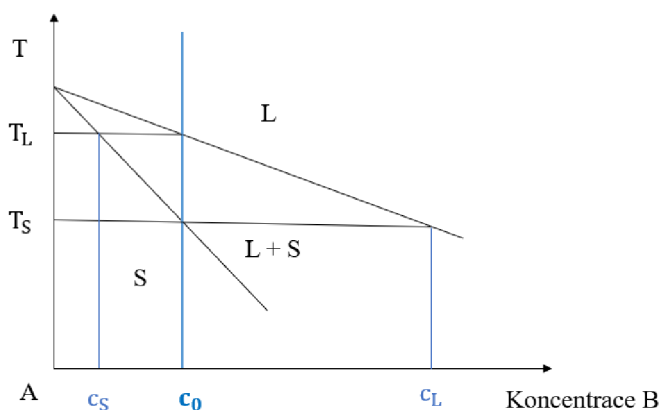
2.4.2.1 Segregace

Termínem segregace jsou označovány nehomogenity v chemickém složení materiálu, vznikající při určitých podmínkách krystalizace, nebo v tuhém stavu výměnou atomů mezi základním kovem a hranicí zrn, vlivem nehomogenního teplotního pole, nebo smršťováním a změnou rozpustnosti prvků. Pro taveninu je typické homogenní chemické složení v celém jejím objemu, avšak slitiny kovů tuhnou vlivem příměsí dendriticky. Na Obr. 6 je schematicky znázorněn řez ingotem. Na okrajích se nachází lící kůra, která je tvořena za vysokého odvodu tepla a vzniká chemicky homogenní, jemnozrná struktura obsahující malá zrna s nahodilou orientací. S rostoucí vzdáleností od formy klesá rychlost odvodu tepla a vytvářejí se tak protáhlá kolumnární zrna s dendritickým charakterem. Tato zrna jsou orientovaná od stěny formy směrem do jejího středu, v souladu se směrem maximálního tepelného toku. Ve středu samotném je vytvořena oblast rovnoosých krystalů, ta ale nemusí vzniknout vždy. [21, 23, 30]



Obrázek 6 - Lící struktura ingotu [23]

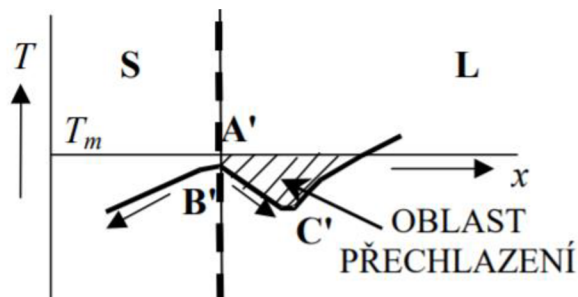
Krystalizace slitin probíhá v oblasti teplot mezi teplotou likvidu (T_L) a teplotou solidu (T_S), viz. Obr. 7. Vznikají tak rozdíly v chemickém složení mezi taveninou a tuhou fází. Jedná se o inherentní vlastnost ocelí, a tudíž segregaci nelze zabránit, lze ji pouze zmírnit působením difuze. [5, 21, 29–32]



Obrázek 7 - Krystalizace slitin

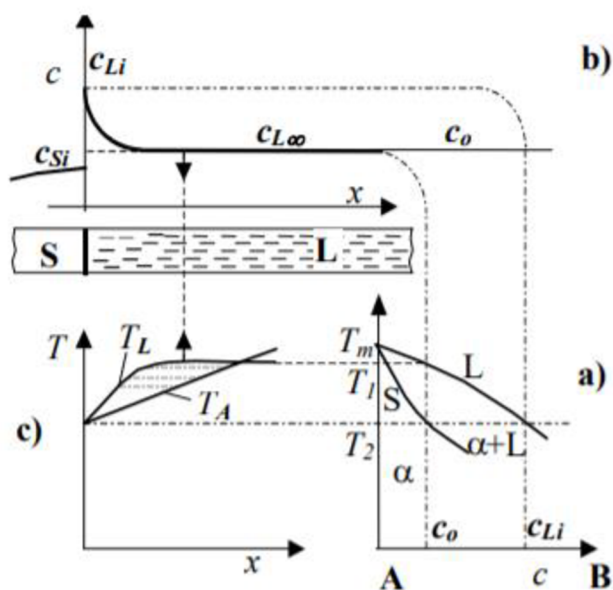
Aby došlo k růstu krystalů je nezbytný odvod skupenského tepla krystalizace od fázového rozhraní, který je možný jen za vzniku teplotního gradientu. Ten může být buď kladný, nebo záporný. Kladný gradient nastává, jestliže je teplota před rovinou krystalizace vyšší než na mezifázovém rozhraní. Je-li teplota před rovinou krystalizace nižší, jedná se o záporný teplotní gradient. Za takových podmínek je tavenina přechlazená, viz. Obr. 8. Skupenské teplo je pak

z fázového rozhraní odváděno jak tuhou fází, tak taveninou. Jestliže se za tohoto způsobu tuhnutí vytvoří výstupek, roste do přechlazené taveniny a původní rovinné rozhraní se bude rozpadat za vzniku zárodků. [31, 32]



Obrázek 8 - Záporný teplotní gradient [32]

Na mezifázovém rozhraní dochází k růstu koncentračních gradientů, které souvisí s rozdílnou rozpustností příměsi v tuhé látce C_S a v tavenině C_L , viz. Obr. 9. Za vysokého přechlazení je příměs postupující krystalizační frontou vytěšňována rychleji, než může difundovat do objemu taveniny. Na rozhraní se pak vytvoří vrstva obohacená, nebo ochuzená o příměs v závislosti na hodnotě rovnovážného koncentračního koeficientu. Koncentrace příměsi se pak exponenciálně mění se vzdáleností x . [31, 32]

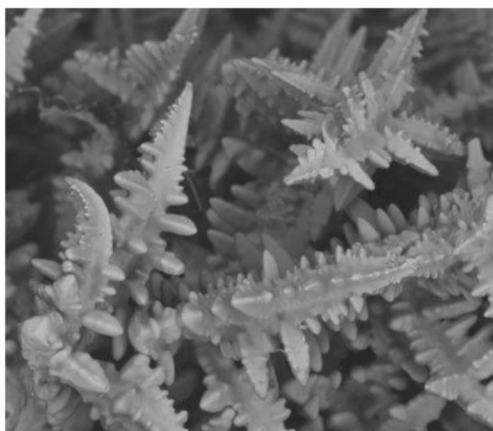


Obrázek 9 - Konstituční přechlazení [32]

Segregace je do jisté míry ovlivněna metalurgií, technologií výroby a způsobem odlévání. Pokud jsou oblasti obsahující nehomogenity obsaženy ve větší míře, mají negativní vliv na celistvost válce. Segregace se dělí na mikrosegregaci a makrosegregaci. [5, 21, 30, 31]

Mikrosegregace

Mikrosegregace (dendritická segregace) je nerovnoměrné rozložení chemického složení v rámci mikroobjemů, tedy jednoho dendritu. Dendritem je rozuměn krystal ve tvaru stromečku, který je na Obr. 10. [14, 21]



Obrázek 10 - Dendritická struktura [14]

Odvod tepla je při tomto způsobu krystalizace rychlejší než difuze přísad v tavenině a nedochází k vyrovnání koncentrace příměsí v tuhých krystalech. Vzniká tak dendritická struktura, která se snaží vyrovnat přechlazení. Jak bylo uvedeno výše dendritická struktura je orientována ve směru maximálního odvodu tepla, tedy tam, kde teplota klesá nejvyšší rychlostí. Právě zde se vytvoří primární osy dendritů, které obsahují méně příměsí a nečistot než průměrné chemické složení taveniny. Jestliže je přítomno dostatečně velké přechlazení dochází k růstu dalších větví dendritů, které jsou orientovány kolmo na primární osu. Tím dochází k odklonu směru primárních os od odvodu tepla do krystalograficky výhodného směru $\langle 100 \rangle$. Jednotlivé osy sousedících dendritů se mohou dotýkat, jakmile však během tuhnutí k tomuto kontaktu dojde, přestane dendrit růst. Vytvoří se tak mezidendritické prostory, které tuhnou jako poslední. Tím pádem obsahují největší koncentraci příměsí a nečistot. [14, 21, 23, 31]

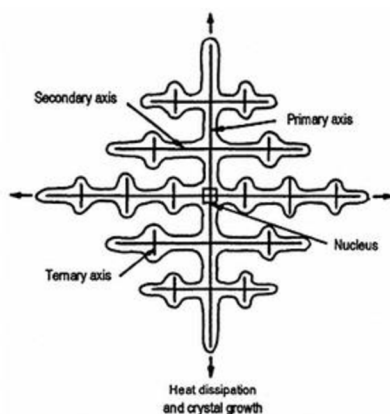
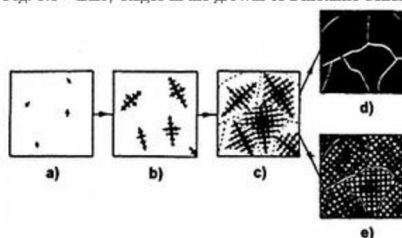


Fig. 1.8 – Early stages in the growth of a metallic dendrite.



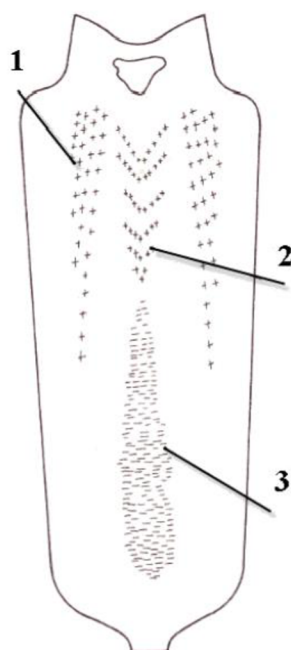
Obrázek 11 - Schematické znázornění dendritů a jejich růstu [23]

Makrosegregace

Převyšuje-li chemická nehomogenita rozměry dendritů a primárního zrna, jedná se o makrosegregaci. Tato vada chemického složení je častá u masivních odlitků s vysokým obsahem legur. Stejně jako mikrosegregace je tento jev způsoben pomalým, nerovnoměrným tuhnutím a jeho rozsah je závislý na podmínkách tuhnutí. V tomto případě jsou segregace uspořádány do charakteristických pásů. [5, 21, 24, 29–31]

Podle odlišnosti od průměrného chemického složení, a zda se oblast obohacuje více nebo méně přísadovými prvky, je segregace dělena na zápornou a kladnou. Kladná segregace obsahuje vyšší koncentrace příměsových prvků a typicky se vyskytuje v horní části ingotu, zatímco na dně je charakteristická záporná segregace o přísadové prvky ochuzená. [21, 30, 31]

Po ztuhnutí ingotů nebo odlitků jsou běžně pozorovány vycezeniny. Jedná se o vysoký stupeň heterogenity a segregace. Existují dva typy vycezenin, vycezeniny typu A, jinak nazývané jako stvolové a vycezeniny typu V, také známé jako mezerové. Oba typy jsou schematicky znázorněné na Obr. 12. Vycezeniny jsou nežádoucími jevy ztuhlých materiálů, zvyšující jeho vnitřní pnutí a způsobující pokles tvárnosti a soudržnosti. [21, 24, 30, 31]



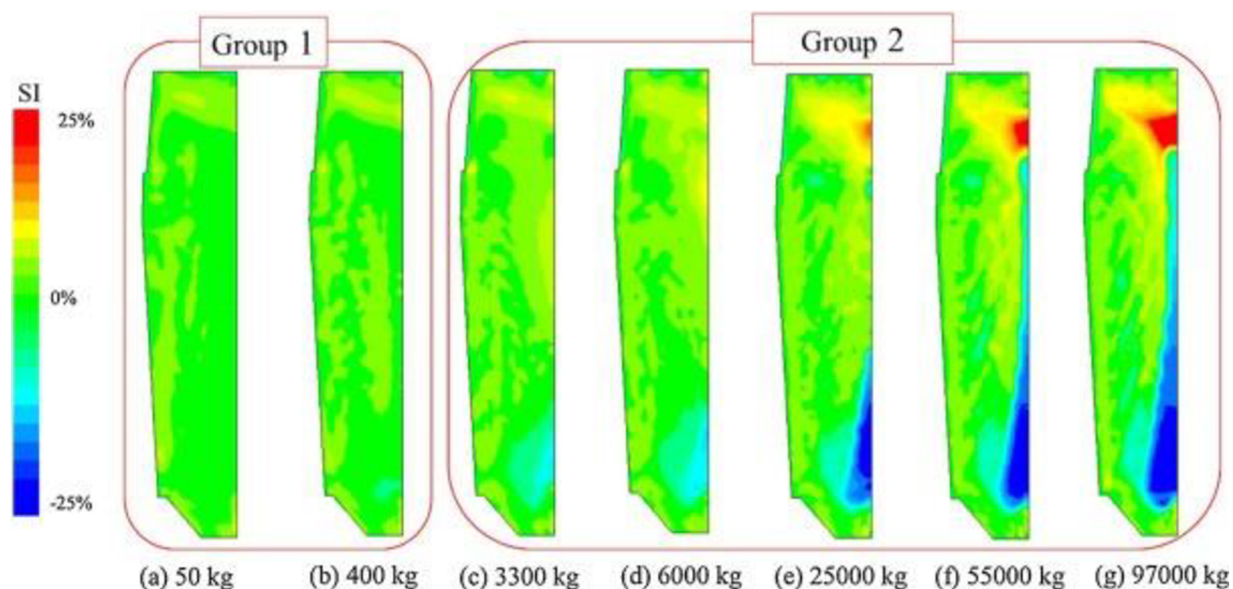
Obrázek 12 – 1-A vycezeniny; 2-V vycezeniny; 3-oblast záporné segregace [21]

Vycezeniny typu A

Charakteristický pás jejich výskytu začíná na okraji pásma kolumnárních zrn (viz. Obr. 7) lokalizovaných ve spodní třetině výšky ingotu a končí až v hlavě ingotu. Tento typ je příčinou výrazného poklesu plasticity ocelí. [21, 24, 29, 31]

Vznik vycezenin vychází z představy o proudění taveniny v ingotu. To je vyvoláno rozdílnou hustotou taveniny. Při odlévání je nejprve do formy odlita tavenina o nejnižší hustotě a postupně směrem k hornímu okraji formy hustota stoupá. To je však v úplném rozporu s gravitačním zákonem a je vyvolán pohyb taveniny. Chladnější tavenina ze spodu ingotu je tak unášena do teplejších oblastí. Tím se tato oblast stává nenasycenou a pro její nasycení dochází k rozpouštění okolních dendritických větví. Po nich vzniknou dutiny, do kterých proniká obohacená tavenina. Dutina se dále prohlubuje, tím vznikne prodlužující se kanálek. V závislosti na podmínkách tuhnutí může dojít také k rozšíření tohoto kanálku. [31]

Tvorbě A vycezenin nelze zabránit, ale lze ji potlačit, například snížením hmotnosti ingotu, nebo snížením obsahu segregujících prvků jako jsou síra, fosfor a uhlík. Vliv velikosti ingotu je patrný z Obr. 13, kde jsou zachyceny modely sedmi různých ingotů. První skupina je tvořena dvěma malými ingoty o hmotnostech 50 kg a 400 kg, zde byly pozorovány pouze malé heterogenní oblasti. Oproti tomu ve druhé skupině ingotů došlo vždy k tvorbě výraznější záporné i kladné segregace, jejichž velikost jasně koreluje s rostoucí velikostí odlitku. [24, 30, 33]



Obrázek 13 - Vliv velikosti ingotu na vznik nehomogenit; SI-segregační index [33]

Vycezeniny typu V

Tento typ vycezenin se vyskytuje zejména v osově části masivního odlitku, viz Obr. 14. Díky jejich charakteristické poloze lze tvrdit, že vznikají při obsahu tuhé fáze mezi 20 a 40 %. Při této koncentraci pevné fáze nemůže tavenina v dendritické síti proudit plynule. Působením hmotnosti vrchní části materiálu však dochází k porušení těchto sítí. Tomuto porušení napomáhá probíhající smršťování a pnutí materiálu při tuhnutí. Porušuje se tím celistvost odlitku a vznikají mezery a dutiny. Ty jsou ve finální fázi tuhnutí vyplněny zbylou taveninou, obohacenou o nečistoty a přísadové prvky. [24, 30, 31]

2.4.2.2 Vměstky

Vměstky jsou částice nekovového charakteru, tvořené zejména sulfidy a oxidy. Množství, velikost, tvar a rozložení vměstků je zkoumán v rámci hodnocení mikročistoty materiálu. Vměstky se řadí mezi vady mikrostruktury a vznikají během procesu tavení, odlévání a tuhnutí odlitku vlivem fyzikálně chemických reakcí, nebo vlivem vnějšího prostředí. Z hlediska původu se vměstky dělí na exogenní a endogenní. [6, 16, 21, 29, 34]

Endogenní vměstky

Vznik endogenních vměstků je spojen s výrobou oceli, s její dezoxidací, legováním, či krystalizačním procesem. Jejich tvorba je způsobena poklesem rozpustnosti některých prvků, zejména pak síry, kyslíku a dusíku v železe a při jejich chemických reakcích s prvky přítomnými v tavenině. Z této skutečnosti vyplývá fakt, že typickým představitelem endogenních vměstků jsou sulfidy, oxidy a nitridy. Podle údobí vzniku se dělí na primární, sekundární, terciální a precipitační. [5, 16, 21, 29]

Morfologické typy endogenních vměstků

Vzhled vměstků závisí na jejich chemickém složení, které je dáno podmínkami dezoxidace. Nejvíce se na tvorbě vměstků podílejí síra a kyslík. V menší míře jsou pak tvořeny nitridy a karbidy. Existuje klasifikace morfologie sulfidických vměstků, která je rozděluje do 4 základních skupin. [6, 21, 29]

Sulfidické vměstky I. typu

Tento typ vměstků je typický pro nedostatečně dezoxidované oceli, které vykazují vysokou aktivitu kyslíku a nízkou aktivitu síry. Vznikají tak sulfidy nemísitelné s taveninou, což umožňuje jejich typicky globulární tvar, viz. Obr 14. Během tuhnutí se rozpadají na směs oxidů a sulfidy manganu. Vykazují se náhodným rozložením a mohou vytvářet shluky. Jejich výskyt může být doprovázen bublinami, či bodlinami. Z hlediska tvaru nejsou pro ocel škodlivé, ale jejich vznik je spojen s vysokým obsahem kyslíku v oceli, což má za následek snížení její houževnatosti. [6, 29]

Dojde-li k modifikaci taveniny vápníkem, případně prvky vzácných zemin, mohou vznikat modifikované vměstky I. typu označované jako I.b typ. V oceli tak vznikne nemísitelná tavenina, která se při tuhnutí rozpadá na oxidické jádro CaO a Al_2O_3 a obálku sulfidů CaS a MnS . I tento typ vměstků je globulárního tvaru, ale jsou menší než typ I. [6, 29]

Sulfidické vměstky II. typu

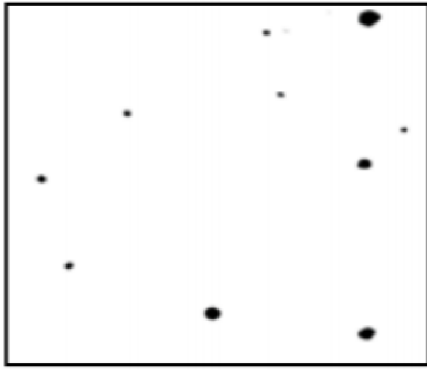
Oproti vměstkům I. typu vzniká v oceli s vyšším obsahem dezoxidačních činidel, což způsobí vyšší aktivitu síry, která však není dostatečná pro rovnoměrný vznik sulfidu manganu v tavenině. Ten vzniká pouze v oblastech se zvýšenou koncentrací těchto prvků, tedy v mezidendritických prostorech. Jejich tvar je tedy určen prostorovými podmínkami. V trojrozměrném prostoru jde o komplikované morfologie. Během zkoumání na metalografickém výbrusu se však jedná o charakteristické řetízky, které jsou na Obr. 15. [6, 29]

Sulfidické vměstky III. typu

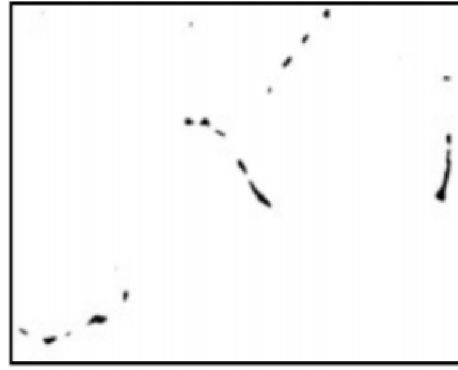
Vzniká v oceli s vyšším obsahem dezoxidačních prvků zajišťujícím dostatečnou aktivitu síry na to, aby sulfid manganu vznikl již v tavenině. Sulfidu je tak umožněna krystalizace v polygonálním tvaru. V matici je rozložen rovnoměrně. Mohou, nebo nemusí obsahovat oxidické jádro. [6, 29]

Sulfidické vměstky IV. typu

Vytvářejí se v ocelích s velmi nízkým obsahem kyslíku a přebytkem dezoxidačních prvků, zejména vápníku a prvků vzácných zemin. Vznikají v podobě konglomerátu oxidů a sulfidů o průměru dosahující až stovky mikrometrů. Oceli obsahující vměstky IV. typu jsou netvářitelné a vykazují snížené hodnoty mechanických vlastností. [6, 29]



Obrázek 14 - Schéma I. typu vměstků [6]



Obrázek 15 - Řetízky vměstků II. typu [6]



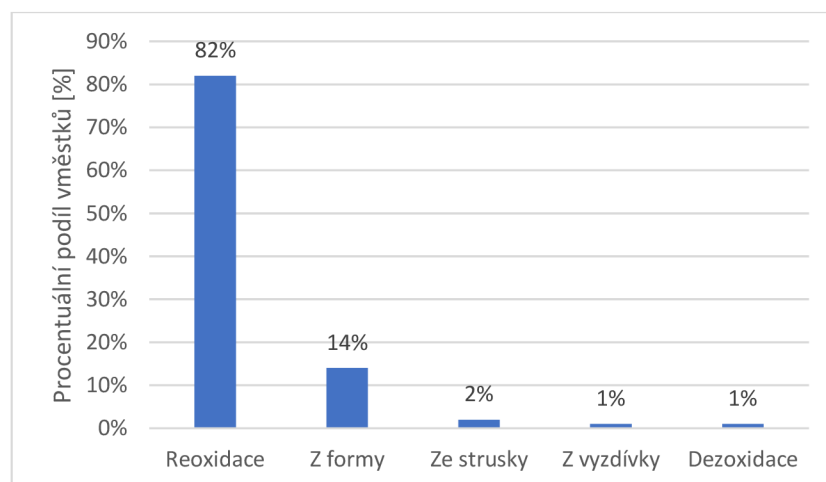
Obrázek 16 - Vměstky III. typu [6]



Obrázek 17 - Vměstky IV. typu [6]

Exogenní vměstky

Exogenní vměstky jsou ve většině případů makroskopických rozměrů. V oceli vznikají v důsledku reakce taveniny s vnějším prostředím, zejména kontaktem taveniny s okolní atmosférou, s žáruvzdorným materiálem vyzdívky, nebo se struskou. Na Obr. 18 jsou výsledky studie [35], kdy byly analyzovány exogenní vměstky. [16, 21, 29, 36]



Obrázek 18 - Příčiny vzniku exogenních vměstků v uhlíkových a nízkoлегovaných ocelích [35]

Tento typ vměstků je také označován jako vměstky nepravidelného charakteru a jejich distribuce, chemické složení i tvar jsou nahodilé a nepravidelné. Mají ale tendenci se shlukovat v jistých oblastech odlitku. Například ve středových oblastech průřezu válce, u horního povrchu, nebo v blízkosti vtoku materiálu. [5, 21]

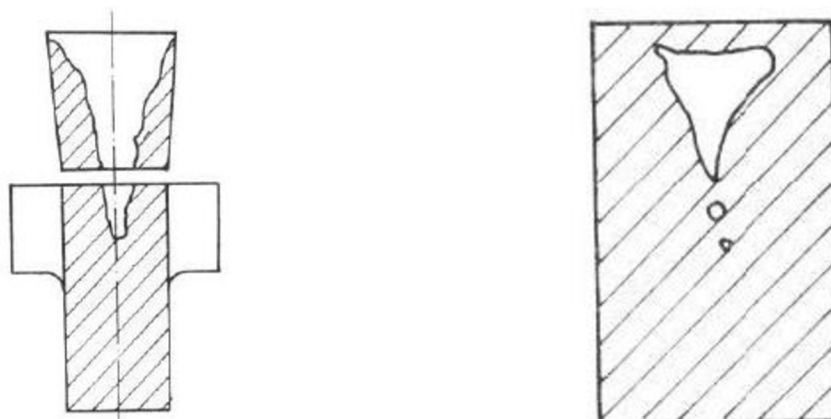
Největší zastoupení při vzniku exogenních vměstků mají reoxidační pochody. Jedná se o jev neodlučitelný od procesu výroby, kdy je do oceli vnášen určitý podíl vzduchu. Tyto vměstky jsou obvykle tvořeny prvky dezoxidačního činidla, křemíkem a manganem. Reoxidaci nelze zabránit, ale lze omezit její negativní vliv na mikročistotu oceli úpravou metalurgických a technologických procesů. Například odléváním v ochranné atmosféře nebo pod tekutými struskami. Struska je dalším častým zdrojem exogenních vměstků, které vznikají, pokud neproběhne úplné oddělení strusky od taveniny. Vměstky jsou pak tvořeny struskotvornými částicemi. Během výroby oceli je tavenina v kontaktu s žáruvzdorným materiálem vyzdívky, které jsou jejím vlivem ohřívány na vysokou teplotu, a vyzdívky pod jejím účinkem měknou. To usnadňuje vytrhávání částic žáruvzdorného materiálu vlivem proudění oceli. Tyto částice jsou pak identifikovány jako exogenní vměstky. [21, 36]

2.4.2.3 Vločky

Pokud je v oceli přítomný vyšší obsah vodíku, mohou vznikat plošné vnitřní necelistvosti materiálu. Tento typ vady je označován jako vločky. [21]

2.4.2.4 Staženiny

Změna teploty při tuhnutí oceli vyvolává snížení jejího objemu. V odlitku pak vznikají necelistvosti materiálu, označovány jako staženiny. Běžně je tak využíváno nálitků, což jsou zásobníky materiálu, které toto smrštění kompenzují. Tyto vady mohou být spojeny s povrchem, tedy otevřené, nebo uzavřené uvnitř odlitku. Schematické znázornění obou případů je na Obr. 19. Vzhledem ke způsobu tuhnutí odlitku není překvapující, že jsou staženiny lokalizovány zejména v tepelné ose odlitku, neboť je to místo, které tuhne jako poslední. [21, 24, 29]



Obrázek 19 - Schéma staženiny; vlevo otevřená; vpravo uzavřená [29]

Otevřené staženiny

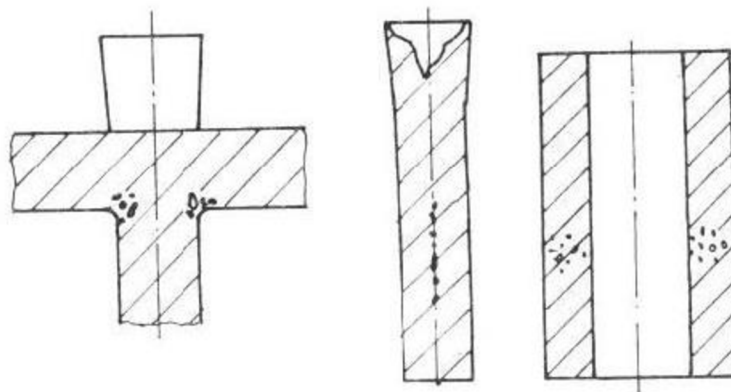
Pokud dojde ke smrštění materiálu nejen v nálitku, ale také v oblasti odlitku vznikne otevřená staženina. Povrch této vady je obvykle hrubě krystalický a zoxidovaný. Příčinou vzniku této vady je nevhodné nálitkování a vysoká teplota lití. Vhodnou volbou nálitku, dodržením technologií lití a kontrolou teploty a chemického složení tavby, lze otevřeným staženinám předejít. [29, 31]

Uzavřené staženiny

Jsou lokalizovány především v horních částech ingotů. Odvod tepla je závislý na tvaru formy a pro její stěny a hrany se liší. Takto skutečnost způsobuje nepravidelný tvar uzavřených staženin. Projevuje se zejména u odlitků o nevhodné konstrukci, či s nevhodným umístěním vtokové soustavy a nevyužitím chladítek. [29]

2.4.2.5 Řediny

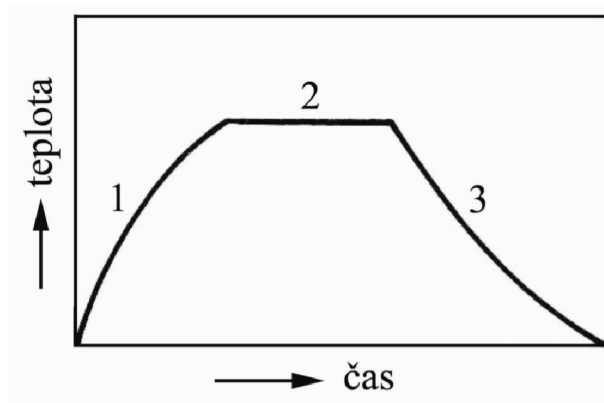
Jedná se o drobné nečistosti materiálu, póry a staženiny nacházející se pod primární staženinou. Mohou také vytvářet tenké kapiláry směřující až k povrchu odlitku. Jak je vidět na Obr. 20, vyskytují se v tepelném uzlu odlitku, kde se shlukují, popřípadě se formují do řetízků. Příčiny a zabránění vzniku těchto vad se shoduje s těmi pro staženiny. [21, 29]



Obrázek 20 – Řediny [29]

2.4.3 Tepelné zpracování ocelí

Vlivem nerovnoměrného tuhnutí a chladnutí oceli po odlití vzniká nežádoucí struktura materiálu. Mohou být také přítomná vnitřní napětí související s elastickou deformací mřížky. Aby bylo dosaženo požadovaných mechanických, technologických a jiných užitných vlastností provádí se proces tepelného zpracování. Na Obr. 21 je schematické znázornění jednoho cyklu tohoto procesu, kdy dochází k řízenému ohřevu materiálu, prodlevě na ní a postupnému ochlazování. Materiál je v celém průběhu tepelného zpracování v tuhém stavu. Materiál může být podroben i několika tepelným cyklům. Podle stability výsledné struktury tepelné zpracování dělí na žihání a kalení. [5, 6, 14, 23, 25, 37]



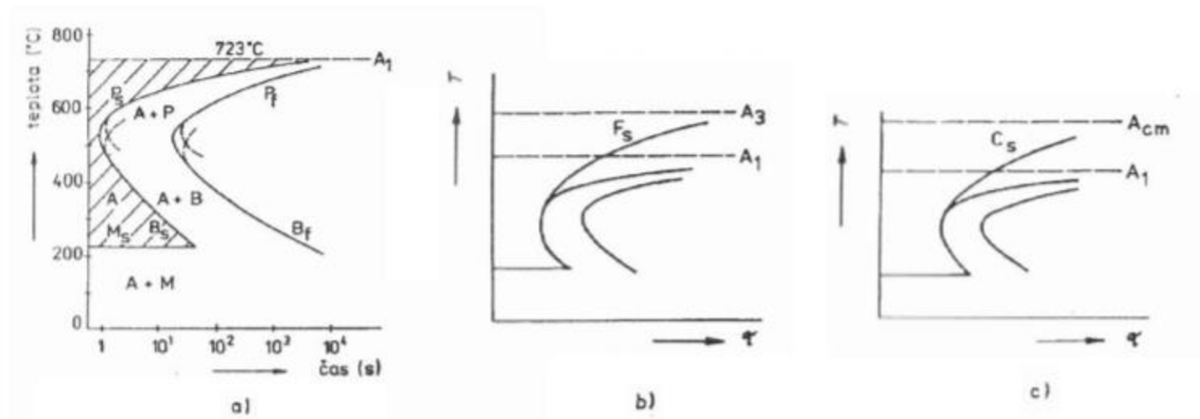
Obrázek 21 - Schéma tepelného zpracování

2.4.3.1 Transformační diagramy

Transformační diagramy mají v tepelném zpracování praktické využití, neboť zobrazují průběhy přeměn přechlazeného austenitu, ke kterým během tepelného zpracování dochází. S jejich pomocí je také možné proces tepelného zpracování optimalizovat. Diagramy vykreslují závislost fázových přeměn na teplotě a čase. Existují dva druhy transformačních diagramů. Prvním z nich jsou izotermické (IRA), které probíhají za konstantních teplot. Druhým pak anizotermické (ARA), kdy přeměna austenitu probíhá za různých rychlostí ochlazování. [6]

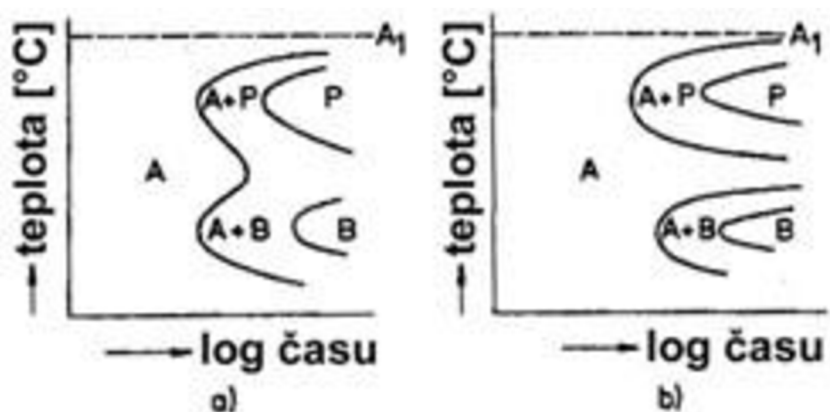
IRA diagramy

Popisují fázové přeměny v souřadnicích teplota-čas, probíhající při konstantní teplotě. Transformační křivky mají typicky tvar písmene C a vyjadřují počátek a konec příslušné přeměny. Vlevo od těchto křivek je počáteční struktura, tedy austenit a vpravo je pak struktura finální. Mezi křivkami pak postupně probíhá přeměna. [6]



Obrázek 22 - IRA diagramy pro eutektoidní; podeutektoidní a nadeutektoidní ocel [6]

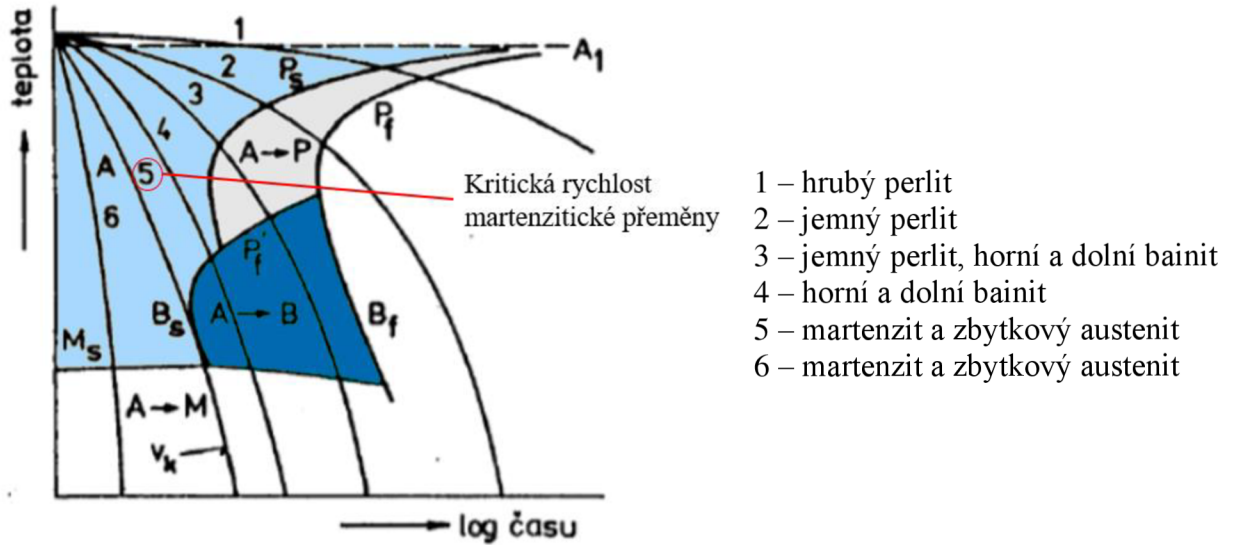
Diagramy jsou vždy vypracovány pro určité podmínky austenitizace a pro určitou ocel, o určitém chemickém složení. Právě chemické složení silně ovlivňuje tvar a polohu izotermických křivek. Na Obr. 23 jsou tyto změny transformačního diagramu zakresleny. Vlevo na obrázku je vidět posun křivek vpravo, což je způsobeno téměř všemi přísadami, kromě hliníku a kobaltu. Karbidotvorné prvky pak oddalují perlitickou a bainitickou oblast, jak je znázorněno na pravé části obrázku. [6]



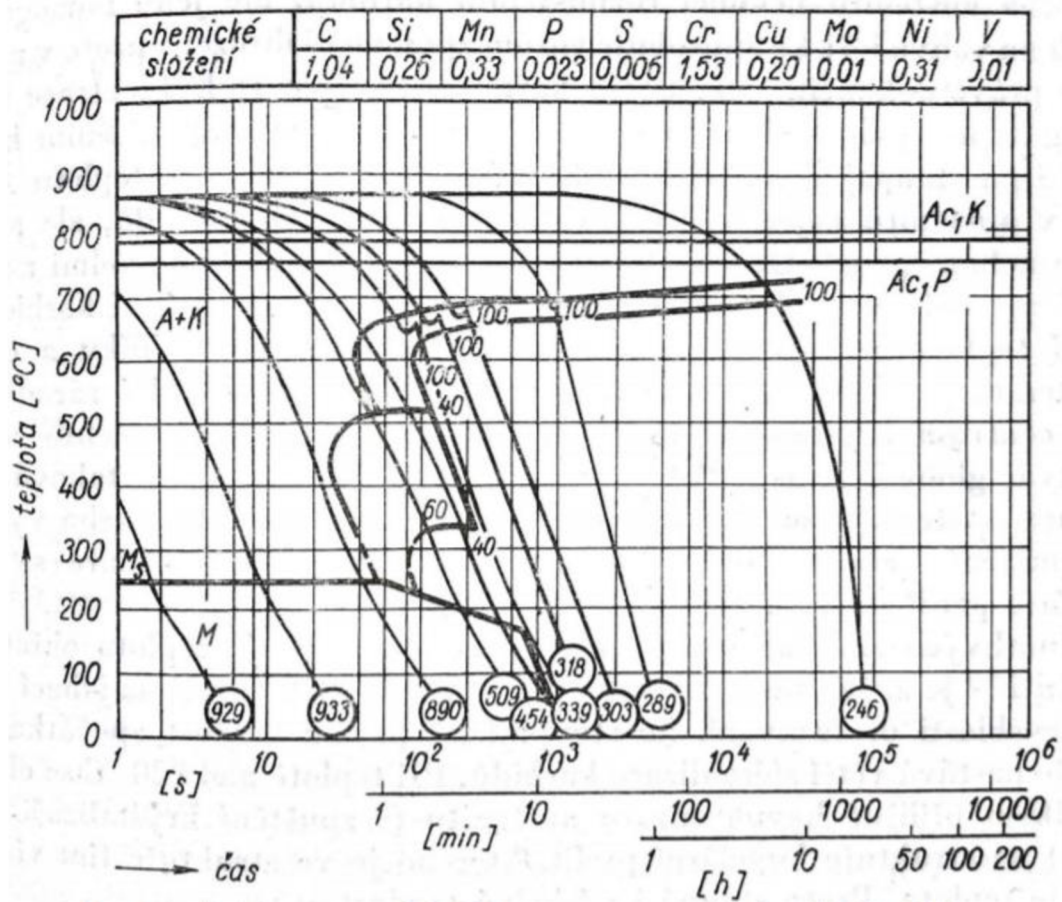
Obrázek 23 - Vliv chemického složení na tvar a polohu izotermických křivek [6]

ARA diagramy

ARA diagramy znázorňují přeměnu přechlazeného austenitu v jiné struktury za plynulého ochlazování. Tyto diagramy podléhají obdobným změnám v tvaru a poloze transformačních křivek jako v případě IRA diagramů. [6]



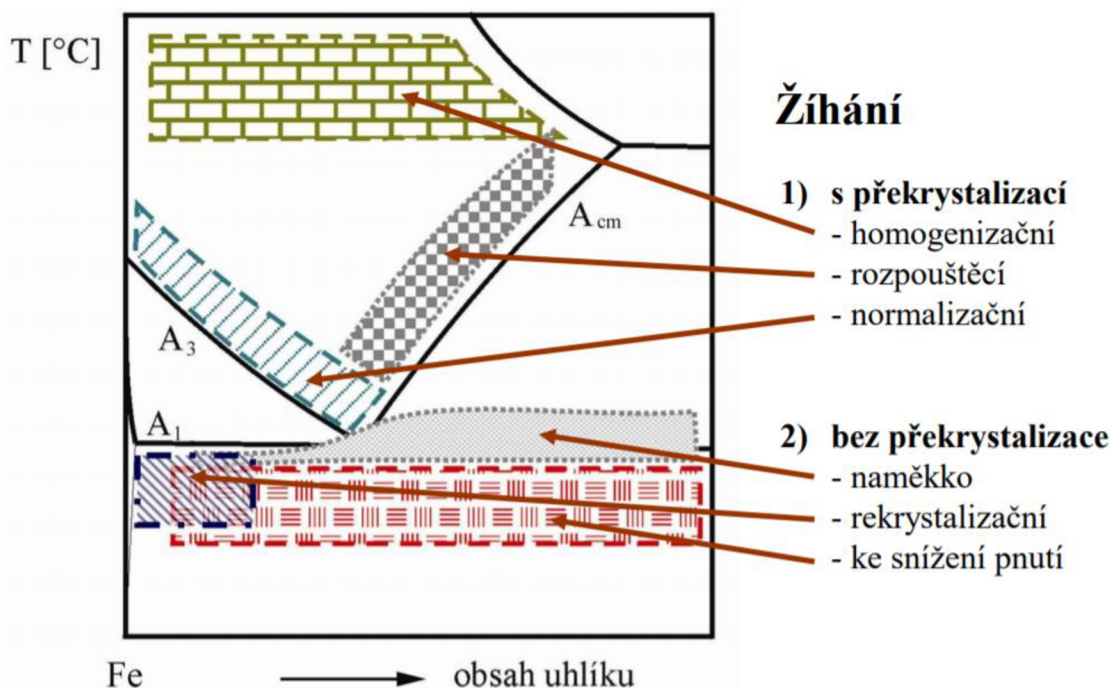
Obrázek 24 – Schematický ARA diagram [6]



Obrázek 25 - ARA diagram oceli 14 109 [38]

2.4.3.2 Žihání

Žihání nastává, jestliže ochlazování proběhne pozvolně, podkritickou rychlostí. Výsledkem tohoto procesu je stabilizace struktury. Provádí se s cílem vytvoření jemnozrnné struktury o dobré tvárnosti, houževnatosti a často i obrobitelnosti. Po dokončení žihání dosažena rovnovážná struktura. Jedná-li se o polymorfní materiály žihání se dělí na žihání s překrystalizací a bez ní, a to podle teploty procesu. U nepolymorfních materiálů lze žíhat pouze bez překrystalizace. Teploty pro jednotlivé druhy žihání jsou znázorněny na Obr. 26. [5, 6, 14, 37]



Obrázek 26 - Teploty žihání [14]

Žihání bez překrystalizace

U polymorfních materiálů se jedná o žihání, u kterého nedojde k přeměně struktury. Tato přeměna je dána teplotou, a proto je udržována pod teplotou A_1 . Dochází tak ke koagulaci a sferoidizaci karbidů, zotavení, rekrytalizaci nebo růstu feritických zrn a segregaci v tuhém stavu. [6]

Žihání ke snížení vnitřního pnutí

Zpracováním materiálů jako je například svařování, tváření za studena, nebo třískové opracování, dochází v jeho objemu k tvorbě vnitřních pnutí. Pro jejich odstranění je prováděn ohřev na teploty 500 až 650 °C. Aby se předešlo vzniku nového vnitřního pnutí je doporučováno ochlazovat ocel velmi pomalu, nejlépe nechat ocel v peci, až pomalu i s pecí vychladnou. [6, 37, 39, 40]

Rekrytalizační žihání

Provádí se po tváření za studena a jeho cílem je odstranění vyvolaného deformačního zpevnění a tím obnovení tvárných vlastností oceli. Rekrytalizačním žiháním lze také dosáhnout zjemnění zrna. U polymorfních ocelí je tento způsob žihání dosažen v teplotním intervalu 550 až 700 °C, u nepolymorfních feritických ocelí pak 800 °C a austenitických 1100 °C. [6, 37, 40]

Žihání na měkko

Žihání na měkko je obvykle prováděno před obráběním, aby došlo ke snížení opotřebení nástrojů. Probíhá při ohřevu na 650 až 720 °C a pomalým ochlazováním v peci. Ze strukturního hlediska se jedná o přeměnu lamelárního perlitu na globulární. Jedině při žihacích teplotách nad teplotou A_1 dochází také ke zjemnění struktury. Provádí se obvykle u ocelí s obsahem uhlíku vyšším než 0,4 %. [6, 37, 39, 40]

Žihání s překrystalizací

Žihání s překrystalizací je možné jen u polymorfních materiálů. Během tohoto procesu dochází k úplné nebo částečné austenitizaci, tedy přeměně výchozí feriticko-cementitické struktury na austenit. [6, 37]

Homogenizační žihání

Během tuhnutí odlitků a ingotů dochází v důsledku dendritické segregace ke vzniku chemicky heterogenní struktury. Homogenizační žihání se provádí ke snížení této nestejnorodosti, k čemuž je potřeba difuzních pochodů. Jejich průběh je tím účinnější, čím vyšší je teplota. Z tohoto důvodu se volí vysoká teplota, 1100 až 1250 °C, a dlouhé prodlevy. Avšak dlouhodobý vysokoteplotní ohřev má za následek snadnou oxidaci povrchů dílců a jejich oduhlíčení. Tomuto jevu lze zabránit použitím ochranné pecní atmosféry. Dochází také ke zhrubnutí zrna, které lze poté odstranit tvářením, nebo normalizací. [6, 37, 40]

Normalizační žihání

Normalizační žihání je aplikováno za účelem zrovnoměnění struktury a zjemnění zrna. Navíc slouží také k odstranění Widmannstättenovy struktury. Je vhodné zejména pro uhlíkové a nízkolegované oceli. Tento typ tepelného zpracování probíhá za teplot v rozmezí 30 až 50 °C nad teplotami A_3 a A_{cm} . Ochlazování pak probíhá pozvolna na vzduchu. [6, 14, 37, 39]

Izotermické žihání

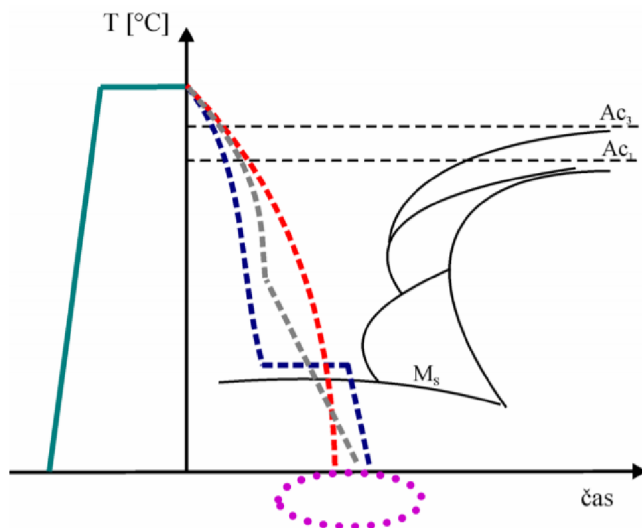
Podobně jako u žihání na měkko je cílem izotermického žihání zlepšení obrobitelnosti a jakosti žihaného materiálu. Výhodou tohoto typu je zkrácení doby žihání, kdy pro izotermický rozpad austenitu je nutné rychlé ochlazení po austenitizaci na teplotu 600 až 700 °C, následované výdrží na teplotě. Po ukončení překrystalizace je ocel ochlazována libovolnou rychlostí. Vhodný technologický postup izotermického žihání lze odečíst z IRA diagramu pro danou ocel a austenitizační teplotu. [6, 37, 39, 40]

2.4.3.3 Kalení

Kalení je proces tepelného zpracování, kdy dochází k ochlazení materiálu nadkritickou rychlostí z kalicí teploty. Výsledkem je nestabilní struktura oceli. K ochlazování jsou používány zejména tři prostředí – vzduch, olej a voda. I když voda poskytuje nejintenzivnější ochlazování, u složitějších součástí může dojít k jejich deformaci, v krajním případě k tvorbě trhlin. Výsledkem jsou zcela, nebo částečně nerovnovážné struktury, které vykazují vyšší tvrdost. Podle výsledné struktury se dělí na kalení martenzitické a bainitické. [6, 14, 37, 40]

Martenzitické kalení

Martenzitické kalení je nejčastější způsobem kalení. Pro vznik martenzitu je nezbytně nutné ochlazování nadkritickou rychlostí pod teplotu M_s a M_F , čímž se předejde difuznímu rozpadu austenitu a tím vzniku stabilních struktur. Ze strukturního hlediska však nedojde ke 100 % přeměně na martenzit, ale část objemu materiálu je tvořena zbytkovým austenitem. Nadeutektoidní oceli obsahují větší podíl zbytkového austenitu než oceli podeutektoidní, navíc také obsahují nerozpuštěný sekundární cementit, který zajišťuje vyšší odolnost proti opotřebení materiálu. Dělí se na nepřetržitě a přetržitě, do kterého se řadí kalení lomené, termální a kalení se zamrazováním. [6, 37]



Kalení

- nepřetržité (přímé)
- lomené
- termální
- se zmrazením

Obrázek 27 - Schéma procesů kalení [14]

Nepřetržité kalení

Jedná se o jednoduchý způsob kalení. Jak je zakresleno na Obr. 27, teplota oceli klesá plynule až pod teplotu M_s , kdy začíná martenzitická přeměna a teplotu M_f , kdy martenzitická přeměna končí. Jeho nevýhodou je však vysoká míra vnitřního napětí, která při tomto druhu kalení vzniká. [37]

Přetržité kalení

Přetržité kalení je žádoucí zejména u tvarově složitých a velkých součástek, u kterých existuje riziko praskání při nepřetržitém kalení. Nejprve tedy proběhne ochlazení materiálu nad teplotu M_s , aniž by došlo ke tvorbě bainitu, nebo martenzitu. Poté je materiál vložen do mírnějšího ochlazovacího prostředí a rychlost ochlazování je tak snížena. [37, 40]

Lomené kalení

Po vložení materiálu do mírnějšího kalícího prostředí dochází k plynulému poklesu teploty. Je tak docíleno snížení napětí. [37]

Termální kalení

Ocel je ochlazována kritickou rychlostí těsně nad teplotu M_s , poté následuje výdrž na této teplotě. Časová prodleva slouží k vyrovnání teploty v celém objemu oceli a tím ke snížení napětí. Po vyrovnání teploty následuje další ochlazování. Při tomto druhu kalení je nutné dodržovat technologický postup a zamezit tak bainitické přeměně. [37, 40]

Kalení se zmrazováním

Tímto způsobem kalení je materiál ochlazován pod teplotu M_f , obvykle se jedná o teploty -60 až -70 °C. Zamrazování se provádí u ocelí s vysokým podílem zbytkového austenitu, tedy ocelí s vysokým obsahem uhlíku, nebo ocelí obsahující austenitotvorné prvky. [37, 40]

Bainitické kalení

Stejně jako martenzitické kalení se i to bainitické dělí na nepřetržité a přetržité. Během nepřetržitého kalení vzniká bainit přeměnou austenitu plynulým ochlazováním podkritickou rychlostí. Druhým způsobem vzniku bainitu je izotermická přeměna austenitu. [37]

2.4.3.4 Popouštění

Po kalení jsou v materiálu přítomny nerovnovážní struktury, které jsou příčinou vysoké tvrdosti, ale také křehkosti materiálu a vnitřního napětí. Popouštěním, tedy ohřevem oceli pod teplotu A_1 , dojde k přeměně martenzitu a zbytkového austenitu na jiné struktury a k relaxaci vnitřního napětí. Průběh těchto změn je závislý na chemickém složení, teplotě a době popouštění. Je prováděno zpravidla ihned po kalení. Pro uhlíkové oceli o obsahu uhlíku vyšším než 0,25 hm. % je popouštění děleno na 4 stádia. Teplotní hranice jednotlivých stádií jsou pouze orientační, neboť jednotlivé pochody se mohou překrývat. [6, 37, 39, 40]

1. stádium popouštění (do asi 200 °C)

Během tohoto stádia dochází k přeměně martenzitu na nízkouhlíkový kubický martenzit a nerovnovážný karbid ϵ , dle rovnice 2.7.



Touto strukturní změnou dochází ke zmenšení měrného objemu. Ačkoliv dochází k poklesu tvrdosti martenzitu (přeměna tetragonálního martenzitu na kubický), dochází také k precipitaci nerovnovážných karbidů, což kompenzuje tento pokles. Celkově tak dochází pouze k mírnému snížení tvrdosti. [6]

2. stádium popouštění (200-300 °C)

Přeměnou zbytkového austenitu na feriticko-karbidickou směs může také ke změně tvrdosti, tedy jejího zmenšení, nebo v případě vysokého obsahu zbytkového austenitu k jejímu zvětšení. Toto stádium je také příčinou nárůstu měrného objemu a snížení vnitřního napětí. [6]

3. stádium popouštění (nad 300 °C)

Při teplotách nad 300 °C dochází k rozpadu nízkouhlíkového martenzitu na ferit a tvorbě cementitu, viz. rovnice 2.8.



Během tohoto stádia vzniká jemná feriticko-cementitická struktura, označovaná jako sorbit. Je také snížen obsah uhlíku v matici a tyčinkový ϵ karbid je přeměněn na globulární. Dochází také k rekrystalizaci. Vlivem těchto strukturních změn je snížena tvrdost a pevnost za současného zvýšení tvárnosti a houževnatosti. Dochází také ke snížení vnitřního napětí a zmenšení měrného objemu. [6]

4. stádium popouštění (nad 500 °C)

Jestliže dojde ke zvýšení teploty nad 500 °C, částice cementitu zhrubnou. U nízkolegovaných ocelí také dochází k obohacení cementitu o karbidotvorné prvky. V legovaných ocelích pak vznikají speciální karbidy, způsobující sekundární tvrdost. [6]

2.4.3.5 Zušlechťování

Zušlechťování je kombinace martenzitického kalení a vysokoteplotního popouštění. Provádí se pouze u ocelí se zaručeným chemickým složením. Výsledná ocel obsahuje jemně rozložený sorbit, který zajišťuje snížení tvrdosti zakaleného materiálu a značné zvýšení jeho houževnatosti. [37, 39, 40]

2.4.4 Kování válců

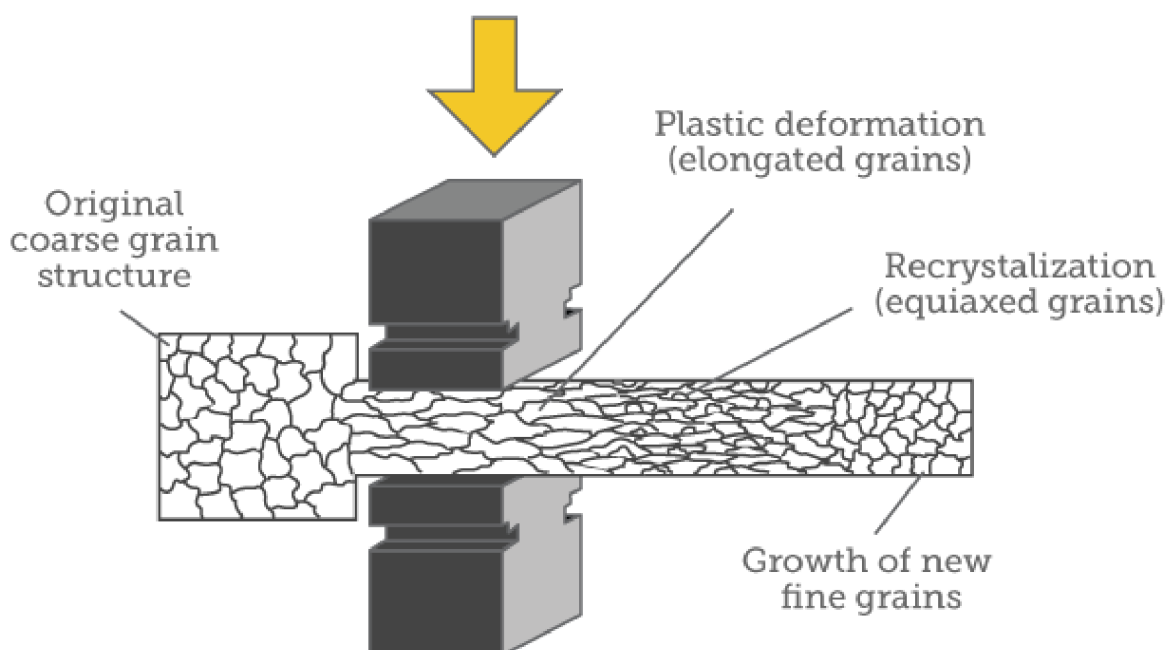
Kování je jedním z procesů objemového tváření materiálu, během kterého dochází vlivem vnějších sil ke změně tvaru součásti na požadované rozměry. Děje se tak, aniž by došlo k porušení celistvosti materiálu. Jak již bylo řečeno ingoty obvykle obsahují lící vady jako jsou dutiny, póry, trhliny a vykazují nestejnorodost chemického složení. Tvářením pak dojde ke zjemnění zrna, snížení nehomogenity vlastností, vhodné orientaci zrn vzhledem k zatížení a snížení vnitřního napětí. Tyto strukturální změny se navíc pozitivně projevují na mechanických vlastnostech jak je vidět v Tab. 5. [3–5, 16, 25, 39, 41, 42]

Tabulka 5 - Porovnání mechanických vlastností odlévaného a kovaného ocelového válce [5]

Mechanické vlastnosti	Odlévaný válec	Kovaný válec
Mez pevnosti v tahu [MPa]	621	965
Mez kluzu [MPa]	345	552
Prodloužení A [%]	6	15
Kontrakce Z [%]	8	30

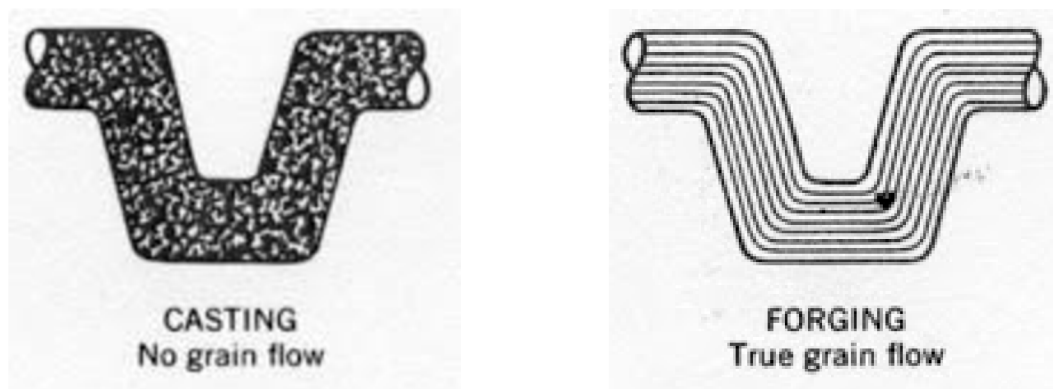
V průběhu kování je nutno vyvinout takovou deformační sílu, která překračuje mez kluzu tvářeného materiálu, ale je zároveň nižší než jeho mez pevnosti. Schopnost materiálu podrobit se takové plastické deformaci, aniž by došlo k jeho porušení je označována jako tvařitelnost. Ta je dána chemickým složením a strukturou materiálu. Výhodami tohoto způsobu tváření je minimální spotřeba materiálu, optimální přesnost výkovku, vysoká jakost tvářeného kovu, příznivý průběh vláken a ekonomie provozu. [3, 4, 16, 39, 43]

Během tváření obecně se objem materiálu deformuje deformací jednotlivých zrn ve směru hlavní deformace. Veškeré tvářecí procesy podléhají zákonu zachování objemu a vlastním tvářením dochází pouze ke změně tvaru součásti. Změna ve velikosti zrna je dosažena uzdravovacími procesy, během kterých se materiál brání dalšímu zpevňování vlivem tváření. Podle teploty se uzdravovací procesy dělí na zotavení a rekrystalizaci, přičemž k rekrystalizaci dochází za teplot vyšších než $0,4 \cdot T_{\text{tav}}$. Ke zjemnění zrna pak dochází vlivem opakované rekrystalizace. [4, 16, 42, 44]



Obrázek 28 - Změna tvaru a velikosti zrn oceli během kování [45]

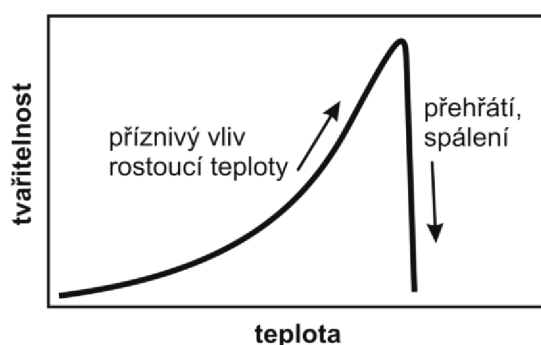
Po dynamické rekrytalizaci se zdeformovaná zrna změni na nová, jemnější a textura zmizí. Na hranicích těchto vláken jsou však nečistoty, které nepodléhají rekrytalizaci, nemění tedy svůj tvar. Tímto mechanismem vzniká v materiálu vláknitá struktura, která je na Obr. 29. Ovlivňuje mechanické vlastnosti. Nelze ji žádným způsobem odstranit, ale lze ji správně nasměrovat tak, aby neškodil, dokonce zlepšil mechanické vlastnosti. [4, 42, 46]



Obrázek 29 - Schematické porovnání struktury po odlití a po kování [46]

Pokud ocel obsahuje částice blokující skluzové systémy plastické deformace, nebo má výraznou dendritickou strukturu, dochází ke snížení tvařitelnosti. Přítomnost vměstků má na tvařitelnost také negativní účinek, protože vměstky mají nízkou soudržnost s matricí a odlišné mechanické vlastnosti a často působí jako iniciátor vzniku trhlin. Vměstky o nízké teplotě tavení také mohou způsobit křehkost za červeného žáru. Míra jejich vlivu je závislá na jejich chemickém složení, množství, morfologii a rozložení. Nejméně jsou škodlivé kulovité vměstky o vysoké teplotě tavení rovnoměrně rozložené v matrici. Naopak vměstky vyloučené v podobě síťoví po hranicích zrn o nízké teplotě tavení jsou považovány jako nejškodlivější. [16]

Teplota je velmi důležitým parametrem tvářecího procesu, který je možné nastavit. Na Obr. 31 je vyobrazena závislost tvařitelnosti na teplotě, kde s rostoucí teplotou tvařitelnost roste, protože dochází ke zvýšení pohyblivosti dislokací, zrychluje se difuze a uzdravovací procesy, kterými dochází ke zjemnění zrna. Ve většině případů tak dochází ke tváření za tepla, tedy za teploty vyšší, než je teplota rekrytalizace. Kování konkrétně probíhá v oblasti teploty austenitu. Jak je vidět z Obr. 30 teplotu nelze s pozitivním účinkem zvyšovat neomezeně, po překročení optimální teploty dojde k prudkému poklesu tvařitelnosti. Může pak dojít k přehřátí, nebo za vyšších teplot ke spálení oceli. Jestliže nastane přehřátí, dojde k abnormálnímu zhrubnutí zrna a hrozí riziko interkrystalického lomu. Při spálení dochází k natavení hranic zrn a při plastické deformaci se materiál rozdrolí na jednotlivá zrna. [5, 16, 39]



Obrázek 30 - Vliv teploty na tvařitelnost [16]

3 Cíle práce

V rámci řešení projektu TN 1000071/02-VV „Tlustostěnný výkovek bez centrálních vad“ bylo účelné vyhodnotit porozitu, čistotu a strukturu a následně i mechanické vlastnosti v podhlavové části ingotu z oceli 8Cr3MoV (EOP+ LF+ VD), a to v závislosti na vzdálenosti od jeho podélné osy.

Analogické rozborů bylo třeba provést na laboratorní hřídeli pro jednotlivé její segmenty s odstupňovanou redukcí a na dalším segmentu hřídele s dodatečnou kalibrací. Konkrétními cíli DP bylo:

- seznámit se s problematikou výroby válců pro válcování za tepla, s důrazem na ocel 8Cr3MoV;
- provést část výše uvedených strukturních rozborů a zkompletovat veškeré výsledky uvedených analýz;
- vyhodnotit vliv vzdálenosti od osy ingotu na strukturu a mechanické vlastnosti;
- vyhodnotit stupeň redukce laboratorní hřídele na strukturu a mechanické vlastnosti, detailní pozornost věnovat výskytu trhlin a strukturních nehomogenit v jednotlivých segmentech laboratorní hřídele;
- porovnat mechanické vlastnosti a strukturu ingotu a výkovku.

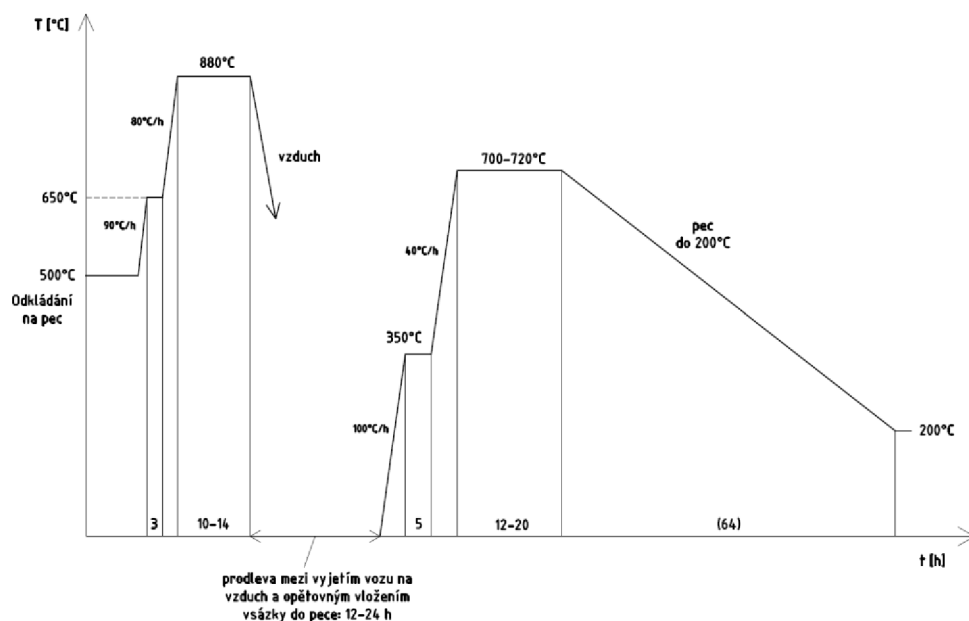
4 Experimentální materiál a metody

4.1 Experimentální materiál

Veškerý experimentální materiál ve formě tepelně zpracovaných výřezů z ingotu a z osazené hřídele byl poskytnut firmou ŽĐAS, a.s. v rámci řešení projektu NCK.

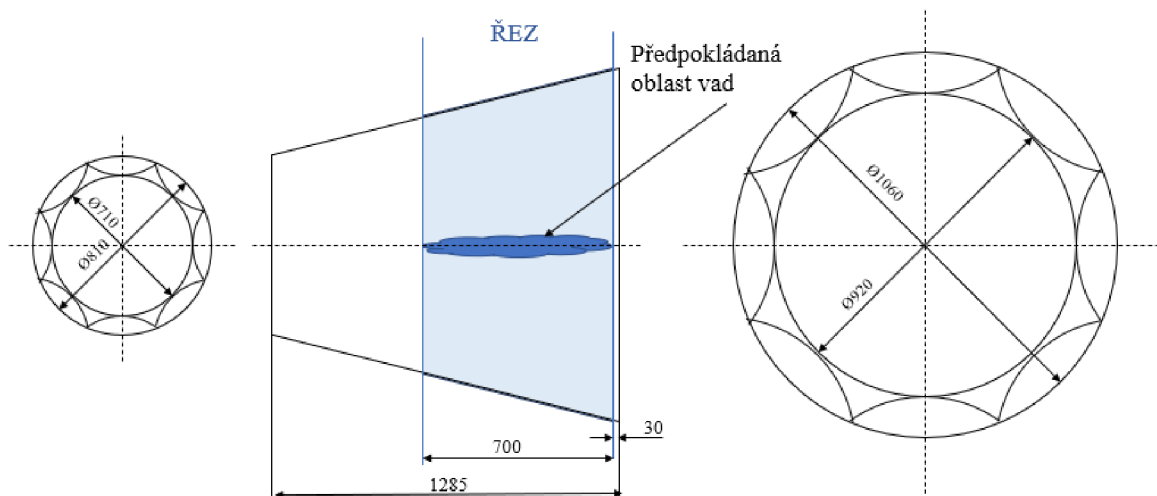
Ingot byl vyroben z oceli 8Cr3MoV.

Ocel byla natavena v elektrické obloukové peci, po které následovalo mimopecní zpracování v pánvové peci (LF) včetně vakuového odplynění (VO). Jednalo se o tavbu číslo 62 288. Z této oceli byl odlit ingot 8K7,2 o hmotnosti 6 800 kg. Ingot i hřídele a kotouč 6 byly tepelně zpracovány normalizací za teploty 880 °C, s následným ochlazením na vzduchu a žiháním při 720 °C s ochlazením v chladnoucí peci. Postup tepelného zpracování je na Obr. 31.



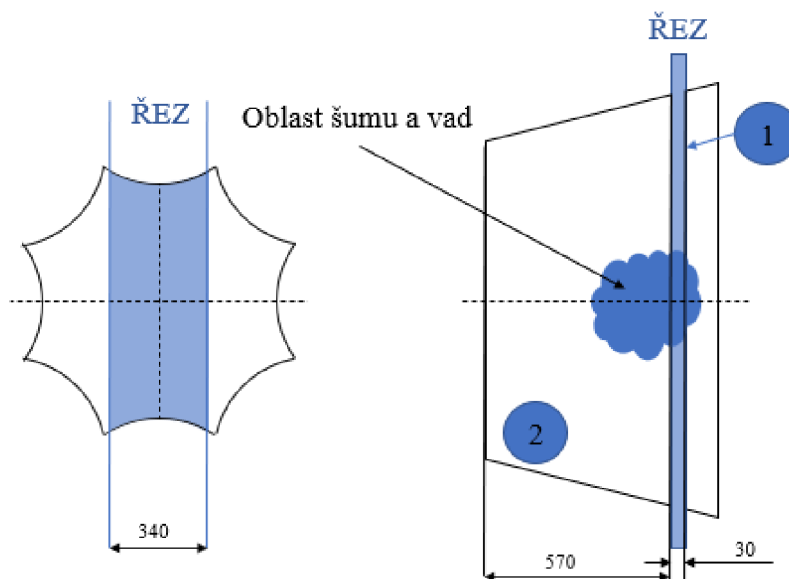
Obrázek 31 - Tepelné zpracování

Výsledná podoba ingotu je zobrazena na Obr. 32.



Obrázek 32 - Schematické znázornění ingotu 8K7,2

Z něj pak byla dále firmou ŽĐAS oddělena modře vyznačená část, která je zakreslena na Obr. 33.

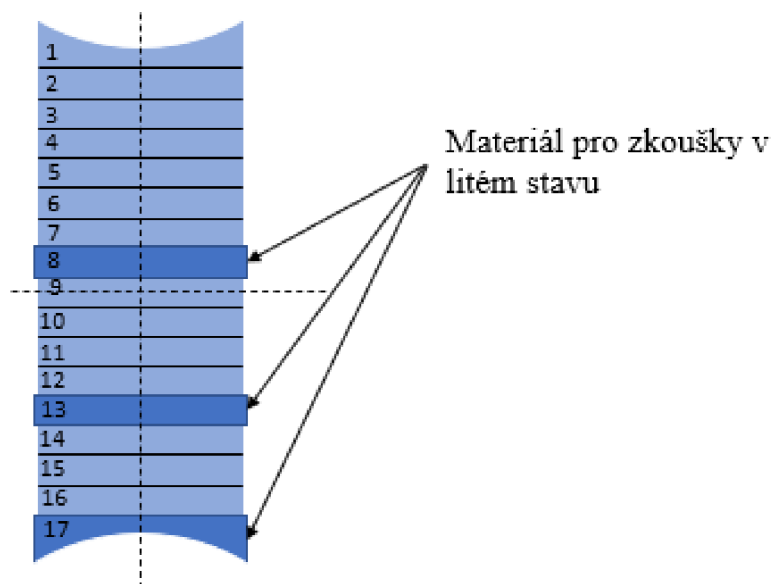


Obrázek 33 - Schematické znázornění řezu ingotu

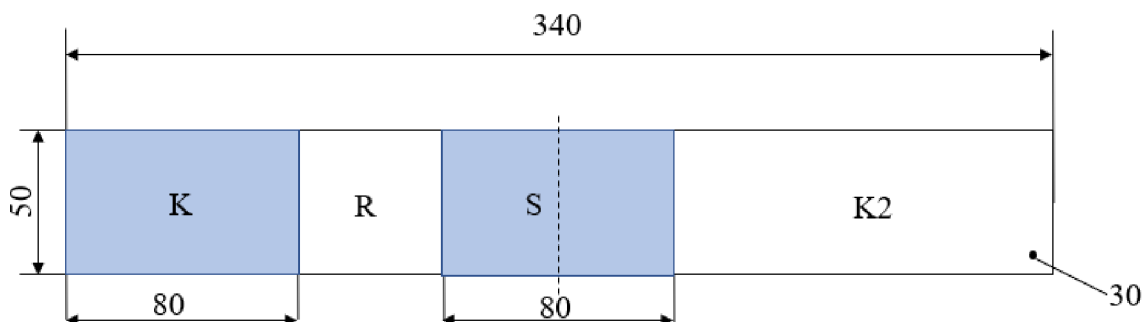
Tento výřez byl dále rozdělen na 2 oblasti. Oblast 1 sloužila pro zkoušky v litém stavu a oblast 2 pro výkovek osazené hřídele a následně pro zkoušky ve stavu tvářeném.

4.1.1 Materiál pro zkoušky v litém stavu

Obr. 34 ukazuje následný odběr vzorků z oblasti 1. Výřezy 8,13 a 17, byly dále podrobeny hodnocení struktury a mechanických vlastností Ústavem materiálových věd a inženýrství, jak je ukázáno na Obr. 35.

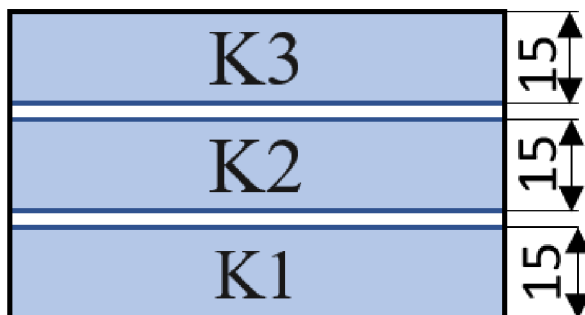


Obrázek 34 - Materiál pro zkoušky v litém stavu, použity výřezy 8, 13 a 17



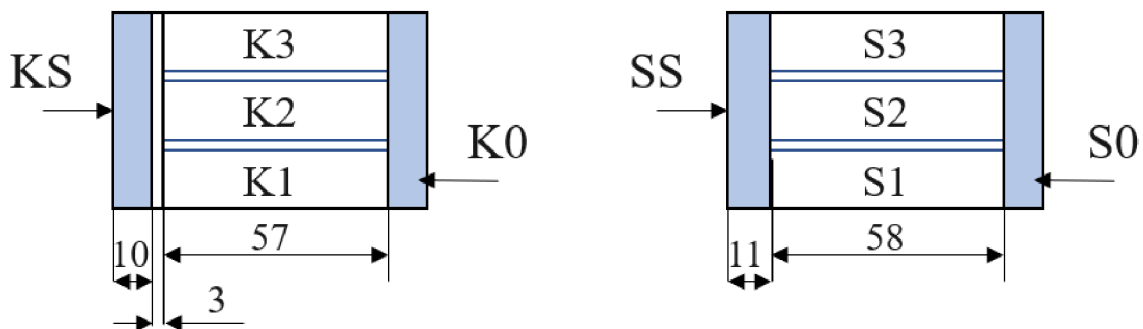
Obrázek 35 - Rozvržení materiálu pro zkoušky v litém stavu

Hranol R byl použit pro určení chemického složení a pro zkoušky byly použity hranoly K a S, které byly dále podélně rozřezány za vzniku dvou menších hranolů A (Obr. 36) a B (Obr. 37) o rozměrech 50x15x80 mm.



Obrázek 36 - Hranol A

Výřezy K1 a K2 byly použity pro tahovou zkoušku za pokojové teploty (20 °C) a výřez K3 pro tahovou zkoušku za teploty 900 °C.

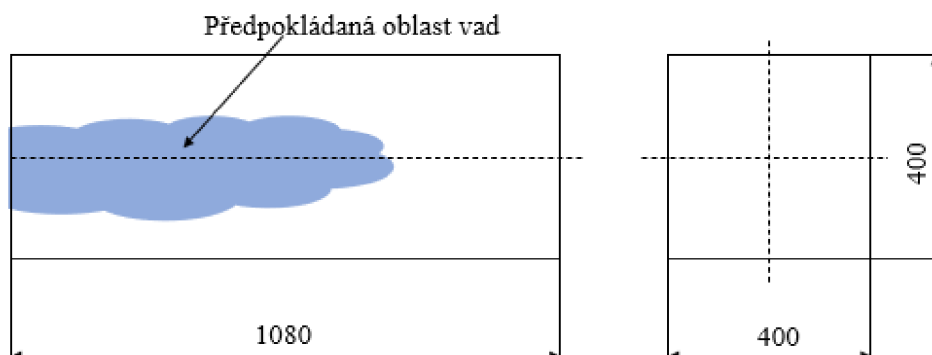


Obrázek 37 - Hranol B

Výřezy K1, K2, K3, S1, S2 a S3 byly použity pro zkoušku rázem v ohybu. Hranoly KS a SS byly využity pro metalografii a K0 a S0 tvořily odpad.

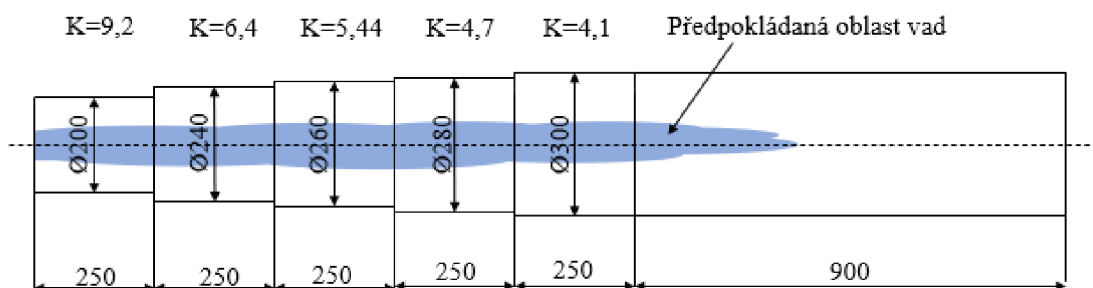
4.1.2 Materiál pro zkoušky v tvářeném stavu

Oblast 2 (Obr. 33) byla překována na hranol o rozměrech 400x400x1080 mm, který je na Obr. 38.



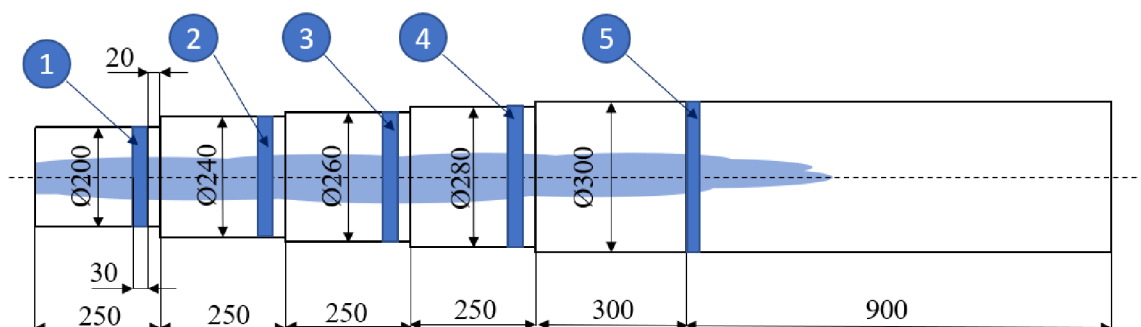
Obrázek 38 - Překovaný polotovár

Tento kvadrát byl dále překován na osazenou hřídel, viz. Obr. 39, kde K značí stupeň přetvoření.



Obrázek 39 - Překování kvadrátu na osazenou hřídel

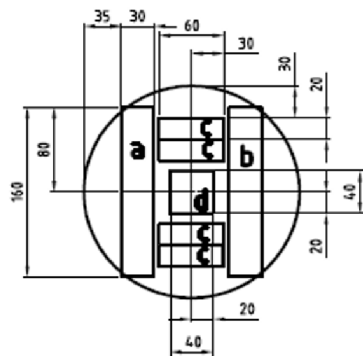
Z hřídele byly vyřezány kotouče 1-5, dle Obr. 40. Část hřídele o průměru 280 mm byla překována na průměr 270 mm se stupněm prokování 1,1, z tohoto hřídele byl vyříznut kotouč 6.



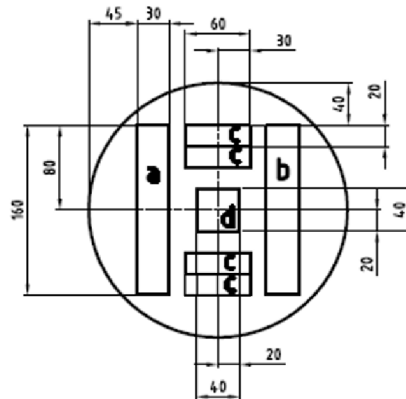
Obrázek 40 - Separace kotoučů 1-5 z osazené hřídele

Kotouče jsou na Obr. 41, 42 a 43. Mají tloušťku 30 mm. Na každém z kotoučů byly provedeny dvě tahové zkoušky na vzorcích označených a (pokojová teplota) a b (teplota 900 °C). Ze 4 polotovarů c byly provedeny zkoušky rázem v ohybu a vzorek d byl použit pro vyhodnocení mikrostruktury, mikročistoty a porozity.

1 - D200 mm

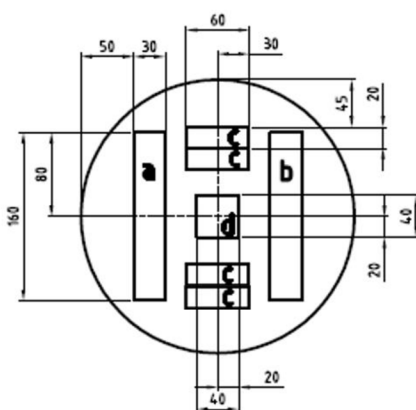


2 - D240 mm

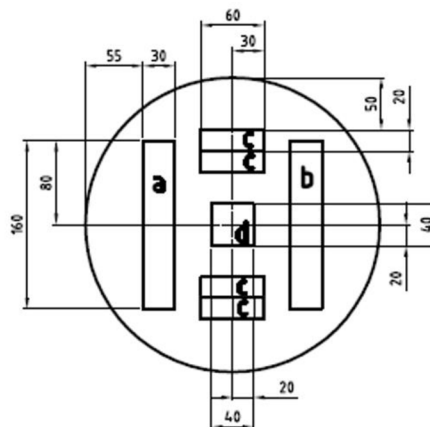


Obrázek 41 - Vzorky z kotoučů; poskytnuto firmou ŽĐAS, a. s.

3 - D260 mm

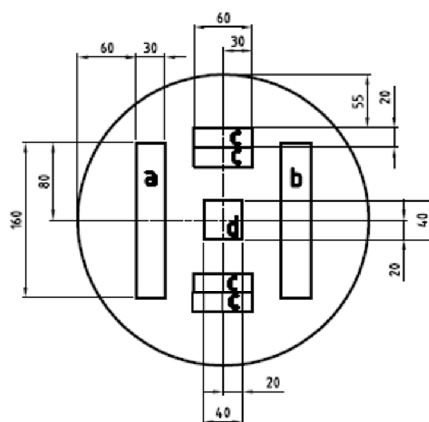


4 - D280 mm



Obrázek 42 - Vzorky z kotoučů; poskytnuto firmou ŽĐAS, a. s.

5 - D300 mm



Obrázek 43 - Vzorky z kotoučů; poskytnuto firmou ŽĐAS, a. s.

4.2 Experimentální metody

4.2.1 Chemické složení.

Chemické složení bylo stanoveno s využitím přístroje Spectrumat GDS 750.

4.2.2 Metalografie

Hranoly KS a SS z výřezů 8, 13 a 17 a hranoly „d“ z výřezů 1 až 6 byly rozřezány na řezače Discotom 2 na rozměry vhodné pro zalisování do „puků“, které byly zhotoveny na automatickém lisu OPAL X-PRESS ATM. Jednotlivé pukly byly následně označeny rytcem DREMEL. Plochy výbrusů byly připraveny broušením a leštěním pomocí brusky Pedemin Struers 2. Broušení bylo provedeno na metalografických papírech o zrnitosti 500 až 4000. Leštění pak probíhalo pomocí diamantových past na podložkách 3 μm s pastou D2 a 1 μm s pastou D0,7.

Tyto plochy byly poté studovány a dokumentovány s využitím metalografických mikroskopů Olympus 6X51 a AX10 Axio Zeiss. Materiál v nenaleptaném stavu byl vyhodnocován z hlediska porozity a čistoty.

4.2.2.1 Čistota

S ohledem na značnou porozitu materiálu nebyla hodnocena mikročistota, ale byly analyzovány pouze typy vyskytujících se vměstků. Jejich chemické složení bylo stanoveno pomocí rastrovacího elektronového mikroskopu (REM) XL30 Philips, který je vybaven také energiově disperzním spektrometrem (EDS) Oxford.

4.2.2.2 Porozita

Porozita byla zkoumána pomocí obrazové analýzy, kdy byl využit metalografický mikroskop Olympus 6X51. Snímky byly dále vyhodnoceny pomocí softwaru ImageJ. Tento software pracuje s pixely, proto bylo nejprve nutné pozorovanou plochu v pixelech² přepočítat na mm^2 , a to pomocí měřítka. To bylo u všech vzorků 200 μm . Pomocí programu byla zjištěna jeho odpovídající délka v pixelech, která byla 320 pixelů. Rozlišení všech snímků bylo 2560x1920 pixelů. Celková plocha snímku tedy byla 1,92 mm^2 . ImageJ analýzou pak byla zjištěna plošná porozita jednotlivých snímků. Postup výpočtu je ukázán na Obr. 44 a v Tab. 6.



Obrázek 44 - Výpočet plochy pórů programem ImageJ

Tabulka 6 - Výpočet plochy pórů

Vzorek	Plošná porozita [%]	Zkoumaná plocha [mm ²]	Průměrná plošná porozita [%]	Celková zkoumaná plocha [mm ²]
13SS2	0,289	1,92	0,55±0,64	17,28
	0,181	1,92		
	0,274	1,92		
	0,792	1,92		
	2,293	1,92		
	0,38	1,92		
	0,108	1,92		
	0,297	1,92		
	0,346	1,92		

4.2.2.3 Mikrostruktura

Mikrostruktura byla vyvolána použitím 5 % Nitalu. Snímky byly pořízeny metalografickým mikroskopem Olympus 6X51 a AX10 Axio Zeiss.

4.2.3 Mechanické zkoušky

4.2.3.1 Tvrdost

Zkouška tvrdosti byla provedena podle Brinella-dle ČSN EN ISO 6506-1, přičemž bylo použito tvrdoměru HBE fy LECO. Konkrétně byla použita indentační kulička ze slinutého karbidu o průměru 10 mm, která byla do zkušebního materiálu vtlačována silou 3000 kp po dobu 10 sekund, jednalo se tedy o nejběžnější parametry používané při tomto typu zkoušky tvrdosti-HBW.

4.2.3.2 Zkouška rázem v ohybu

Houževnatost byla zjištěna na zařízení PsD 300/150, kdy byly provedeny zkoušky rázem v ohybu podle normy ČSN ISO 148-1. Tělesa, na kterých byla houževnatost měřena, obsahovala V vrub. Zkoušky byly provedeny za pokojové teploty.

4.2.3.3 Zkouška tahem

Zkušební tělesa byla vyrobena dle DIN 50 125, form B 8x400 mm. Zkoušky tahem byly provedeny jak při pokojové teplotě, tak při teplotě 900 °C, a to na stroji ZWICK/ROELL Z 250, Load Cell 150 kN. Zkoušky tahem při pokojové teplotě byly provedeny dle normy ČSN EN ISO 6892-1 za použití extenzometru Multi Xtens. Při vyšší teplotě byl použit extenzometr MAYTEC.

4.2.4 Fraktografie

Fraktografický rozbor byl proveden na lomových plochách těch vzorků, které ukazovaly extrémní hodnoty některé z hodnot mechanických vlastností. K fraktografickým a strukturálním rozborům byly využity REM XL30 Philips a Ultra Plus Zeiss, přičemž oba mikroskopy jsou vybaveny EDS.

5 Výsledky experimentálních prací

5.1 Chemické složení

Chemické složení bylo stanoveno na výřezech 8, 13 a 17, které jsou schematicky vyobrazeny na Obr. 34. Přesněji bylo stanoveno z oblasti R, která je na Obr. 35, kde je zaznačeno rozdělení jednotlivých výřezů.

Tabulka 7 - Chemické složení oceli 8Cr3MoV [hm. %]

Výřez	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Al	Fe
8	0,80	0,23	0,23	0,008	0,003	3,20	0,19	0,20	0,10	0,009	Rest
13	0,84	0,24	0,23	0,008	0,003	3,22	0,19	0,21	0,10	0,008	Rest
17	0,82	0,23	0,23	0,008	0,004	3,24	0,19	0,22	0,10	0,009	Rest

Z Tab. 7 vyplývá, že segregace není závislá na vzdálenosti od středu ingotu. Chemické složení vykazuje pouze malé odchylky.

5.2 Metalografie

Na metalografických výbrusech bylo analyzováno chemické složení přítomných vměstků, porozita a mikrostruktura.

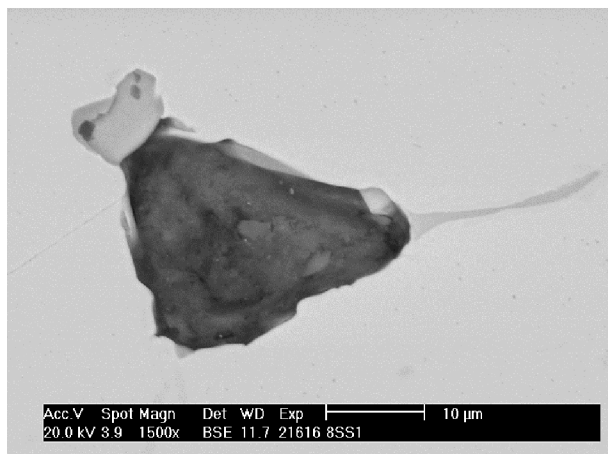
5.2.1 Typy vměstků

Pro stanovení chemického složení vměstků bylo využito vzorků 8SS litého stavu materiálu. Tyto vzorky (puky) byly nauhličeny, aby nedocházelo k jejich nabíjení. Výsledky analýzy metodou EDS jsou uvedeny v Tab. 8. Pro typické případy vměstků je tabulka doplněna o obrazovou dokumentaci na Obr. 45-50.

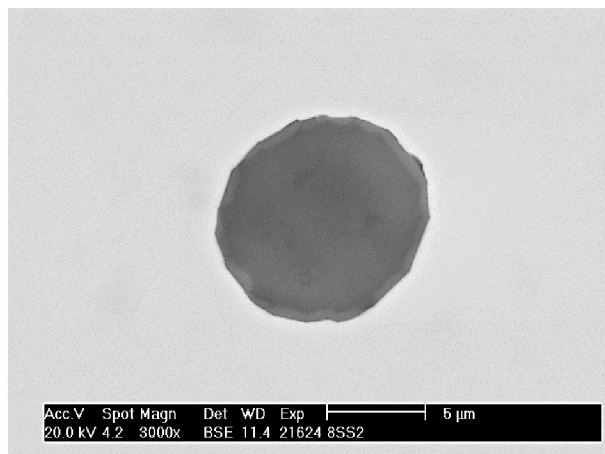
Pomocí chemického složení vměstků a vyhodnocení jejich morfologie bylo zjištěno, že převládajícím typem vměstků jsou oxidy na bázi hliníku a hořčíku, kdy obsah hliníku je asi 30 %, obsah hořčíku je 10 % a tyto vměstky dále obsahují křemík, sodík a vápník. Tento typ vměstků je většinou obalen tenkou vrstvou sulfidů manganu, popřípadě vápníku. Jedná se o tzv. typ Ib vměstků a je na Obr. 46 a 49. Velikost těchto vměstků je ve většině pozorování pod 10 μm , ojediněle se pak vyskytují ve velikosti až 30 μm .

V podstatně menším množství se vyskytují sulfidy manganu, které jsou II. nebo III. typu. Vměstky II. typu jsou většinou vázány na mikrořediny a jsou na Obr. 45. Sulfidy III. typu se vyskytují nahodile. Na Obr. 48 je sulfidický vměstek III. typu s oxidovým jádrem, kdežto na Obr. 47 je tento vměstek bez oxidového jádra.

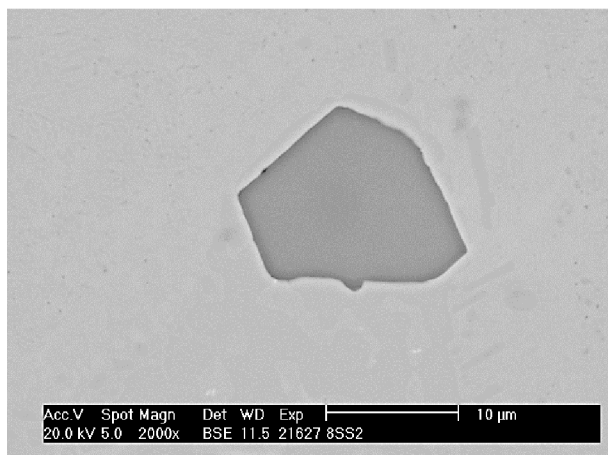
Dalšími vyskytujícími se vměstky jsou nitridy na bázi titanu, vanadu a chromu, které jsou vyobrazeny na Obr. 50.



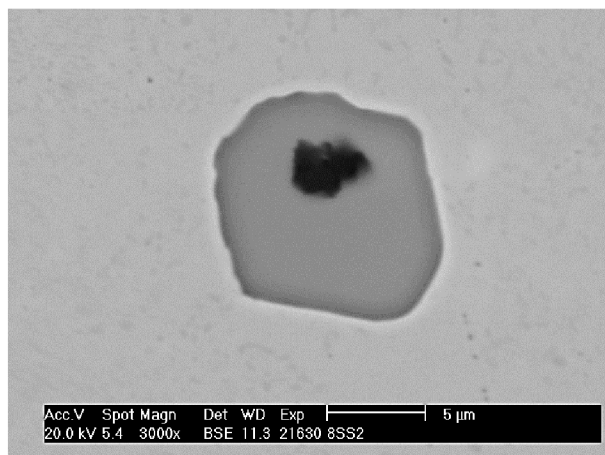
Obrázek 45 - 21616



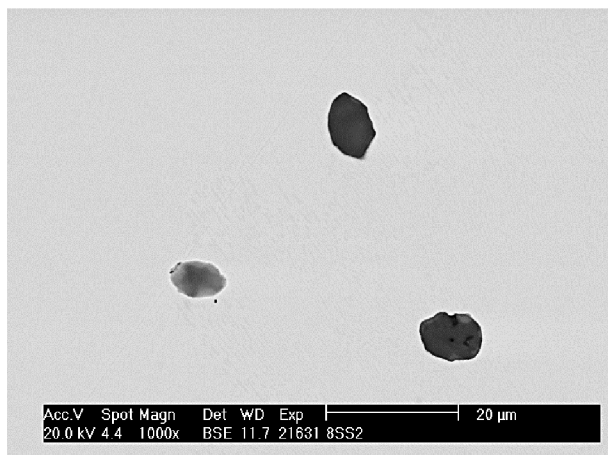
Obrázek 46 - 21624



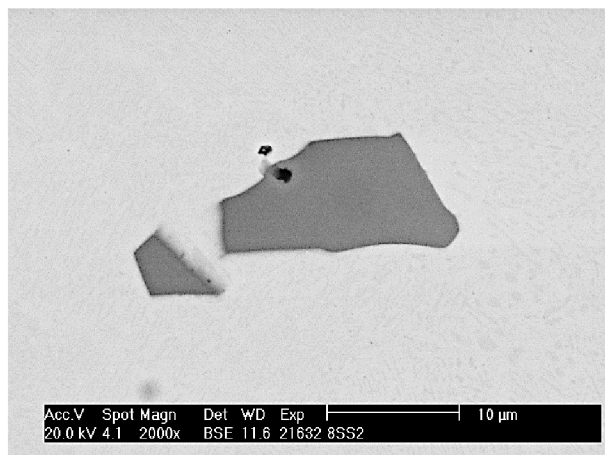
Obrázek 47 - 21627



Obrázek 48 - 21630



Obrázek 49 - 21631



Obrázek 50 - 21632

Z analýzy je zřejmé, že ocel je relativně čistá, avšak obsahuje shluky drobných oxidů.

Tabulka 8 - Výsledky EDS analýz chemického složení vrněstků [at. %]

Vzorek		Místo	Analýza	S	Ti	V	Cr	Mn	Mo	Fe	O	Mg	Al	Ca	Na	K	C	Si
8SS1	21613	2	Bodová	48,0	1,9	1,5	0,7	48,0	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
	21613	3	Bodová	-	54,4	33,8	6,1	0,1	2,8	2,8	-	-	-	-	-	-	-	-
	21614	4	Bodová	2,1	-	-	0,4	0,5	-	4,0	48,0	13,4	30,2	1,4	-	-	-	-
	21615	5	Bodová	1,6	-	-	0,5	0,9	-	3,7	41,5	8,0	38,6	1,1	1,5	2,4	-	-
	21616	6	Bodová	3,1	6,5	3,9	2,9	2,2	-	4,0	53,2	3,8	20,5	-	-	-	-	-
	21616	7	Bodová	48,9	-	-	2,5	45,5	-	3,0	-	-	-	-	-	-	-	-
	21616	8	Bodová	0,2	-	-	0,6	0,1	-	12,1	11,1	-	-	0,4	-	-	75,23	0,2
	21617	9	Plošná	1,6	-	-	-	-	-	1,9	50,9	8,3	27,1	7,1	0,8	0,3	-	1,9
	21618	10	Plošná	0,3	-	-	-	-	-	0,8	51,7	9,8	28,3	6,1	0,9	0,3	-	1,8
	21619	11	Bodová	1,9	-	-	0,5	0,5	-	2,8	50,1	7,1	29,0	1,9	1,6	2,1	-	2,6
	21620	12	Bodová	-	62,3	26,2	6,8	-	2,8	1,9	-	-	-	-	-	-	-	-
	21620	13	Bodová	-	-	3,5	37,5	1,9	-	57,1	-	-	-	-	-	-	-	-
	21622	14	Plošná	0,2	-	-	0,5	-	-	13,3	19,0	-	0,4	1,7	-	-	64,51	0,2
	21622	16	Bodová	-	-	-	-	-	-	0,4	50,0	1,4	26,2	17,9	-	-	-	4,1
8SS2	21623	1	Bodová	0,8	-	-	0,5	-	-	10,3	44,6	12,3	30,6	0,7	-	0,3	-	-
	21624	2	Bodová	-	-	-	-	0,3	-	0,5	50,7	12,3	31,3	2,0	1,0	0,3	-	1,8
	21624	3	Bodová	15,7	-	-	2,2	-	-	21,8	22,5	-	12,3	22,5	-	0,9	-	2,1
	21625	4	Bodová	3,1	-	-	0,6	-	-	11,9	43,6	9,6	24,9	4,3	-	0,2	-	1,8
	21626	5	Bodová	2,2	-	-	-	-	-	1,5	49,9	3,3	25	16,9	-	-	-	2,6
	21626	6	Plošná	0,3	-	-	0,4	-	-	8,2	43,3	7,9	26,8	9,0	1,5	0,5	-	2
	21627	7	Bodová	50,1	-	-	3,5	46,5	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
	21628	8	Bodová	-	-	3,9	31,9	1,8	6,9	55,6	-	-	-	-	-	-	-	-
	21628	9	Bodová	-	-	3,6	34,5	0,6	3,9	57,4	-	-	-	-	-	-	-	-
	21630	10	Bodová	49,5	-	-	4,7	43,5	-	-	-	-	-	2,4	-	-	-	-
	21630	11	Bodová	26,6	-	-	2,4	22,2	-	-	28,5	3,3	15,2	1,1	-	0,7	-	-
	21631	12	Bodová	8,5	-	-	0,9	0,5	-	24,2	31,9	2,9	17,0	10,5	1,9	0,5	-	1,4
	21631	13	Bodová	1,0	-	-	-	0,4	-	2,7	46,8	8,7	31,0	5,5	1,2	0,5	-	2,4
	21631	14	Bodová	1,5	-	-	-	0,4	-	2,1	49,3	9,5	30,9	2,7	1,2	0,5	-	2,0

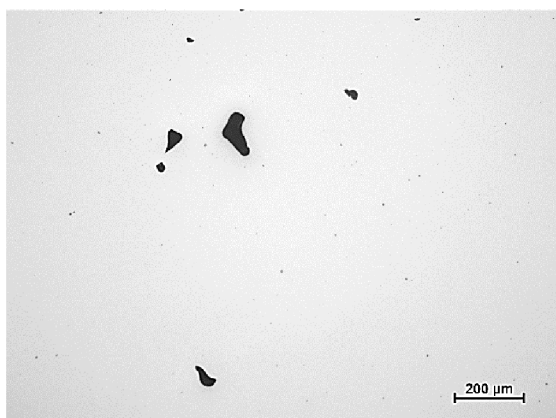
5.2.2 Porozita

5.2.2.1 Porozita litého stavu

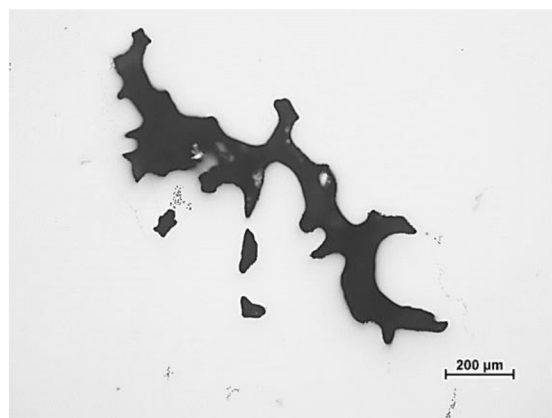
Vyhodnocení plošné porozity je uvedeno v Tab. 9. Tato tabulka dále kromě velikosti hodnocených ploch obsahuje také odkazy na obrázky dokumentující morfologii pórů.

Tabulka 9 - Hodnocení porozity litého stavu

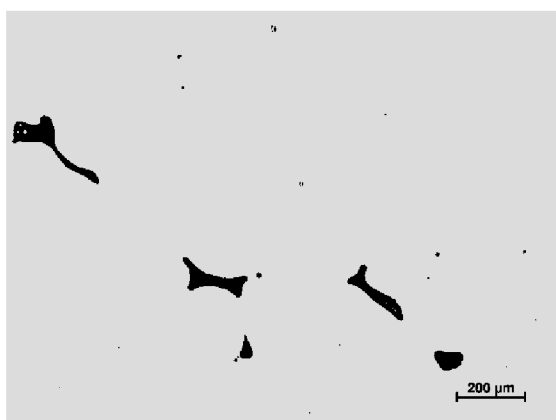
Označení vzorku	Hodnocená plocha [mm ²]	Plošná porozita [%]	Morfologie pórů
8KS1	5,76	0,65	
8KS2	5,76	0,67	Typický tvar ředin – Obr. 51
8SS1	13,44	5,18	Největší staženina, délka 1,2 mm – Obr. 52
8SS2	11,52	1,48	
13KS1	46,08	0,38	Shluk ředin – Obr. 53
13KS2	38,4	0,23	
13SS1	24,96	0,41	Shluk ředin, typicky mezi dendrity – Obr. 54
13SS2	17,28	0,54	
17KS1	48	0,37	
17KS2	42,24	0,36	Obr. 55
17SS1	49,92	0,84	Obr. 56
17SS2	24,96	0,41	



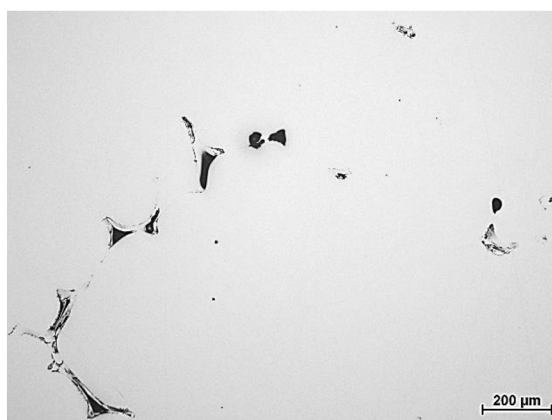
Obrázek 51



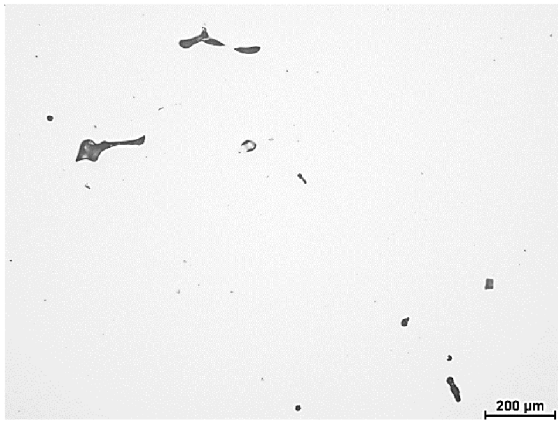
Obrázek 52



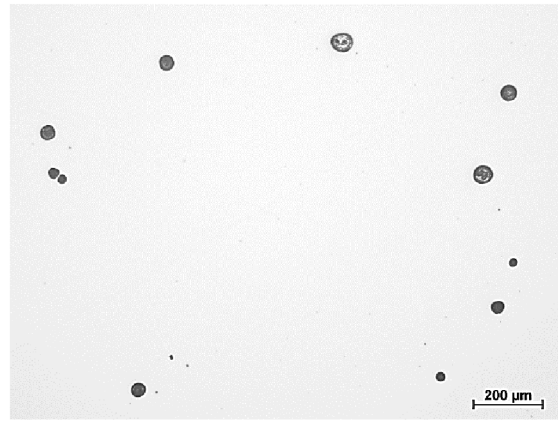
Obrázek 53



Obrázek 54



Obrázek 55



Obrázek 56

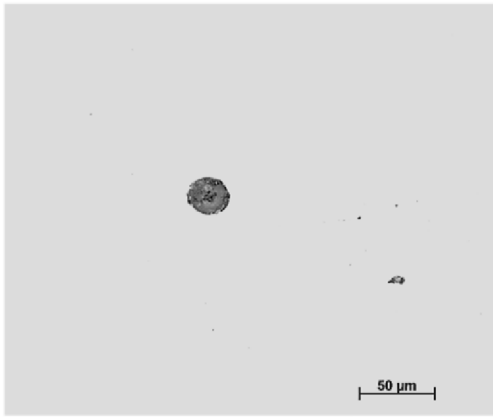
Mikrořediny se vyskytují převážně v mezidendritických prostorech a na hranicích primárních austenitických zrn. Jejich počet a velikost klesají s rostoucí vzdáleností od středu ingotu. Staženiny se vyskytují častěji v blízkosti osy ingotu. Plošná porozita je obecně vyšší u vzorků s označením S.

5.2.2.2 Porozita a čistota tvářeného stavu

Hodnocení čistoty a porozity bylo provedeno na vzorcích dle Obr. 20 až 21 o ploše 500 mm².

Tabulka 10 - Hodnocení porozity a čistoty tvářeného stavu

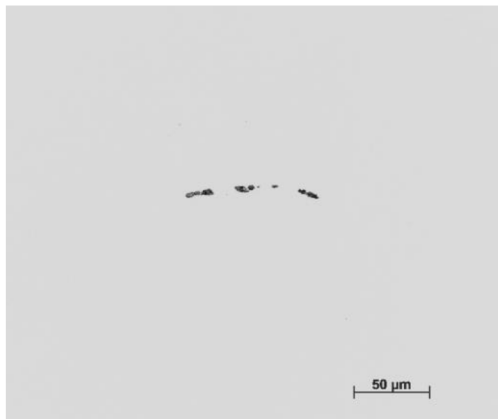
Kotouč	Obrázek	Popis
1	57, 58	Velmi čistý materiál, převládají drobné vměstky patrně Ib typu, ojediněle se vyskytují tyto vměstky o velikosti až 40 μm (Obr. 57), dále bylo možno pozorovat trhliny vyplněné fragmentovanými oxidy o délce přes 100 μm (Obr. 58)
3	59, 60, 61	Velmi čistý materiál, ojediněle se vyskytují „protvářené“ oxidy, nebo trhliny (Obr. 59). V jednom z rohů vzorku se vyskytl shluk bublin o ploše asi 2x2 mm (Obr. 60 a 61). Vevnitř byl detekován mimo prvků matrice vysoký obsah uhlíku, 21 at. %, nejspíš se však jedná o artefakt (zrnka diamantového prášku z leštící pasty)
5	62, 63, 64	Četný výskyt trhlín vyplněných patrně oxidy o délce až 0,2 mm (Obr. 62). Trhliny a dutiny zachycené na Obr. 63 a 64 se vyskytují na dalších dvou místech hodnoceného výbrusu o ploše 400 mm ² .
6 (překovaný)	65	Výskyt trhlín o délce až 250 μm



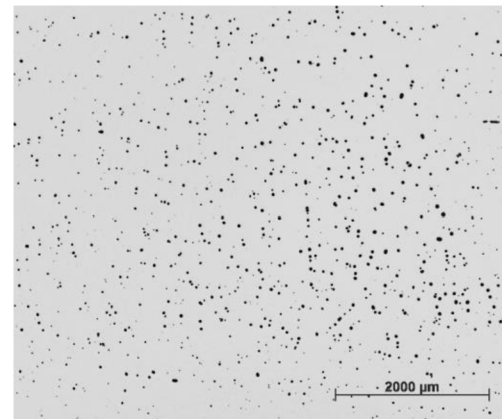
Obrázek 57



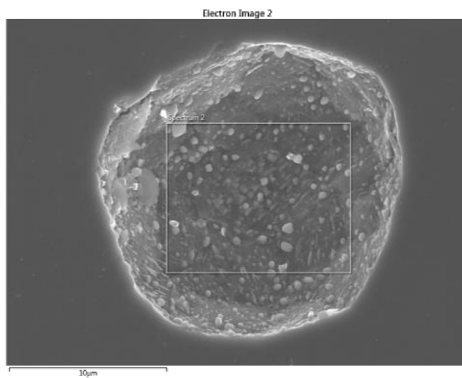
Obrázek 58



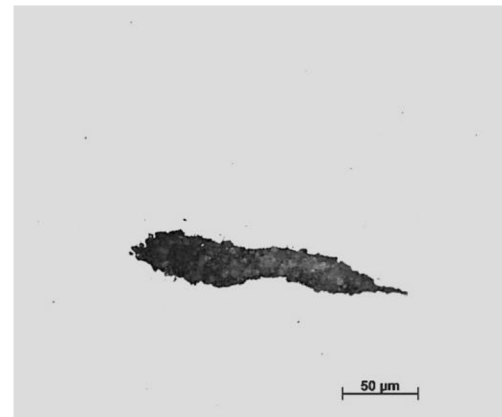
Obrázek 59



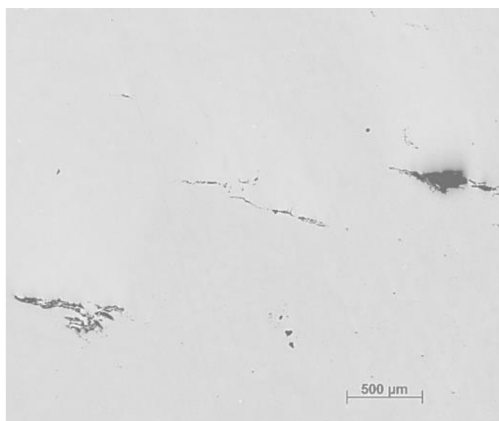
Obrázek 60



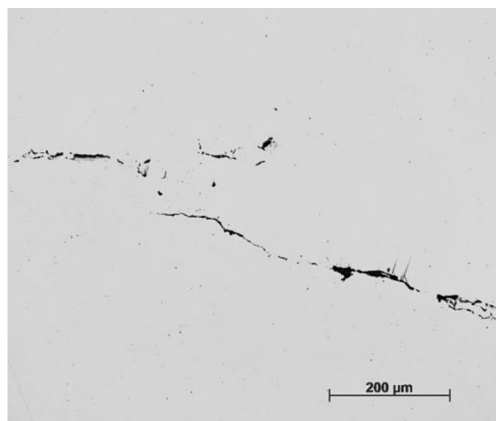
Obrázek 61



Obrázek 62



Obrázek 63



Obrázek 64

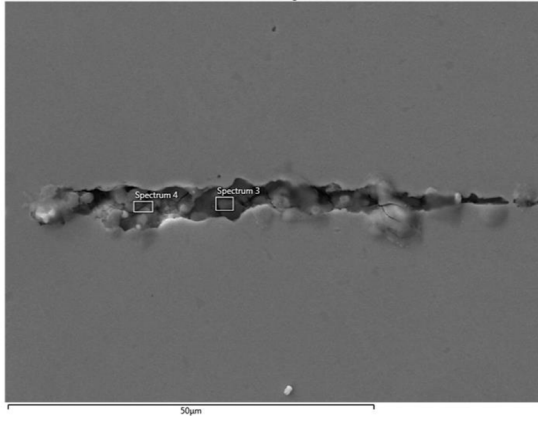


Obrázek 65

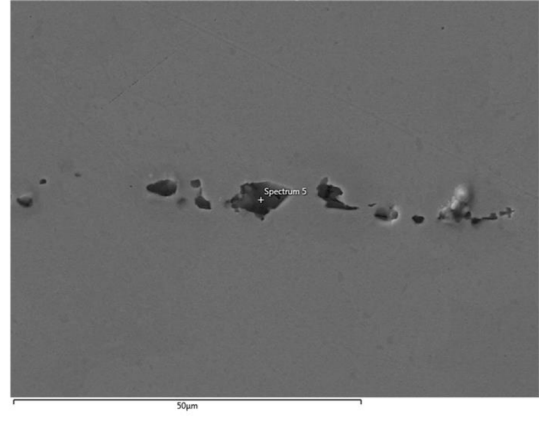
Otevřené trhliny z Obr. 58, 62 a 65 se vyskytují na všech zkoumaných kotoučích. Výplň těchto trhlín byla analyzována metodou EDS na kotouči 3. Analyzované trhliny jsou na Obr. 66 a 67, z jejichž výplně byla sejmuta spektra 3 až 5. Naměřené koncentrace jsou uvedeny v Tab.11. V případě chromu, manganu a železa se jedná o vybuzené záření prvků matrice, zřetelné ve spektru 4. Výplň trhlín je na bázi oxidů hořčíku, hliníku a vápníku. Mohlo by se jednat o fragmentované oxidické vměstky. Podobné složení mohou mít i syntetické krycí strusky. Částice na Obr. 68 morfologií odpovídá oxisulfidu Ib. Oxidické jádro je na bázi oxidů hliníku, hořčíku a vápníku. Sulfidická obálka je nevýrazná, převládá sulfid vápníku.

Tabulka 11 - Chemické složení výplně trhlín

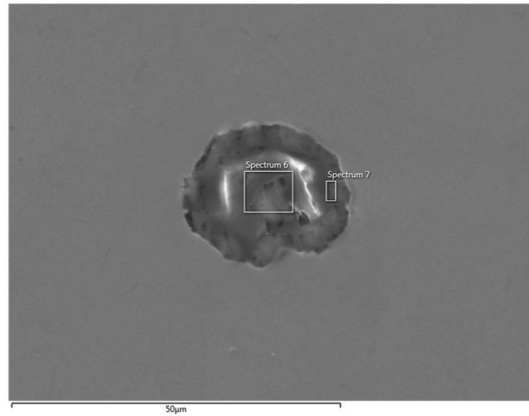
Obrázek	Spektrum	Obsah uvedených prvků [at. %]											
		O	Mg	Al	S	Cl	K	Ca	Si	Na	Cr	Mn	Fe
66	3	51,5	11,4	28,5	0,5	0,2	-	3,8	-		0,2	0,5	3,1
	4	26,1	1,9	3,6	0,8	0,5		3,2	0,3		1,6	-	62,5
67	5	42,0	14,2	64,9	0,3		0,4	0,5	-		0,5	-	7,2
68	6	55,6	3,7	27,2	1,7		0,5	6,9	2,1		-	0,1	0,5
	7	57,2	2,4	14,8	5,2		-	13,7	3,8		0,2	0,2	2,7



Obrázek 66



Obrázek 67



Obrázek 68

Překováním došlo ke svaření mikroředin, staženiny nebyly zcela odstraněny.

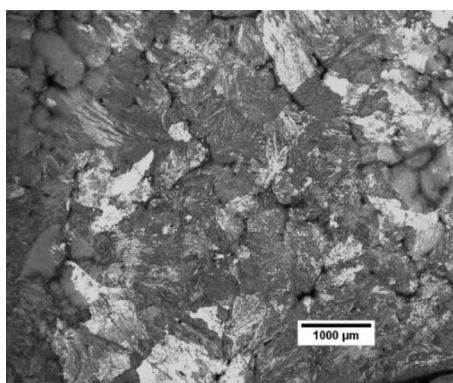
5.2.3 Mikrostruktura

5.2.3.1 Mikrostruktura litého stavu

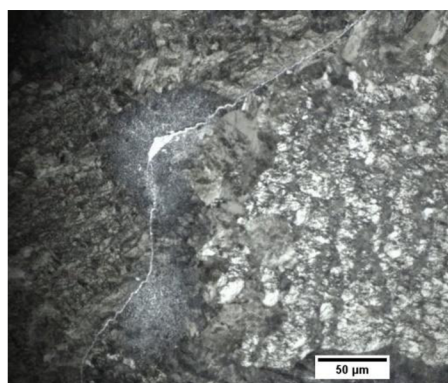
V Tab. 12 je vyhodnocení mikrostruktury litého stavu materiálu. Ke každému z případů jsou připojeny Obr. 69 až 76.

Tabulka 12 - Hodnocení mikrostruktury litého stavu

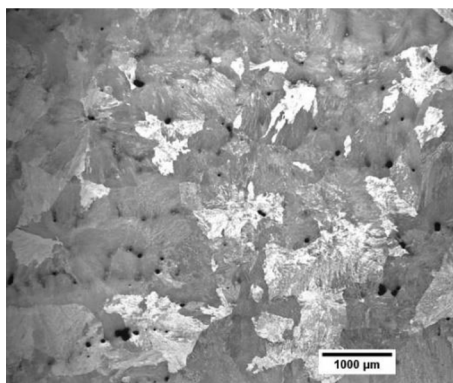
Vzorek	Obrázek	Popis mikrostruktury
8S	69, 70	Struktura je převážně tvořena lamelárním perlitem, po hranicích lících zrn a primárních austenitických zrn se vyskytuje téměř spojitá síťová mikroředin. Po hranicích zrn četný výskyt sekundárního cementitu. Velikost primárního austenitického zrna: 0,4-1,5 mm
8K	71, 72	Struktura jako u vzorku 8S, ale s větším podílem globulárního perlitu, mikroředin na hranicích zrn netvoří spojitou síť. Velikost austenitického zrna: 1,05-1,75 mm Velikost perlitických kolonií: odhadem 32-72 μm
13S	73, 74	Převládá lamelární perlit. Heterogenní velikost austenitických zrn a perlitických kolonií. Četný výskyt mikroředin na hranicích primárních austenitických zrn
17S	75, 76	Výrazně menší velikost austenitického zrna i podílu mikroředin. Lamelární perlit je z větší části sferodizovaný, případně sorbit?



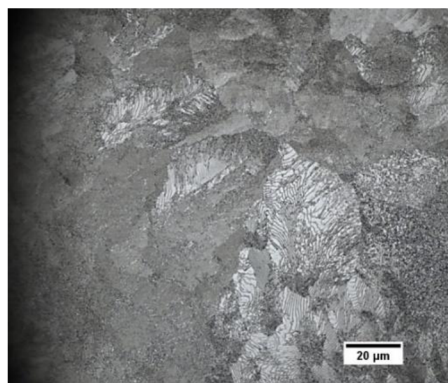
Obrázek 69



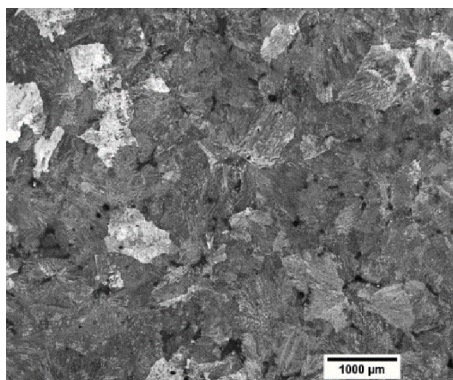
Obrázek 70



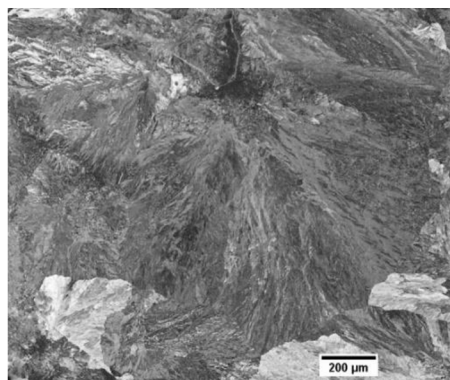
Obrázek 71



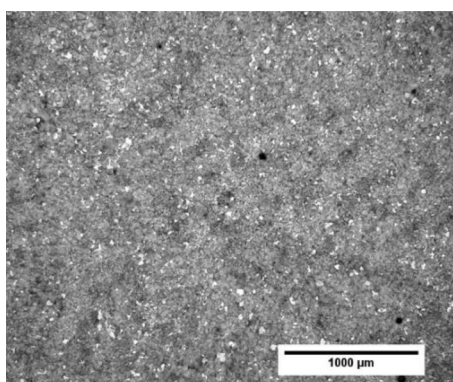
Obrázek 72



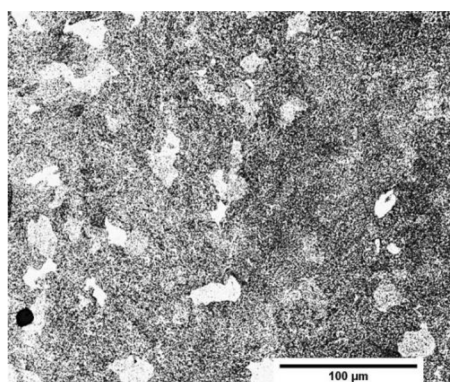
Obrázek 73



Obrázek 74



Obrázek 75



Obrázek 76

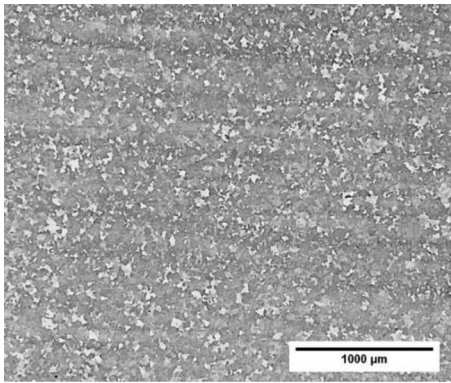
Rychlost ochlazování jednotlivých částí ingotu z teploty normalizace nebyla měřena a ani počítána. Rovněž nebyla měřena tvrdost jednotlivých částí ingotu v závislosti na vzdálenosti od jeho středu. S ohledem na vysokou prokalitelnost oceli 8Cr3Mo a s uvážením ARA diagramu oceli 14 109 o podobném chemickém složení (viz Obr. 25) lze předpokládat, že u výřezu 17 a všech hodnocených kotoučů došlo při ochlazování z teploty normalizace k perlitické i bainitické přeměně. V případě lamelárního perlitu nastala při jeho žhání na teplotě 700 °C (žhání na měkko) úplná, nebo částečná sferoidizace cementitu – globulární perlit, v případě horního bainitu by se jednalo o IV. stadium popuštění vedoucí k zhrubnutí sorbitické struktury. Globulární perlit a zhrublý sorbit v ocelích s eutektoidním obsahem uhlíku nelze metalograficky odlišit. Neúplně sferoidizovaný lamelární perlit bude vykazovat vyšší hodnoty tvrdosti a meze kluzu v porovnání se zhrublým sorbitem.

5.2.3.2 Mikrostruktura tvářeného stavu

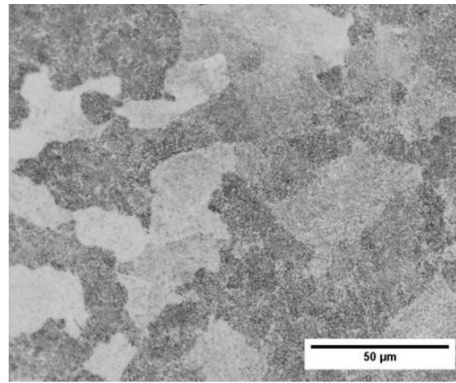
V Tab. 13 je hodnocení mikrostruktury tvářeného stavu. K jednotlivým vzorkům jsou přiřazeny Obr. 77 až 81.

Tabulka 13 - Hodnocení mikrostruktury tvářeného stavu

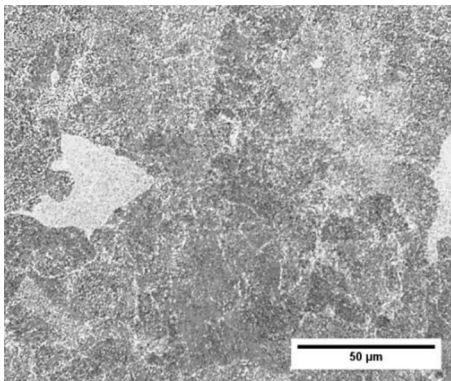
Kotouč	Obrázek	Popis mikrostruktury
1	77, 78	V porovnání s litým stavem dochází k výraznému zjemnění struktury, která vykazuje náznak řádkovitého usměrnění. Převládá sorbit, patrný i sekundární cementit po hranicích sekundárních austenitických zrn
3	79	Sorbit a síťoví sekundárního cementitu po hranicích sekundárních austenitických zrn
5	80	Směs sorbitu a nesferoidizovaného lamelárního perlitu, výrazné síťoví sekundárního cementitu po hranicích AZ
6	81	Sorbitická struktura



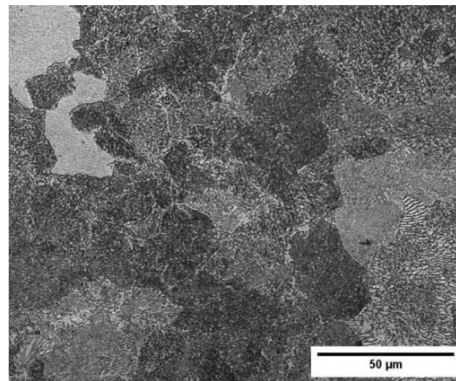
Obrázek 77



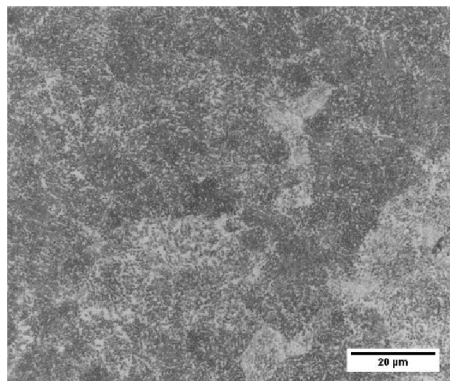
Obrázek 78



Obrázek 79



Obrázek 80



Obrázek 81

Ve tvářených kotoučích se vyskytuje převážně sorbitická struktura. U kotoučů o větších průměrech lze v jejich středech také pozorovat lamelární perlit. Je však obtížné odlišit globulární perlit od sorbitu, neboť jejich poměry nebyly určovány.

5.3 Mechanické vlastnosti

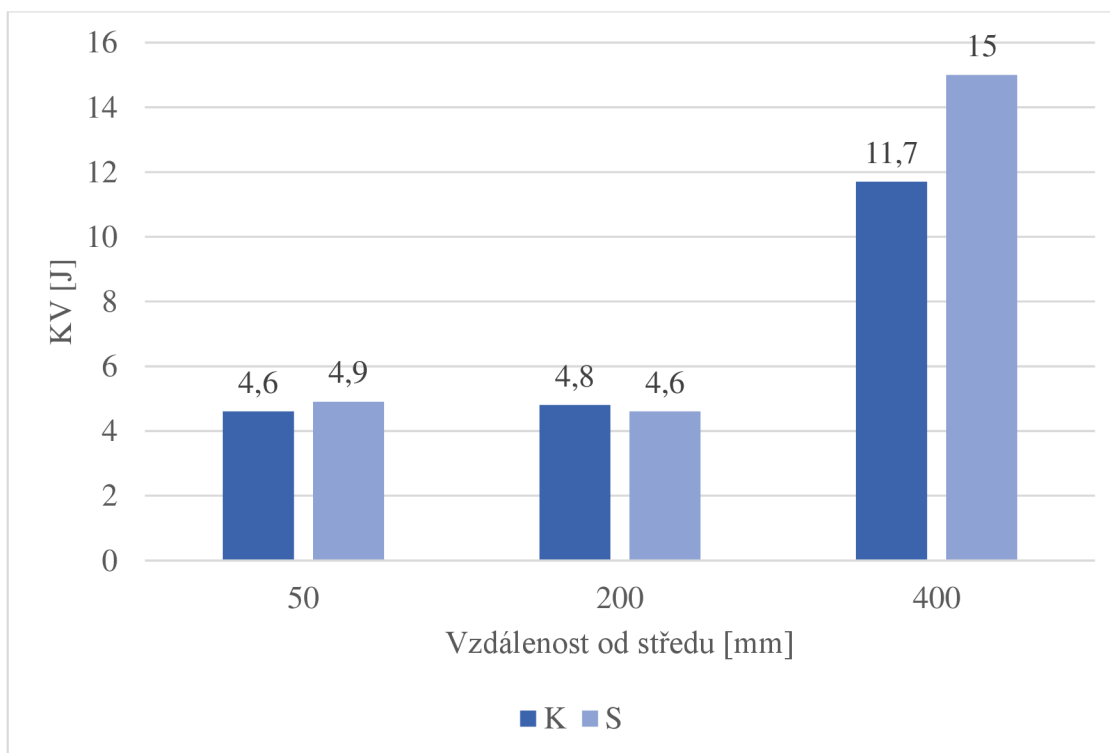
5.3.1 Litý stav

5.3.1.1 Zkouška rázem v ohybu

Výsledky zkoušek rázem v ohybu jsou uvedeny v Tab. 14. Obr. 82 pak ukazuje závislost hodnot nárazové práce na vzdálenosti L od středu ingotu.

Tabulka 14 - Výsledky zkoušek rázem v ohybu

L [mm]	KV [J] – naměřené hodnoty			KV [J] – průměrná hodnota
50, K	4,9	4,4	4,4	4,6
50, S	4,8	4,7	5,1	4,9
200, K	5,3	4,3	4,8	4,8
200, S	4,7	4,7	4,3	4,6
400, K	10,6	13,7	10,8	11,7
400, S	14,4	11,2	16,5	14



Obrázek 82 - Závislost hodnot nárazové práce na vzdálenosti od středu ingotu

Jak je patrné z Obr. 82 hodnoty nárazové práce jsou do vzdálenosti 200 mm od středu velmi nízké a téměř se nemění, na povrchu ingotu je však možné pozorovat výrazný nárůst hodnot.

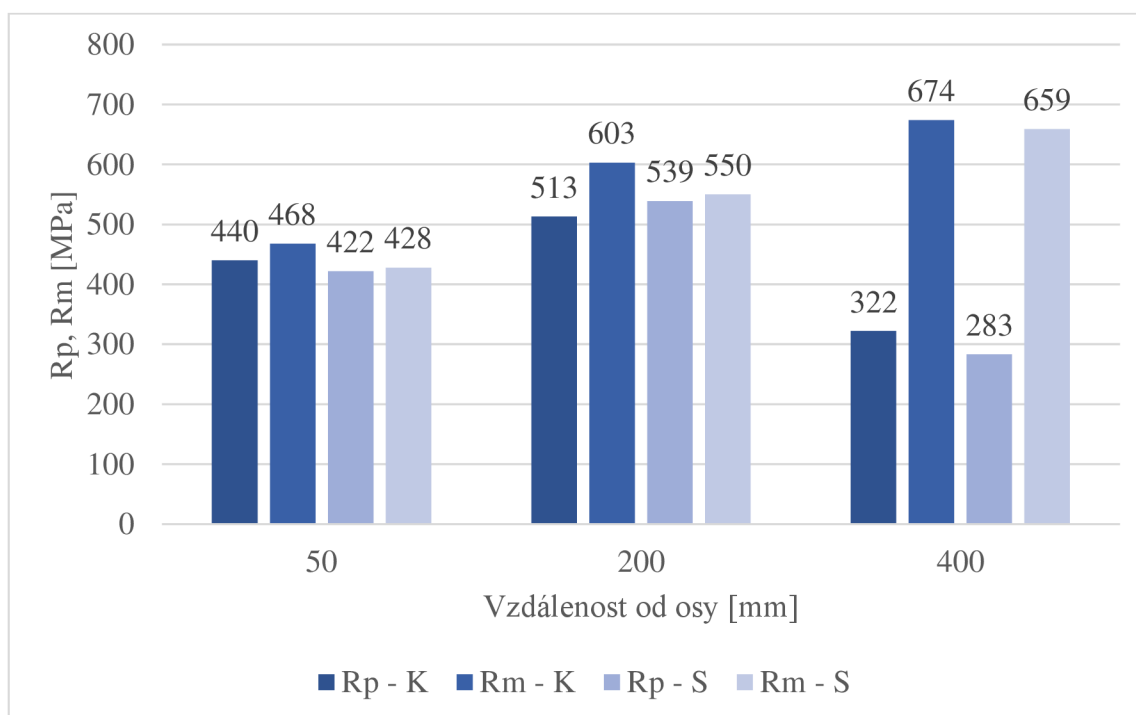
5.3.1.2 Zkouška tahem

V Tab. 15 jsou průměrné hodnoty výsledků tahové zkoušky za pokojové teploty.

Tabulka 15 - Střední hodnoty výsledků zkoušek tahem

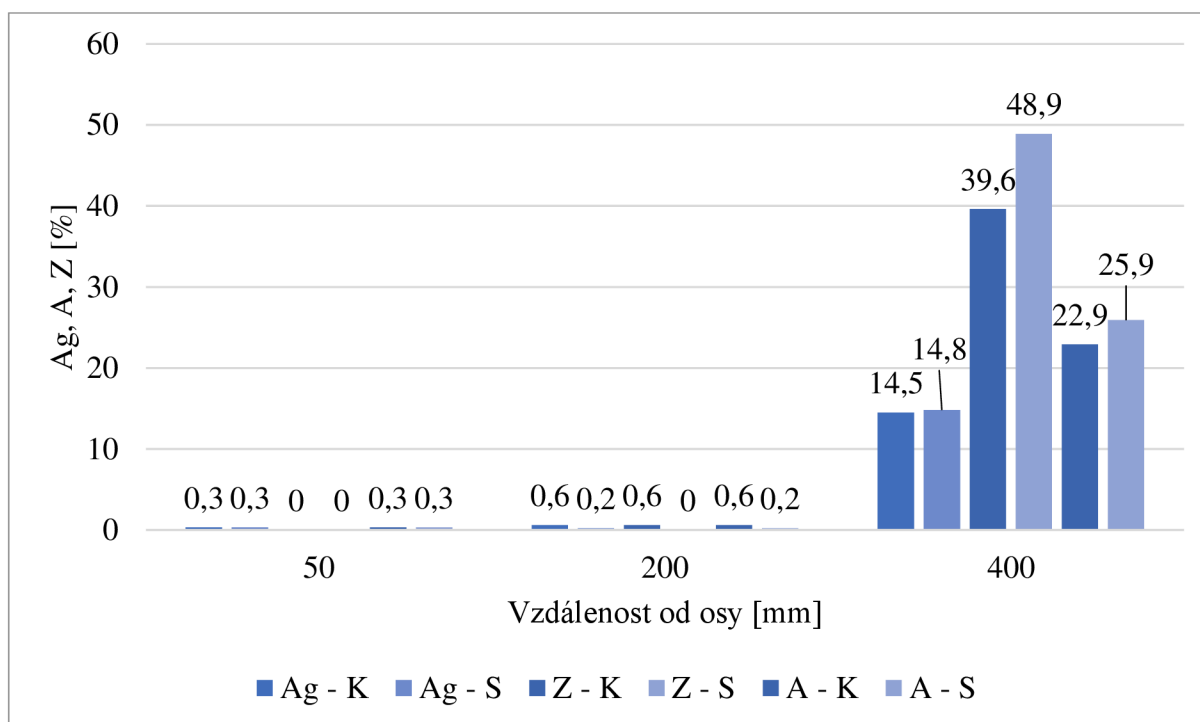
Vzorek	L [mm]	R _p [MPa]		R _m [MPa]		A _g [%]		A [%]		Z [%]	
8K	50, K	438	440	463	468	0,3	0,3	0,3	0,3	0	0
		444		472		0,3		0,3			
8S	50, S	422	422	462	428	0,4	0,3	0,4	0,3	0	0
		-		393		0,1		0,1		0	
13K	200, K	512	513	589	603	0,5	0,6	0,5	0,6	0,5	0,6
		514		617		0,6		0,6		0,6	
13S	200, S	538	539	551	550	0,2	0,2	0,2	0,2	0,2	0,2
		540		459		0,2		0,2		0,2	
17K	400, K	321	322	675	674	13,8	14,5	20,9	22,9	40,8	39,6
		322		674		15,2		24,8		38,3	
17S	400, S	268	283	659	659	14,9	14,8	26,9	25,9	49,7	48,9
		298		659		14,7		25,0		48,1	

V případě vzorku 8S2 se jedná o předčasný lom.



Obrázek 83 - Závislost napěťových charakteristik na vzdálenosti od středu ingotu

S rostoucí vzdáleností od středu ingotu rostou hodnoty meze kluzu až po 200 mm, při vzdálenosti 400 mm dochází k jejich výraznému poklesu. Mez pevnosti s rostoucí vzdáleností od středu ingotu roste.



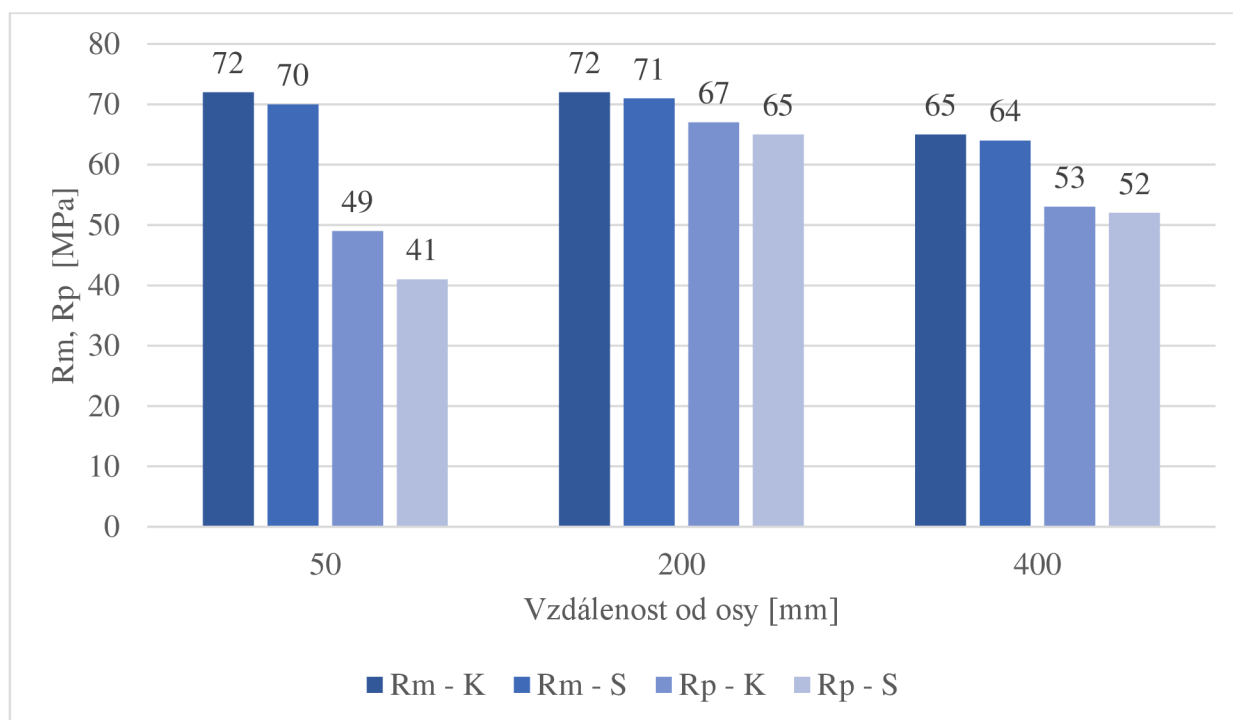
Obrázek 84 - Závislost deformačních charakteristik na vzdálenosti od osy

Všechny deformační charakteristiky vykazují stejný průběh. Do vzdálenosti 200 mm od středu ingotu jsou naměřené hodnoty téměř nulové, při vzdálenosti 400 mm dochází k výraznému nárůstu plasticity.

Tahová zkouška byla provedena také při teplotě 900 °C. Výsledky této zkoušky jsou pak v Tab. 16.

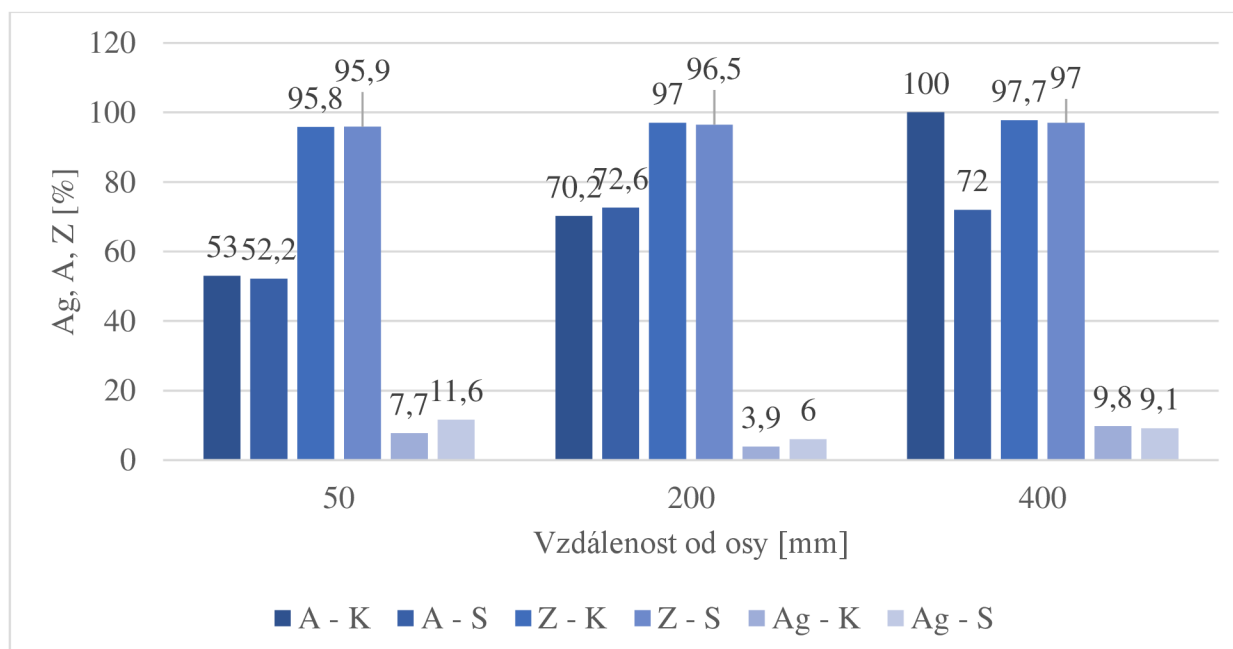
Tabulka 16 - Výsledky tahové zkoušky při teplotě 900 °C

Vzorek	L [mm]	R _p [MPa]	R _m [MPa]	A _g [%]	A [%]	Z [%]
8K3	50, K	49	72	7,7	53,0	95,8
8S3	50, S	41	70	11,6	52,2	95,9
13K3	200, K	67	72	3,9	70,2	97,0
13S3	200, S	65	71	6,0	72,6	96,5
17K3	400, K	53	65	9,8	100,0	97,7
17S3	400, S	52	64	9,1	72,0	97,0



Obrázek 85 – Napěťové charakteristiky při 900 °C v závislosti na vzdálenosti od osy ingotu

U meze pevnosti dochází k poklesu s rostoucí vzdáleností od středu ingotu. Mez kluzu zpočátku narůstá, ale u vzdálenosti 400 mm dochází k poklesu. Odchytky naměřených hodnot jsou malé a lze tedy předpokládat, že napěťové charakteristiky nezávisí na vzdálenosti od středu ingotu. Je-li přetvárný odpor úměrný napěťovým charakteristikám R_p a R_m , pak přetvárný odpor nezávisí na vzdálenosti od středu ingotu.



Obrázek 86 - Deformační charakteristiky při 900 °C v závislosti na vzdálenosti od osy

Z hlediska tvařitelnosti je podstatná rovnoměrná deformace zkušební tyče (A_g), která má nejmenší hodnotu pro vzdálenost 200 mm od středu ingotu. U hodnot kontrakce a prodloužení dochází s rostoucí vzdáleností k růstu jejich hodnot.

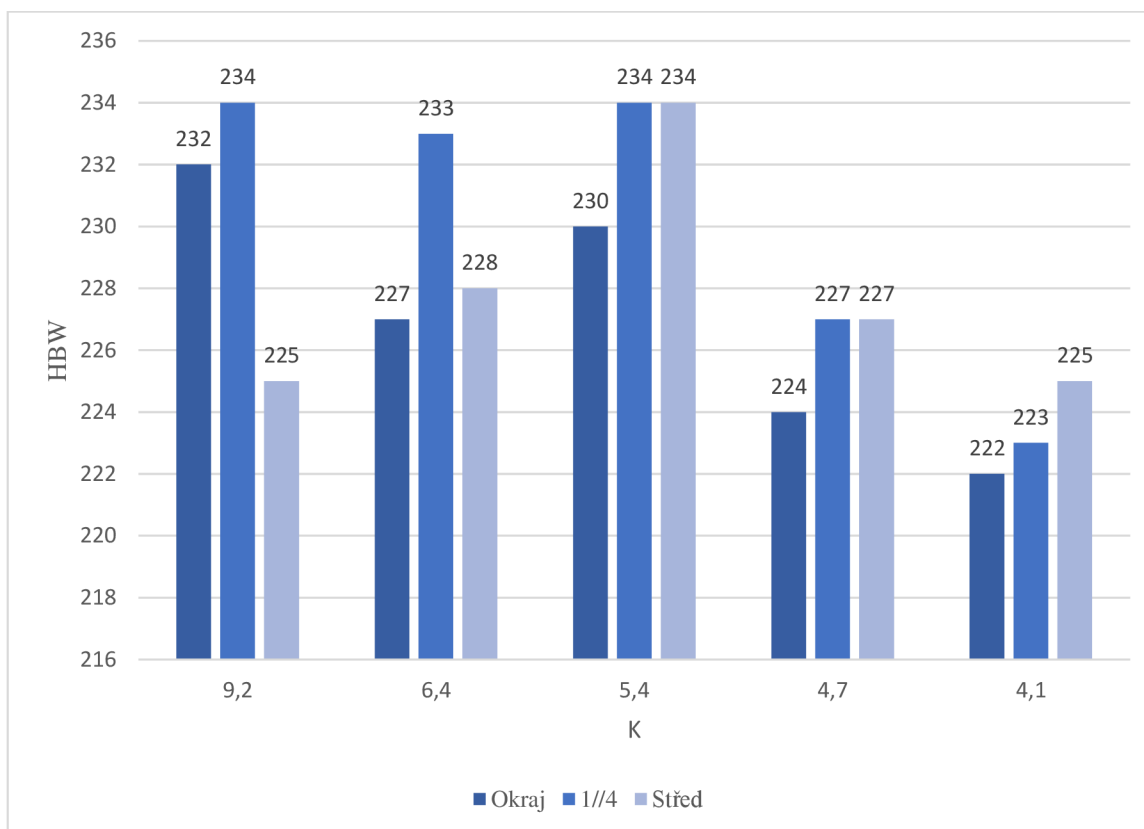
5.3.2 Tvářený stav

5.3.2.1 Tvrdost

Na každém z kotoučů byla měřena tvrdost dle Brinella ve čtyřech vzájemně kolmých směrech ve středu, v 1/4 průměru kotouče a na jeho okraji. Výsledky měření jsou v Tab. 17. Střední hodnoty tvrdostí jsou pak na Obr. 87.

Tabulka 17 - Výsledky měření tvrdosti

Kotouč	K	HBW		
		okraj	1/4 průměru	střed
1	9,2	232	234	225
2	6,4	227	233	228
3	5,4	230	234	234
4	4,7	224	227	227
5	4,1	222	223	225



Obrázek 87 - Závislost tvrdosti na stupni přetvoření

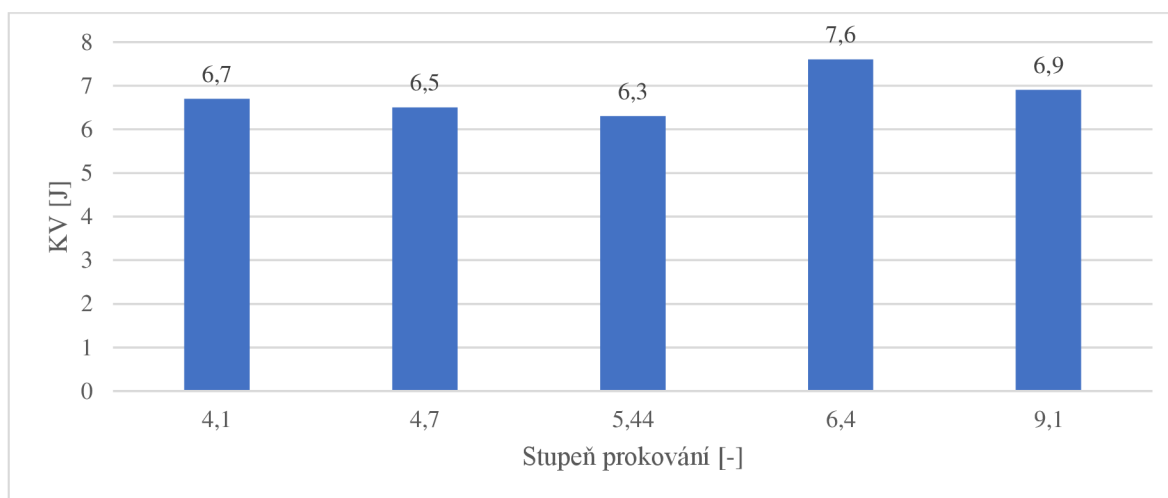
Hodnoty tvrdosti se liší jen o relativně malé odchylky (222 až 234 HBW). U kotoučů se stupněm přetvoření 4,1 a 4,7 byly naměřeny nejmenší hodnoty.

5.3.2.2 Zkouška rázem v ohybu

Výsledky zkoušek rázem v ohybu jsou uvedeny v Tab. 18 a na Obr. 88.

Tabulka 18 - Výsledky zkoušek rázem v ohybu

Vzorek	„Kotouč“, KV [J]				
	1	2	3	4	5
A	7,6	7,2	6,2	6,6	7,4
B	7,2	7,4	6,4	5,9	5,6
C	7,2	8,0	6,6	9,1	6,5
D	5,7	7,6	5,8	4,2	7,4
průměr	6,9	7,6	6,3	6,5	6,7



Obrázek 88 - Nárazová práce v závislosti na stupni prokování

Jelikož hodnoty nárazové práce byly naměřeny s minimální odchylkou, nelze uvažovat o její závislosti na stupni prokování. Nejvyšší hodnota nárazové práce byla naměřena na kotouči o stupni prokování 6,4, naopak nejmenší se stupněm prokování 5,44.

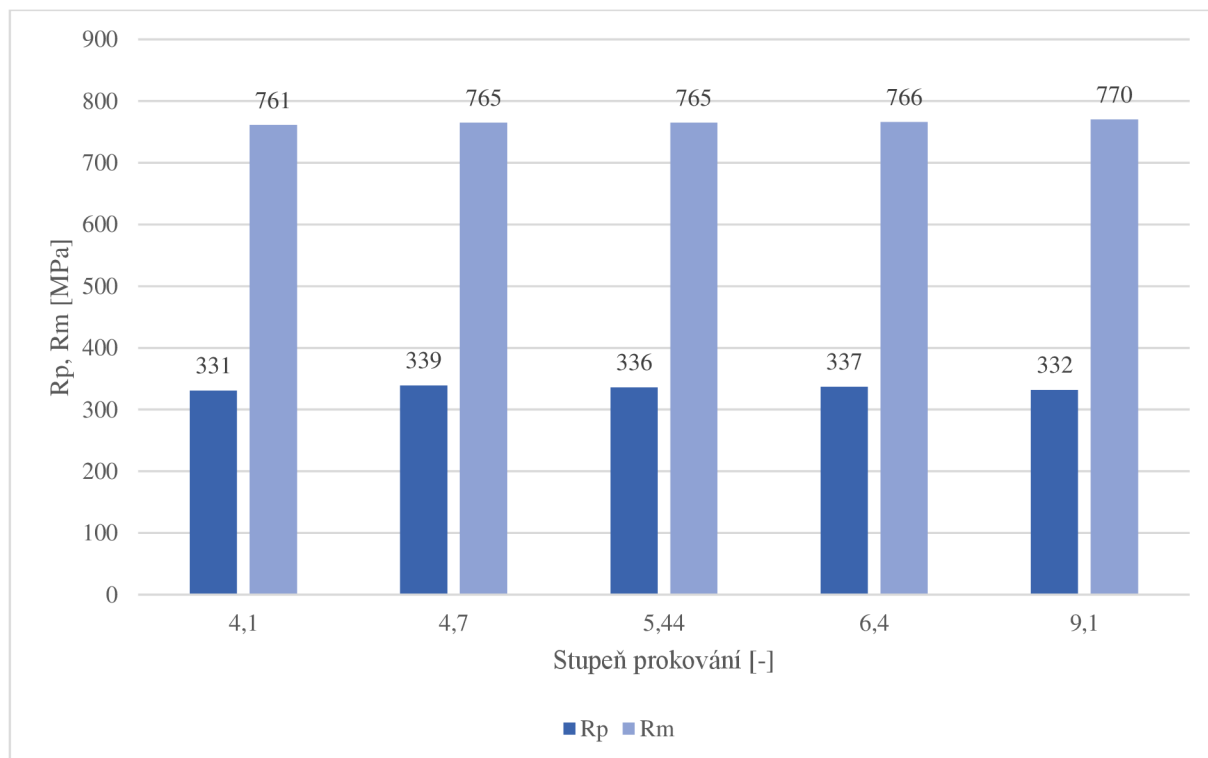
5.3.2.3 Zkouška tahem

Výsledky tahových zkoušek jsou v Tab. 19.

Tabulka 19 - Výsledky tahových zkoušek tvářeného stavu

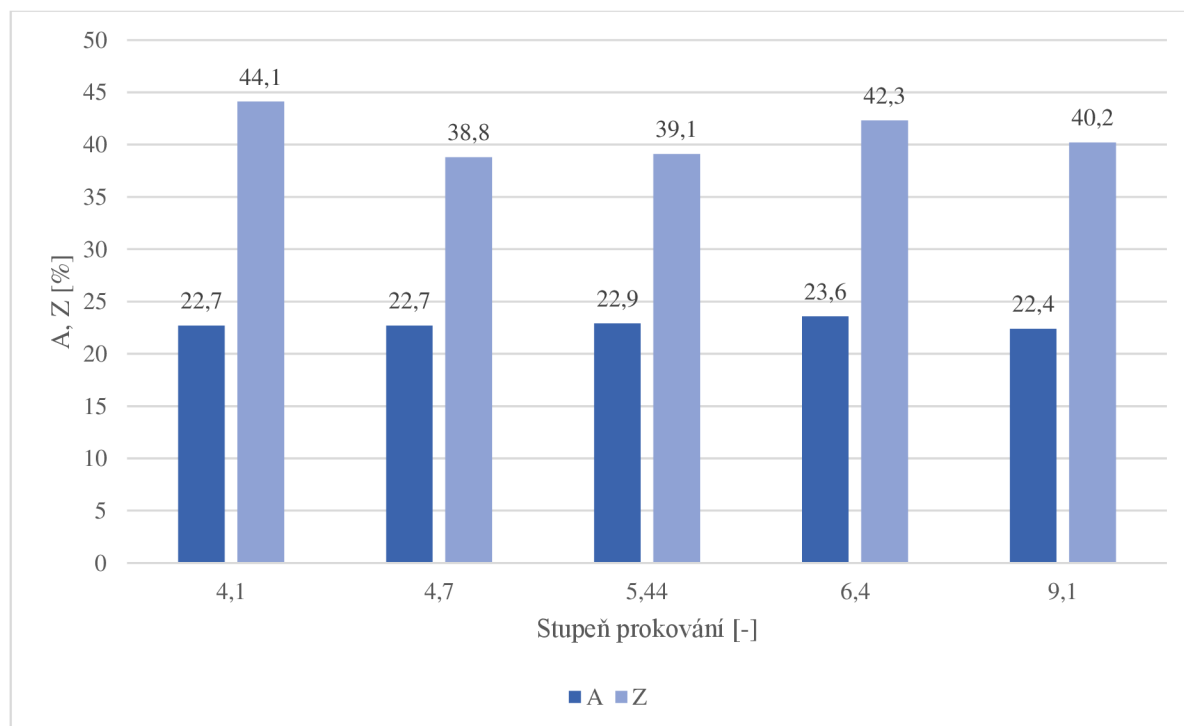
„Kotouč“	K	R _{p0,2} [MPa]		R _m [MPa]		A _g [%]		A [%]		Z [%]	
1	9,2	344	332	771	770	12,4	13,1	21,5	22,4	43,5	40,2
		320		769		13,3		23,2		37,0	
2	6,4	337	337	766	766	13,2	13,3	24,0	23,6	44,8	42,3
		337		765		13,3		23,1		39,8	
3	5,4	325	336	762	765	13,3	13,4	20,4	22,9	35,5	39,1
		347		768		13,4		24,8		42,7	
4	4,7	332	339	762	765	13,4	13,4	22,9	22,7	40,1	38,8
		346		767		13,4		22,4		36,7	
5	4,1	318	331	756	761	13,3	13,3	22,2	22,7	42,6	44,1
		344		766		13,2		23,1		45,6	
6	1,1	335	343	773	775	13,0	12,9	24,6	23,9	45,0	44,8
		351		776		12,7		23,2		44,5	

Vliv přetvoření na hodnoty napěťových charakteristik je zobrazen na Obr. 89.



Obrázek 89 - Vliv přetvoření na napěťové charakteristiky

Ani mez kluzu, ani mez pevnosti nevykazují závislost na stupni prokování.



Obrázek 90 - Závislost deformačních charakteristik na stupni prokování

Stejně jako napěťové charakteristiky, i ty deformační vykazují minimální rozptyl, z čehož lze usuzovat jejich nezávislost na stupni přetvoření.

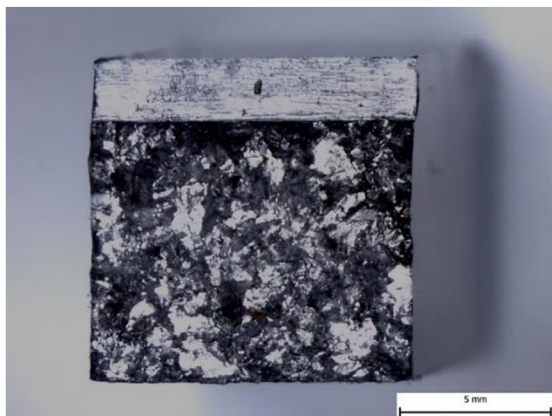
5.4 Fraktografie

5.4.1 Litý stav

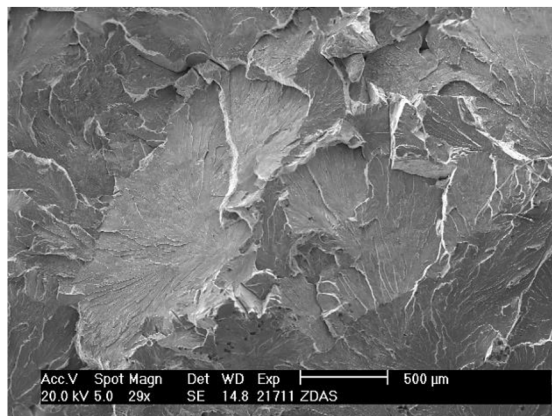
V Tab. 20 je uvedeno hodnocení lomových ploch, přičemž ke každému hodnocení je přiřazen obrázek lomové plochy.

Tabulka 20 - Hodnocení lomových ploch litého stavu

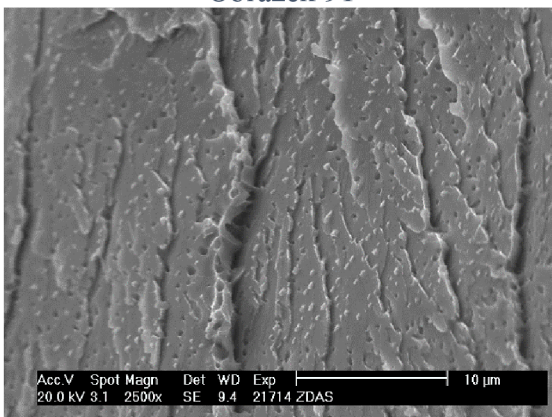
Vzorek		Obrázek	Hodnocení lomové plochy
8S1	4,8 J Spodní hodnoty	91, 92, 93	Křehký lom, pouze TŠ, TŠ fazety o velikosti až 1 mm (91, 92). Na některých fazetách pozorovatelný precipitát (93).
17S3	16,6 J Maximální hodnota	94, 95, 96	Semikřehký lom. Pod vrubem nesouvislé pásmo NTP (94, 95), TŠ fazety jsou až o jeden řád menší ve srovnání se vz. 8S1
17K1	10,6 J Vyšší hodnota	97, 98	Křehký lom, hrubé TŠ fazety jsou hned pod vrubem.
17S1	Vysoká plasticita	99, 100, 101	Tvárné porušení s velice jemnými jamkami (99). Četný výskyt porů, mikroředin (100, 101)
17K1	Vysoká mez kluzu	102, 103, 104	Smišený typ lomu, TŠ nukleace (102, 103), převládá NTP patrně modifikované hranicemi zrn.
8S2	Minimální hodnoty meze pevnosti	105, 106, 107	Neobvyklé pouze TŠ porušení při tahové zkoušce za 20 °C, hrubé TŠ fazety (105). Výskt shluků ředin (106, 107).



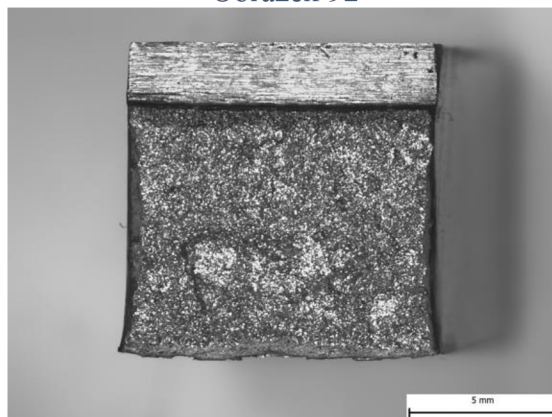
Obrázek 91



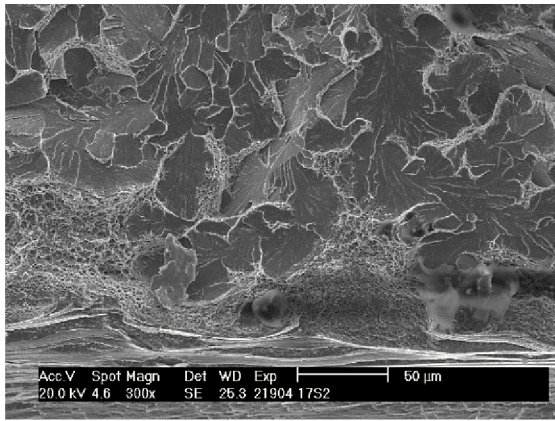
Obrázek 92



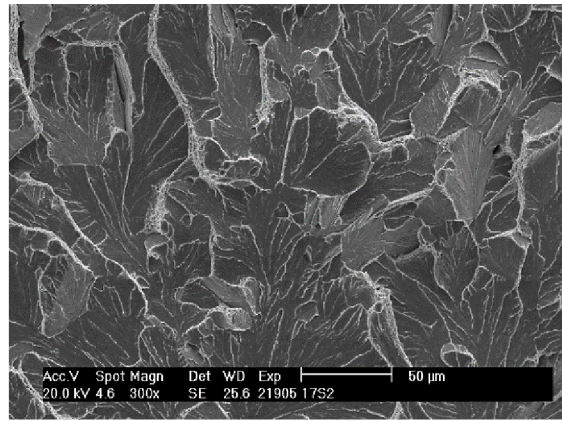
Obrázek 93



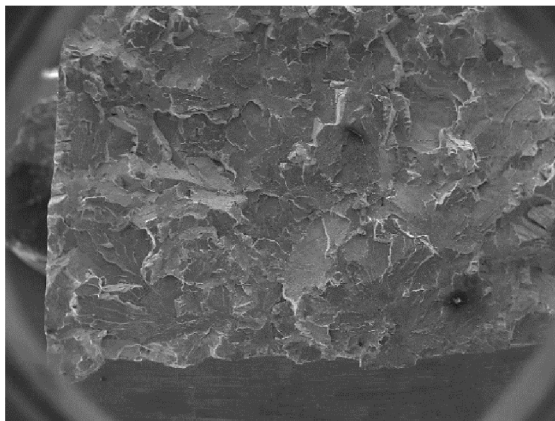
Obrázek 94



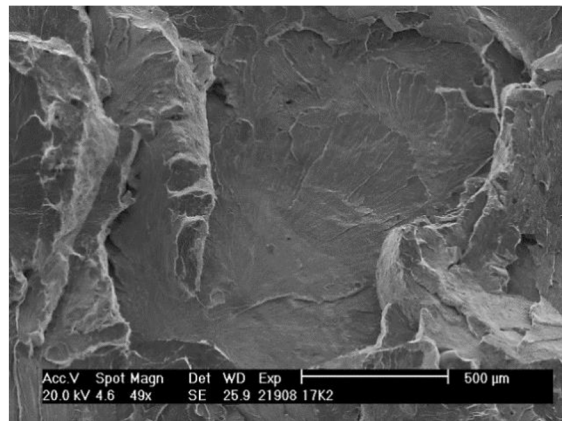
Obrázek 95



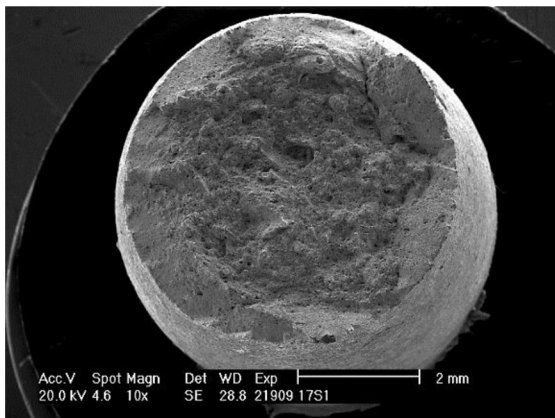
Obrázek 96



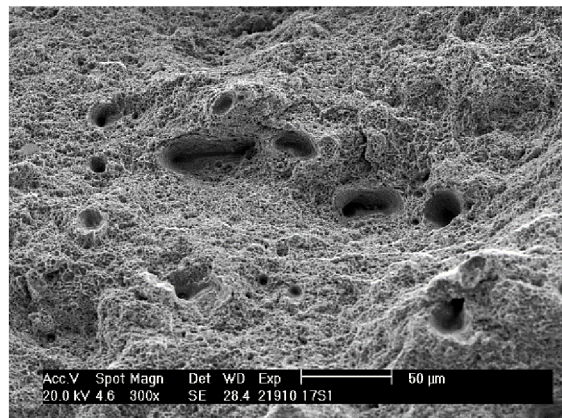
Obrázek 97



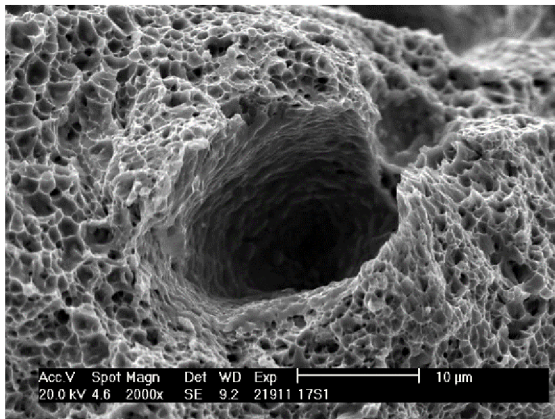
Obrázek 98



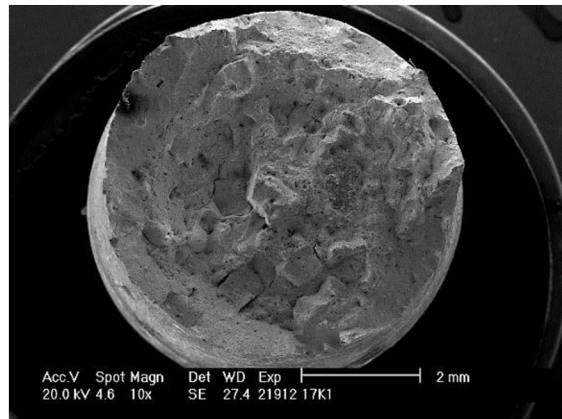
Obrázek 99



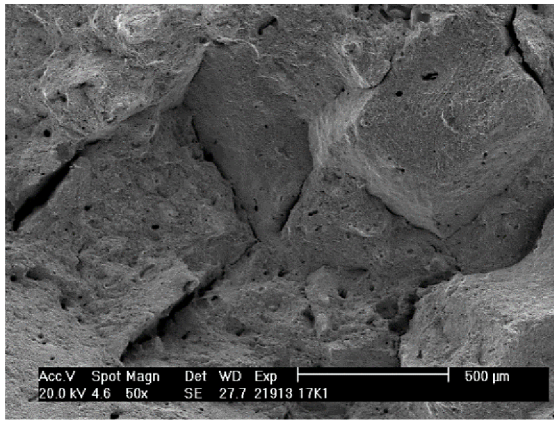
Obrázek 100



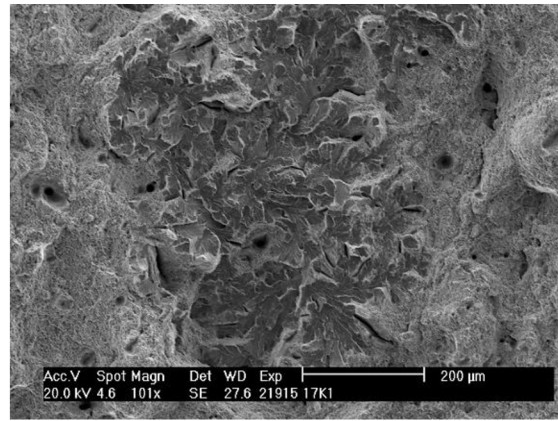
Obrázek 101



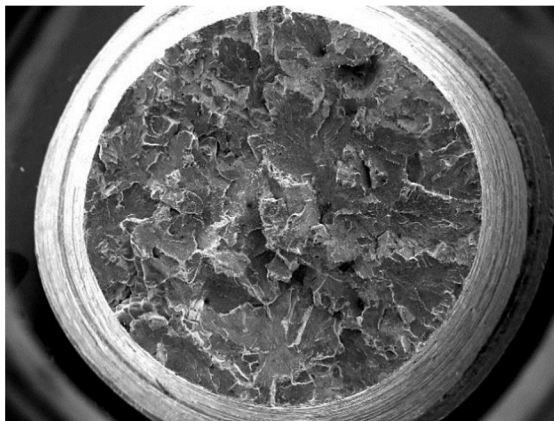
Obrázek 102



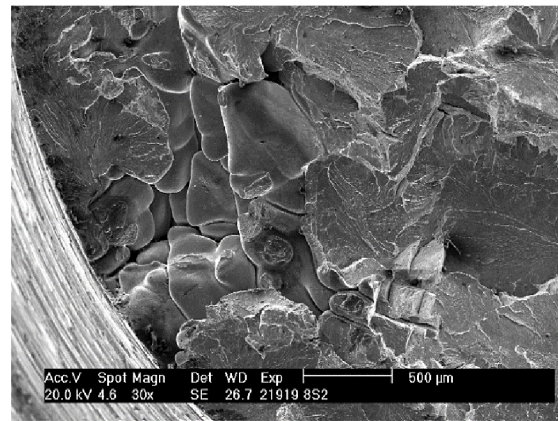
Obrázek 103



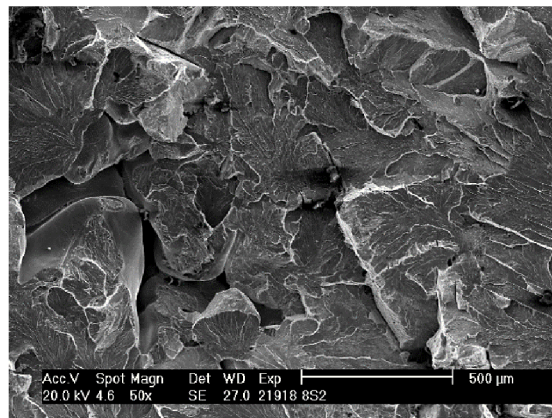
Obrázek 104



Obrázek 105



Obrázek 106



Obrázek 107

Fraktografický rozbor byl proveden u vzorků pro zkoušku rázem v ohybu (8S1, 17S3 a 17K1) a u vzorků pro tahovou zkoušku (17S1, 17K1 a 8S2). Vzorek 8S1 vykazuje nízké hodnoty nárazové práce, lom byl klasifikován jako křehký. U vzorku 17S3 došlo k výraznému nárůstu nárazové práce, bylo nalezeno nesouvislé pásmo NTP a jednalo se o semikřehký lom. Vzorek 17K1 vykazuje nižší hodnoty nárazové práce než 17S3, což je způsobeno výskytem hrubších TŠ fazet. Lom byl klasifikován jako křehký. Vzorek 17S1 vykazuje pouze tvárné porušení s velmi jemnými jamkami. U vzorku 17K1 byl lom hodnocen jako smíšený, kdy uprostřed zkušební tyče došlo k TŠ nukleaci lomu, následovanou NTP. Předčasný lom u 8S2 je způsoben patrně výskytem shluků ředin.

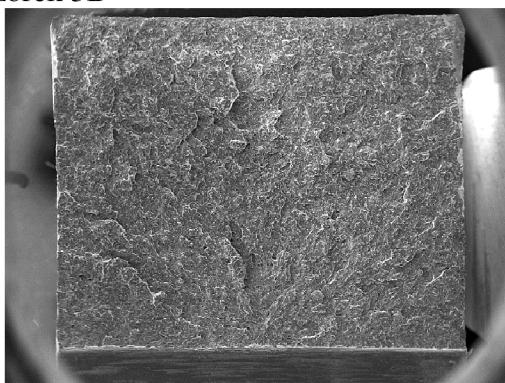
5.4.2 Tvářený stav

V Tab. 21 je uveden popis jednotlivých snímků, které dokumentují typickou morfologii lomových ploch vybraných vzorků vyrobených z materiálu z tvářeného stavu. Popis obrázků je uveden v Tab. 21.

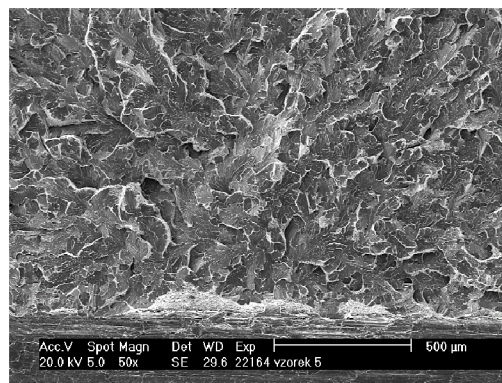
Tabulka 21 - Hodnocení lomových ploch tvářeného stavu

Vzorek		Obrázek	Hodnocení lomové plochy
5B	5,6 J	108, 109	Křehké porušení, oblast tvárného natržení pod vrubem je nesouvislá, lomová plocha je tvořena hrubými TŠ fazetami
4C	9,1 J	110, 111	Morfologie a mechanismy porušení jsou podobné jako na vzorku 5B, s vyšší hodnotou KV souvisí jemnější TŠ fazety
5.1	Tahová zkouška, nízká R_p , vysoká plasticita	112, 113, 114, 115	Střed lomové plochy vznikl NTP, po obvodu lomu se uplatňovalo TŠ a TQ s výraznými sekundárními trhlinami
1.1	Tahová zkouška, optimální hodnoty	116, 117	Shoda se vzorkem 5.1, opět výrazné sekundární trhliny

Vzorek 5B

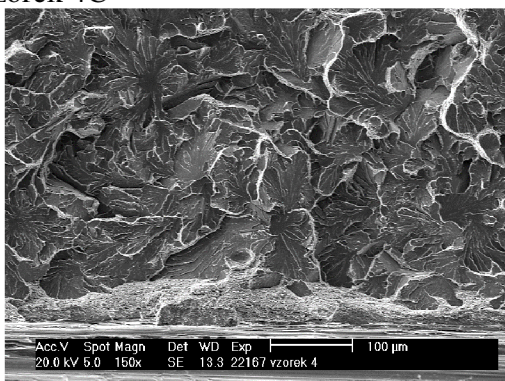


Obrázek 108

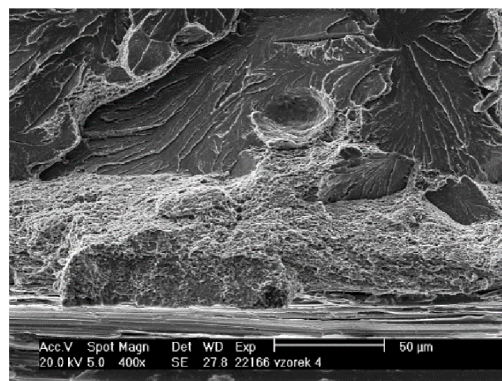


Obrázek 109

Vzorek 4C

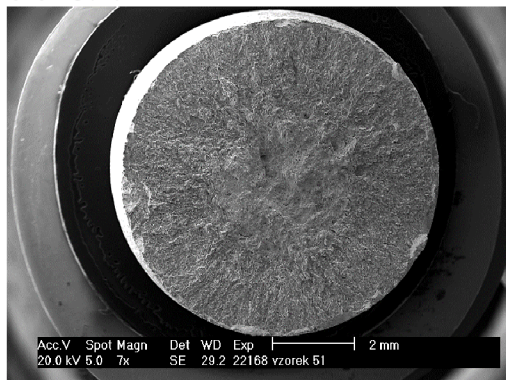


Obrázek 110

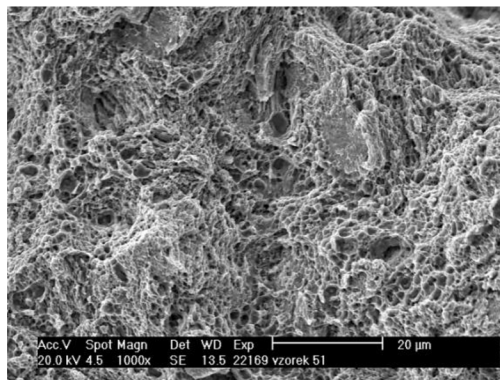


Obrázek 111

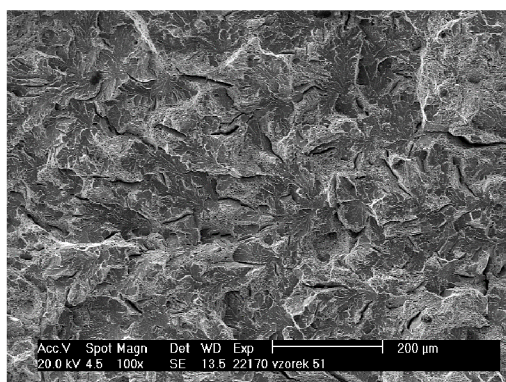
Vzorek 5.1.



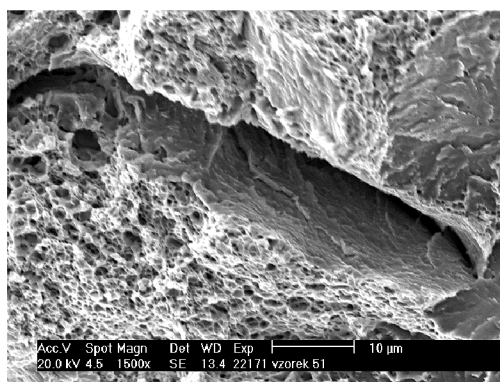
Obrázek 112



Obrázek 113

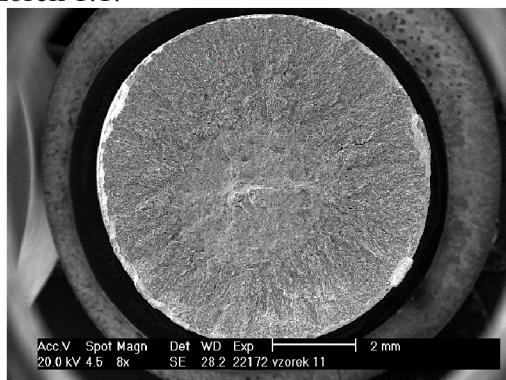


Obrázek 114

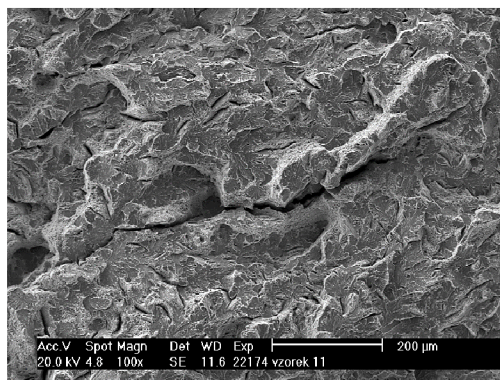


Obrázek 115

Vzorek 1.1.



Obrázek 116



Obrázek 117

Překování vedlo k malému nárůstu hodnot nárazové práce. Vzorek 5B vykazuje křehké porušení. U vzorku 4C došlo vlivem jemnějších fazet k nárůstu nárazové práce, lom hodnocen opět jako křehký. U vzorků pro tahovou zkoušku 5.1 a 1.1 byla pozorována oblast NTP ve středu zkušebních tyčí, k šíření lomu pak došlo štěpným mechanismem. U obou vzorků byly pozorovány výrazné sekundární trhliny.

6 Rozbor výsledků

6.1 Vliv vzdálenosti od podélné osy ingotu na jeho strukturu a mechanické vlastnosti

6.1.1 Vliv na strukturu ingotu

V experimentální části této diplomové práce bylo zjištěno, že s rostoucí vzdáleností od osy ingotu dochází ke zjemnění mikrostruktury. Tato skutečnost je v souladu s literárními zdroji [23, 47–50], které popisují tuhnutí ingotu. Dále bylo pozorováno, že s rostoucí vzdáleností od středu ingotu klesá výskyt mikroředin, zejména ve výřezu 17 je jejich počet výrazně menší. Jsou tedy soustředěny do tepelného centra ingotu, což odpovídá informacím z [21, 24, 29]. Ve středu ingotu (výřezy 8 a 13) byla pozorována převážně lamelární perlitická struktura. Na jeho okraji (výřez 17) byla struktura klasifikována jako směs částečně sferoidizovaného lamelárního perlitu a sorbitu. Tato změna struktury nastala pravděpodobně v důsledku perlitické a bainitické přeměny během normalizačního žihání oceli a jejího následného žihání na měkko, kdy došlo k úplné, nebo částečné sferoidizaci cementitu a vzniku zhrublé sorbitické struktury v případě bainitu.

6.1.2 Vliv na mechanické vlastnosti ingotu

Houževnatost

Vzorky obsahující převážně lamelární perlit (výřezy 8 a 13) vykazují hodnoty nárazové práce v rozmezí 4-5 J. Fraktografický rozbor jejich lomových ploch ukázal, že se jednalo o křehký lom. Na vzorcích z okraje ingotu (výřez 17) byl pozorován výrazný nárůst hodnot nárazové práce. Jestliže bylo pod vrubem pozorováno nesouvislé pásmo NTP, byl nárůst nárazové práce vyšší a jednalo se o semikřehký lom. Vzorky vykazující nižší nárůst nárazové práce obsahovaly hrubší TŠ fazety ihned pod vrubem. Jejich lom byl hodnocen jako křehký. Výsledky zkoušky rázem v ohybu tedy ukazují, že houževnatost oceli je silně závislá na její struktuře.

Napětíové charakteristiky

Z tahových zkoušek vyplývá, že s rostoucí vzdáleností od středu ingotu dochází k nárůstu hodnot meze kluzu, což indikuje její závislost na této vzdálenosti. Tento nárůst je však zaznamenán pouze do vzdálenosti 200 mm od osy ingotu, poté dochází k prudkému poklesu těchto hodnot. Lze tedy konstatovat, že mez kluzu je závislá také na struktuře oceli, neboť právě okrajové výřezy obsahují podíl sorbitické struktury. Mez pevnosti je závislá na rostoucí vzdálenosti od osy ingotu, přičemž s jejím růstem mez pevnosti roste. Tento průběh je způsoben pravděpodobně klesající porozitou ingotu.

Deformační charakteristiky

Všechny měřené deformační charakteristiky vykazují výraznou závislost na struktuře oceli. Střed ingotu obsahující lamelární perlit (výřez 8) vykazuje téměř nulové hodnoty deformačních charakteristik, a to až do vzdálenosti 200 mm od něj. Na lomové ploše vzorku 8S2 se nacházel shluk mikroředin, který zřejmě souvisí s předčasným lomem vzorku. Jeho lomová plocha byla hodnocena jako křehká. Ve vzdálenosti 400 mm od středu ingotu dochází k výraznému nárůstu plasticity, který je způsoben změnou struktury na sorbitickou. Lomové plochy vykazují smíšený typ lomu až tvárné porušení.

6.2 Vliv stupně prokování na strukturu a mechanické vlastnosti válce

6.2.1 Vliv na strukturu válce

Kováním bylo dosaženo jemnější sorbitické mikrostruktury. Na kovaném válci byl také snížen obsah lamelárního perlitu a sekundárního cementitu vyloučeného po hranicích austenitických zrn. Mikrostruktura kotouče s nejvyšším stupněm prokování vykazuje náznak řádkovitého usměrnění, které je inherentní vlastností kovaných materiálů, viz. [4, 46]. Porozita osazené hřídele s rostoucím stupněm prokování klesá. Kotouč 5 s nejmenším stupněm prokování vykazuje výskyt trhlin, respektive nesvařených staženin (Obr. 63 a 64), dále obsahuje trhliny tvořící se kolem vměstků o délce až 0,2 mm (Obr. 62), je však možné, že se jedná o zakovanou krycí strusku. Kotouče 3 a 1 jsou hodnoceny jako velmi čisté. V kotouči 1 se vyskytují pouze drobné vměstky typu Ib, ojediněle dosahují velikost až 40 μm (Obr. 57), opět se může jednat o zakovanou krycí strusku.

6.2.2 Vliv na mechanické vlastnosti válce

Tvrдость

Tvrдость závisí na stupni prokování, ačkoliv naměřené hodnoty vykazují pouze malý rozptyl (222 až 234 HBW), přičemž nejmenší hodnoty tvrdosti byly naměřeny na kotoučích o nejmenším stupni prokování (4,1 a 4,7). Minimální hodnoty pro jednotlivé vzorky byly naměřeny na jejich povrchu, s výjimkou kotouče 1.

Houževnatost

Z výsledků zkoušky rázem v ohybu lze usuzovat, že houževnatost válce není závislá na jeho stupni prokování. Lomové plochy vzorků byly klasifikovány jako křehké a semikřehké, a to v závislosti na velikosti TŠ fazet.

Napěťové a deformační charakteristiky

Výsledky tahové zkoušky ukazují, že jak napěťové, tak deformační charakteristiky nezávisí na stupni prokování.

6.3 Porovnání struktury a mechanických vlastností ingotu a výkovku

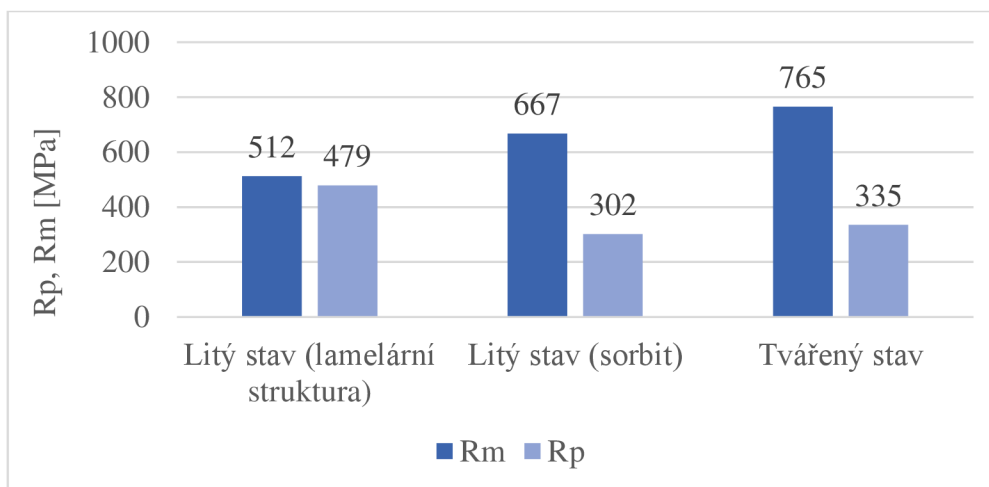
6.3.1 Porovnání struktury

Jak ingot, tak válec prošly stejným tepelným zpracováním. Ve středu ingotu, kde byla nejmenší rychlost ochlazování, byla pozorována pouze lamelární perlitická struktura. Na okrajích ingotu se však vyskytovala struktura sorbitická. V kovaném válci převládala těž sorbitická struktura, lamelární perlit byl pozorován pouze v kotoučích o větším průměru.

6.3.2 Porovnání mechanických vlastností

Napěťové charakteristiky

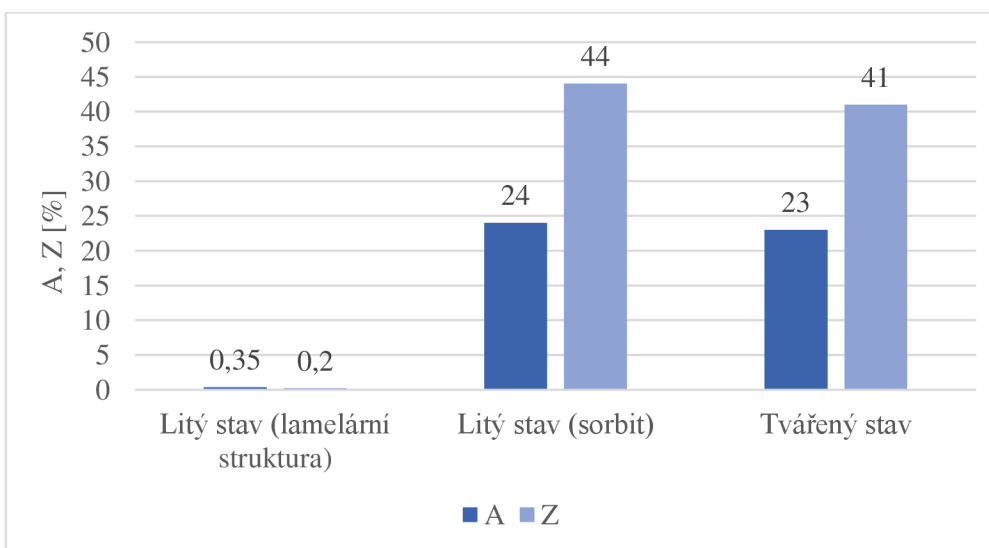
Kováním došlo ke zvýšení meze pevnosti (Obr. 118), které bylo způsobeno jak zmenšením velikosti zrna, tak snížením podílu vad ve válci. Výkovek však vykazuje nižší hodnoty meze kluzu, což může být způsobeno jeho rekrystalizovanou sorbitickou strukturou.



Obrázek 118 - Porovnání napěťových charakteristik

Deformační charakteristiky

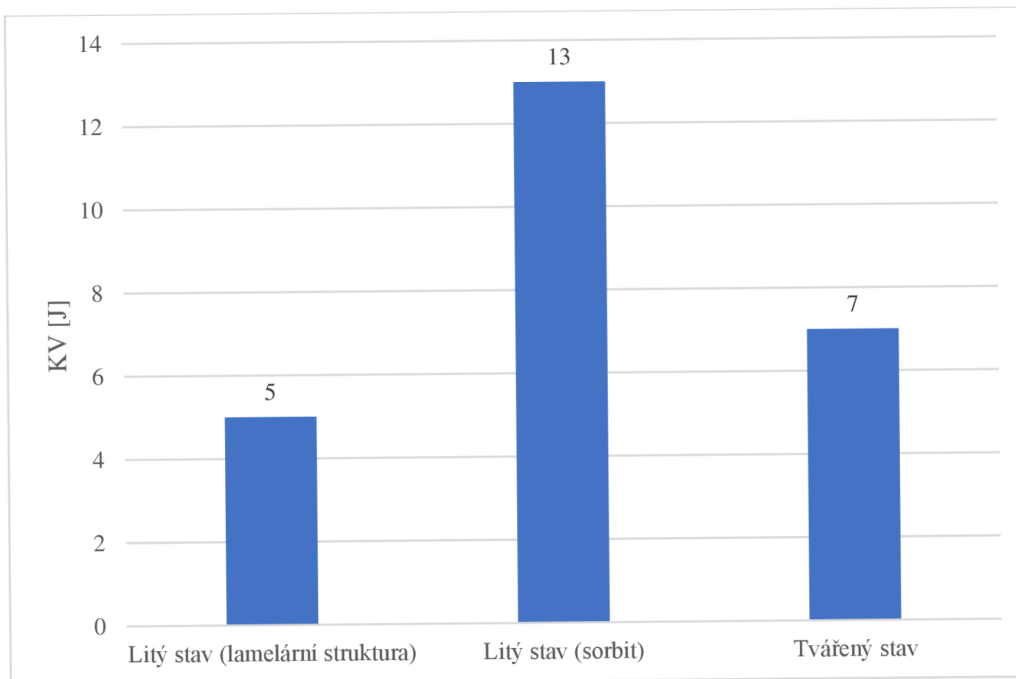
Kováním nedošlo ke změnám v deformačních charakteristikách oproti sorbitickému stavu litého materiálu, ale došlo k výrazným změnám oproti lamelární struktuře, viz. Obr. 119. Tato skutečnost může být způsobena také klesajícím obsahem porozity jak v závislosti na vzdálenosti od osy ingotu, tak na stupni prokování.



Obrázek 119 - Porovnání deformačních charakteristik

Houževnatost

Ve srovnání s litým stavem obsahujícím lamelární strukturu došlo kováním pouze k mírnému nárůstu nárazové práce, viz. Obr. 120. Sorbitická struktura ingotu však dosahovala vyšších hodnot než kovaný váleček.



Obrázek 120 - Porovnání nárazové práce

7 Závěr

Relativně podrobným rozbořem struktury a mechanických vlastností ingotu z oceli 8Cr3MoV a následně vykované osazené hřídele byly získány následující poznatky.

Velikost a počet mikroředin klesá s rostoucí vzdáleností od středu ingotu. Při zkoumání mikrostruktury litého stavu materiálu byla ve středu ingotu (50 až 200 mm od středu ingotu) struktura klasifikována jako perlitická s převahou lamelárního cementitu, zatímco na okraji (400 mm od středu ingotu) převládala struktura globulární, patrně směs globulárního perlitu a sorbitu. Světelnou metalografií však nebylo možno odlišit globulární perlit a zhrublý sorbit.

Hodnoty nárazové práce byly do vzdálenosti 200 mm od středu ingotu velmi nízké a téměř beze změny, na povrchu ingotu však došlo k jejich výraznému nárůstu. Hodnoty meze kluzu rostou až po 200 mm od středu ingotu, ale ve vzdálenosti 400 mm dochází k jejich výraznému poklesu. Mez pevnosti s rostoucí vzdáleností od středu ingotu roste. Všechny deformační charakteristiky vykazovaly téměř nulové hodnoty do vzdálenosti 200 mm, ve vzdálenosti 400 mm dochází k výraznému nárůstu plasticity. Nárazová práce, mez kluzu i deformační charakteristiky jsou závislé na struktuře oceli a výskytu vad, tedy jsou závislé na vzdálenosti od podélné osy ingotu.

Kováním bylo dosaženo vyšší integrity materiálu a porozita klesala s rostoucím stupněm deformace. U všech kovaných kotoučů byla mikrostruktura hodnocena převážně jako sorbitická se sníženým obsahem lamelárního perlitu a sekundárního cementitu vyloučeného po hranicích austenitických zrn. Oproti zkouškám litého stavu materiálu byla u tvářeného stavu měřena také tvrdost, jejíž hodnoty se lišily pouze o malé odchylky v závislosti na stupni překování. Stejněho výsledku bylo dosaženo také zkouškami rázem v ohybu a zkouškami tahem. Lze tedy konstatovat, že stupeň prokování nemá na tyto vlastnosti vliv.

Tvářený stav materiálu vykazoval vyšší mez pevnosti a sníženou mez kluzu. Kováním byla zvýšena plasticita oceli oproti středové části ingotu, avšak v porovnání s okrajovou oblastí ingotu, která byla tvořena sorbitickou strukturou, byly naměřeny hodnoty obdobné. Houževnatost prokované oceli dosahovala v porovnání se vzorky ze středové části ingotu vyšších hodnot, v porovnání s okrajem ingotu došlo k poklesu nárazové práce.

Jelikož nebylo možné odlišit globulární perlitickou strukturu od zhrublé sorbitické bylo by vhodné v dalších experimentech ověřit vliv rychlosti ochlazování z teploty normalizace na strukturu v jednotlivých vrstvách hřídele.

Seznam použité literatury

- [1] ÖZGÜR, Atilla, Yilmaz UYGUN a Marc-Thorsten HÜTT. A review of planning and scheduling methods for hot rolling mills in steel production. *Computers & Industrial Engineering* [online]. 2021, **151**, 106606. ISSN 0360-8352. Dostupné z: doi:10.1016/j.cie.2020.106606
- [2] LUKS, Tomáš. *Výpočtová analýza namáhání povrchových vrstev pracovního válce při válcování za tepla*. Brno, 2009. Diplomová práce. VUT.
- [3] KLIBER, Jiří. *Teorie tváření*. Ostrava: VŠB, 2013.
- [4] *Katedra tváření kovů a plastů - Skripta* [online]. [vid. 2021-03-13]. Dostupné z: http://www.ksp.tul.cz/cz/kpt/obsah/vyuka/skripta_tkp/sekce/03.htm
- [5] MALEČEK, Ladislav. *Kování a tepelné zpracování ocelových válců*. Ostrava, 2011. Diplomová práce. VŠB.
- [6] PTÁČEK, Luděk a KOL. *Nauka o materiálu II*. Brno: Akademické nakladatelství CERM, 1999. ISBN 80-7204-130-4.
- [7] ROBERTS, William. *Cold Rolling of Steel*. B.m.: CRC Press, 1978. Manufacturing engineering and materials processing. ISBN 978-1-351-45991-4.
- [8] *Rolling mill Rolls and Roll Shop – IspatGuru* [online]. [vid. 2021-03-13]. Dostupné z: <https://www.ispatguru.com/rolling-mill-rolls-and-roll-shop/>
- [9] SPUZIC, Sead, K.N. STRAFFORD, Chinnia SUBRAMANIAN a Gary SAVAGE. Wear of hot rolling mill rolls: an overview. *Wear* [online]. 1994, **176**, 261–271. Dostupné z: doi:10.1016/0043-1648(94)90155-4
- [10] JR, M Bocalini a A SINATORA. Microstructure and wear resistance of high speed steels for rolling mill. 2002, 16.
- [11] GONÇALVES, José Lucio, José Daniel Biasoli DE MELLO a Henara Lillian COSTA. Wear in cold rolling milling rolls: A methodological approach. *Wear* [online]. 2019, **426–427**, 22nd International Conference on Wear of Materials, 1523–1535. ISSN 0043-1648. Dostupné z: doi:10.1016/j.wear.2018.12.005
- [12] DE MELLO, J. D. B., J. L. GONÇALVES a H. L. COSTA. Influence of surface texturing and hard chromium coating on the wear of steels used in cold rolling mill rolls. *Wear* [online]. 2013, **302**(1), *Wear of Materials 2013*, 1295–1309. ISSN 0043-1648. Dostupné z: doi:10.1016/j.wear.2013.02.006
- [13] BRYCHTA, Josef, Robert ČEP a Jana NOVÁKOVÁ. *Technologie II - 2. díl*. Ostrava: VŠB, 2007. ISBN 978-80-248-1641-8.
- [14] *Podklady pro výuku* [online]. 18. březen 2021 [vid. 2021-03-18]. Dostupné z: <http://ime.fme.vutbr.cz/index.php/cs/studium/podklady-pro-vyuku-zimni-semestr>
- [15] ABU KHAIT, Yosef. *Deformace nástrojových ocelí po kalení ve vakuových pecích*. Brno, 2016. Bakalářská práce. VUT.
- [16] SCHINDLER, Ivo a Petr KAWULOK. *Deformační chování materiálů*. Ostrava: FMMI VŠB Ostrava, 2013. ISBN 978-80-248-3361-3.

- [17] RODENBURG, C. a W. M. RAINFORTH. A quantitative analysis of the influence of carbides size distributions on wear behaviour of high-speed steel in dry rolling/sliding contact. *Acta Materialia* [online]. 2007, **55**(7), 2443–2454. ISSN 1359-6454. Dostupné z: doi:10.1016/j.actamat.2006.11.039
- [18] Mill roll material and roller surface hardness. *Taixi Mill Roll* [online]. 11. červenec 2018 [vid. 2021-03-13]. Dostupné z: <https://www.txmillroll.com/mill-roll-material-and-roller-surface-hardness.html>
- [19] KISS, Imre. Cast iron rolls: an overview on the proper hardness assured by the manufacturing process. *ResearchGate* [online]. 2019 [vid. 2021-03-23]. Dostupné z: doi:10.31803/tg-20180516131304
- [20] FREMUNT, Přemysl, Jiří KREJČÍK a Tomáš PODRÁBSKÝ. *Nástrojové oceli*. Brno: Dům techniky, 1994.
- [21] KOŽÁK, Petr. *Faktory ovlivňující kvalitu kovářských ingotů určených pro pracovní válce z pohledu odlévání*. Plzeň, 2013. Diplomová práce. FS ZČU.
- [22] HORNÍK, Jakub, Petr ZUNA a František JANDOŠ. Influence of heating conditions on the final structure of steels DHQ1 and DHQ3 used for the production of metallurgical cylinders. 2011, 6.
- [23] BALLAS, Robert a Vladimír GINZBURG. *Flat Rolling Fundamentals*. Boca Raton: CRC Press, 2000. ISBN 978-0-8247-8894-0.
- [24] ŠENBERGER, Jaroslav, Zdeněk BŮŽEK, Antonín ZÁDĚRA, Karel STRÁNSKÝ a Václav KAFKA. *Metalurgie na odlitky*. Brno: VUTIUM, 2008. ISBN 978-80-214-3632-9.
- [25] *Encyclopedia Britannica* [online]. [vid. 2021-04-04]. Dostupné z: <https://www.britannica.com/>
- [26] BAŽAN, Jiří a Ladislav SOCHA. *Základy teorie a technologie výroby železa a oceli*. 2013. ISBN 978-80-248-3353-8.
- [27] TKADLEČKOVÁ, Markéta, Karel MICHALEK, Karel GRÝC a Ladislav SOCHA. *Základy 3D modelování metalurgických procesů*. 2013. ISBN 978-80-248-3350-7.
- [28] *Ladle Furnace - an overview | ScienceDirect Topics* [online]. [vid. 2021-04-05]. Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/topics/engineering/ladle-furnace>
- [29] ELBEL, Tomáš. *Vady odlitků ze slitin železa*. Brno: Matecs, 1992.
- [30] PERNICA, Vítězslav. *Segregace ve slitinách železa při odlévání těžkých odlitků*. Brno, 2016. Zkrácená verze dizertační práce. VUT.
- [31] ŠMRHA, Lubomír. *Tuhnutí a krystalizace ocelových ingotů*. 1983.
- [32] KUCHAR, L. a J. DRÁPALA. Segregační jevy při krystalizaci a jejich vliv na strukturní charakteristiky krystalů. 2002, 9.
- [33] GE, Honghao, Fengli REN, Jun LI, Qiaodan HU, Mingxu XIA a Jianguo LI. Modelling of ingot size effects on macrosegregation in steel castings. *Journal of Materials Processing Technology* [online]. 2018, **252**, 362–369. ISSN 0924-0136. Dostupné z: doi:10.1016/j.jmatprotec.2017.09.004

- [34] KUBÍK, Jiří. *Metallurgie a vlastnosti masivních ocelových odlitků*. Brno, 2013. Diplomová práce. VUT.
- [35] CAMPBELL, John. *Castings*. Second ed. Oxford: Elsevier, 2003. ISBN 978-0-7506-4790-8.
- [36] EMI, T. 13 - Improving steelmaking and steel properties. In: Seshadri SEETHARAMAN, ed. *Fundamentals of Metallurgy* [online]. Cambridge: Woodhead Publishing, 2005 [vid. 2021-04-15], Woodhead Publishing Series in Metals and Surface Engineering, s. 503–554. ISBN 978-1-85573-927-7. Dostupné z: doi:10.1533/9781845690946.2.503
- [37] MOLLIKOVÁ, Eva. Nauka o materiálu - Distanční výuka. *Nauka o materiálu - distanční výuka* [online]. [vid. 2021-04-19]. Dostupné z: <http://ime.fme.vutbr.cz/images/umvi/opory/nomd/Index.html>
- [38] HANUS, Michal. *Vliv tepelného zpracování na strukturu a vlastnosti oceli 14 109*. Liberec, 2020. Bakalářská práce. Technická univerzita v Liberci.
- [39] HLUCHÝ, Miroslav, Josef BENEŠ, František DESORT, Zdeněk HASIL a Jiří SAHULKA. *Strojírenská technologie*. Praha: Redakce strojírenské literatury, 1966.
- [40] JECH, Jaroslav. *Tepelné zpracování oceli - Metalografická příručka*. Čtvrté vyd. Praha: SNTL - nakladatelství technické literatury, 1977.
- [41] CHEN, Fei, Zhenshan CUI a Jun CHEN. Prediction of microstructural evolution during hot forging. *Manufacturing Review* [online]. 2014, **1**, 6. ISSN 2265-4224. Dostupné z: doi:10.1051/mfreview/2014006
- [42] GAO, Zhenyan a Ramana V. GRANDHI. Microstructure optimization in design of forging processes. *International Journal of Machine Tools and Manufacture* [online]. 2000, **40**(5), 691–711. ISSN 0890-6955. Dostupné z: doi:10.1016/S0890-6955(99)00083-8
- [43] PANDYA, Vishal A. a P. M. GEORGE. Analysis of die stress and forging force for DIN 1.2714 die material during closed die forging of anchor shackle. *Materials Today: Proceedings* [online]. 2021 [vid. 2021-03-13]. ISSN 2214-7853. Dostupné z: doi:10.1016/j.matpr.2021.01.121
- [44] JIANG, Hongwei, Yanran SONG, Yucheng WU, Debin SHAN a Yingying ZONG. Macrostructure, microstructure and mechanical properties evolution during 8Cr4Mo4V steel roller bearing inner ring forging process. *Materials Science and Engineering: A* [online]. 2020, **798**, 140196. ISSN 0921-5093. Dostupné z: doi:10.1016/j.msea.2020.140196
- [45] *What Is Forging - Forging 101 & Processes | Scot Forge* [online]. [vid. 2021-04-24]. Dostupné z: <https://www.scotforge.com/Customized-Solutions/Why-Forging/Forging-101-What-is-Metal-Forging>
- [46] *Process - Why Forging Is Better | C*Blade S.p.a.* [online]. [vid. 2021-04-24]. Dostupné z: <http://www.cblade.it/why-forging-is-better.html>
- [47] ZIMMERMANN, G., L. STURZ, B BILLIA, N MANGELINCK-NOEL, H NQUYEN THI, Ch-A GANDIN, D J BROWNE a W U MIRIHANAGE. Investigation of columnar-to-

equiaxed transition in solidification processing of AISI alloys in microgravity - The CETSOL project. *Journal of Physics: Conference Series* 327. 2011.

[48] WU, M, G NUNNER, A LUDWIG, J LI a P SCHUMACHER. Evaluation of mixed columnar-equiaxed solidification model with laboratory castings. In: *The 3rd International Conference on Advanced in Solidification Processes*. 2012.

[49] VODÁREK, Vlastimil. *Fázové přeměny*. Ostrava: VŠB, 2013.

[50] PORTER, David A., Kenneth E. EASTERLING a Mohamed Y. SHERIF. *Phase Transformations in Metals and Alloys*. 3rd edition. Boca Raton: CRC Press, 2009. ISBN 978-1-4200-6210-6.

Seznam použitých zkratk a symbolů

Zkratky

α^l	Nízkouhlíkový kubický martenzit
ε	Nerovnovážný karbid $\text{Fe}_{2,4}\text{C}$
ARA	Anizotermický rozpad austenitu
AZ	Austenitické zrno
EDS	Energiově disperzní spektrometr
EOP	Elektrická oblouková pec
F	Ferit
IRA	Izotermický rozpad austenitu
LF	Sekundární metalurgie v pánvové peci
M	Martenzit
NTP	Nízkoenergetické tvárné porušení
REM	Rastrovací elektronový mikroskop
TQ	Transkrystalické kvazištěpení
TŠ	Transkrystalický štěpný
VO	Vakuové odlévání

Symboly

Symbol	Jednotka	Název veličiny
A	%	Tažnost
A_g	%	Rovnoměrná deformace zkušební tyče
C_L	%	Rozpustnost přísady v tavenině
C_S	%	Rozpustnost přísady v tuhé fázi
KV	J	Nárazová práce
L	mm	Vzdálenost výřezu od středu ingotu
M_f	$^{\circ}\text{C}$	Martenzit finish
M_s	$^{\circ}\text{C}$	Martenzit start
R_m	MPa	Mez pevnosti v tahu
R_e	MPa	Mez kluzu
T_L	$^{\circ}\text{C}$	Teplota likvidu
T_S	$^{\circ}\text{C}$	Teplota solidu
T_{tav}	$^{\circ}\text{C}$	Teplota tavení
x	m	Vzdálenost
Z	%	Zúžení

Seznam tabulek

Tabulka 1 - Chemické složení materiálu pro pracovní válce [10]	5
Tabulka 2 - Oceli pro válcování za studena [20].....	6
Tabulka 3 - Oceli pro válcování za tepla [20].....	6
Tabulka 4 - Chemické složení ocelí 8Cr3MoV, DHQ1 a DHQ3 [21]	6
Tabulka 5 - Porovnání mechanických vlastností odlévaného a kovaného ocelového válce [5]	25
Tabulka 6 - výpočet plochy pórů.....	34
Tabulka 7 - Chemické složení oceli 8Cr3MoV [hm. %].....	35
Tabulka 8 - Výsledky analýzy čistoty metodou EDS [at. %].....	37
Tabulka 9 - Hodnocení porozity litého stavu	38
Tabulka 10 - Hodnocení porozity tvářeného stavu	39
Tabulka 11 - Chemické složení výplně trhlin	41
Tabulka 12 - Hodnocení mikrostruktury litého stavu	43
Tabulka 13 - Hodnocení mikrostruktury tvářeného stavu.....	44
Tabulka 14 - Výsledky zkoušek rázem v ohybu	46
Tabulka 15 - Střední hodnoty výsledků zkoušek tahem	47
Tabulka 16 - Výsledky tahové zkoušky při teplotě 900 °C.....	48
Tabulka 17 - Výsledky měření tvrdosti	50
Tabulka 18 - Výsledky zkoušek rázem v ohybu	51
Tabulka 19 - Výsledky tahových zkoušek tvářeného stavu	51
Tabulka 20 - Hodnocení lomových ploch litého stavu	53
Tabulka 21 - Hodnocení lomových ploch tvářeného stavu.....	56

Seznam obrázků

Obrázek 1 - Závislost rychlosti opotřebování na metodě výroby, 1 hodina; vlastní interpretace dle [12]	3
Obrázek 2 - Závislost tvrdosti oceli s 50 a 99% podílem martenzitu na obsahu uhlíku [15]	3
Obrázek 3 - Závislost rychlosti opotřebování na teplotě a velikosti karbidů [17]	4
Obrázek 4 – Typické trhliny vzniklé teplotní únavou HSS [10]	5
Obrázek 5 - Elektrická oblouková pec [27]	7
Obrázek 6 - Lící struktura ingotu [23]	10
Obrázek 7 - Krystalizace slitin	10
Obrázek 8 - Záporný teplotní gradient [32]	11
Obrázek 9 - Konstituční přechlazení [32]	11
Obrázek 10 - Dendritická struktura [14]	12
Obrázek 11 - Schematické znázornění dendritů a jejich růstu [23]	12
Obrázek 12 – 1-A vycezeniny; 2-V vycezeniny; 3-oblast záporné segregace [21]	13
Obrázek 13 - Vliv velikosti ingotu na vznik nehomogenit; SI-segregační index [33]	14
Obrázek 14 - Schéma I. typu vměstků [6]	16
Obrázek 15 - Řetízky vměstků II. typu [6]	16
Obrázek 16 - Vměstky III. typu [6]	16
Obrázek 17 - Vměstky IV. typu [6]	16
Obrázek 18 - Příčiny vzniku exogenních vměstků v uhlíkových a nízkolegovaných ocelích [35]	16
Obrázek 19 - Schéma staženiny; vlevo otevřená; vpravo uzavřená [29]	17
Obrázek 20 – Řediny [29]	18
Obrázek 21 - Schéma tepelného zpracování	18
Obrázek 22 - IRA diagramy pro eutektoidní; podeutektoidní a nadeutektoidní ocel [6]	19
Obrázek 23 - Vliv chemického složení na tvar a polohu izotermických křivek [6]	19
Obrázek 24 – Schematický ARA diagram [6]	20
Obrázek 25 - ARA diagram oceli 14 109 [38]	20
Obrázek 26 - Teploty žhání [14]	21
Obrázek 27 - Schéma procesů kalení [14]	23
Obrázek 28 - Změna tvaru a velikosti zm oceli během kování [45]	25
Obrázek 29 - Schematické porovnání struktury po odlití a po kování [46]	26
Obrázek 30 - Vliv teploty na tvaritelnost [16]	26
Obrázek 31 - Tepelné zpracování	28
Obrázek 32 - Schematické znázornění ingotu 8K7,2	28
Obrázek 33 - Schematické znázornění řezu ingotu	29
Obrázek 34 - Materiál pro zkoušky v litém stavu, použity výřezy 8, 13 a 17	29
Obrázek 35 - Rozvržení materiálu pro zkoušky v litém stavu	30
Obrázek 36 - Hranol A	30
Obrázek 37 - Hranol B	30
Obrázek 38 - Překovaný polotovar	31
Obrázek 39 - Překování kvadrátu na osazenou hřídel	31
Obrázek 40 - Separace kotoučů 1-5 z osazené hřídele	31
Obrázek 41 - Vzorky z kotoučů; poskytnuto firmou ŽĐAS, a. s.	32
Obrázek 42 - Vzorky z kotoučů; poskytnuto firmou ŽĐAS, a. s.	32
Obrázek 43 - Vzorky z kotoučů; poskytnuto firmou ŽĐAS, a.s.	32
Obrázek 44 - Výpočet plochy pórů programem ImageJ	33
Obrázek 45 – 50 – Typy vměstků	36
Obrázek 51 – 56 – Porozita litého stavu	38

Obrázek 57 – 65 – Porozita tvářeného stavu	40
Obrázek 66 – 68 – Otevřené trhliny tvářeného stavu	42
Obrázek 69 – 76 – Mikrostruktura litého stavu	43
Obrázek 77 – 81 – Mikrostruktura tvářeného stavu	45
Obrázek 82 - Závislost hodnot nárazové práce na vzdálenosti od středu ingotu.....	46
Obrázek 83 - Závislost napěťových charakteristik na vzdálenosti od středu ingotu.....	47
Obrázek 84 - Závislost deformačních charakteristik na vzdálenosti od osy	48
Obrázek 85 – Napěťové charakteristiky při 900 °C v závislosti na vzdálenosti od osy.....	49
Obrázek 86 - Deformační charakteristiky při 900 °C v závislosti na vzdálenosti od osy.....	49
Obrázek 87 - Závislost tvrdosti na stupni přetvoření	50
Obrázek 88 - Nárazová práce v závislosti na stupni prokování	51
Obrázek 89 - Vliv přetvoření na napěťové charakteristiky	52
Obrázek 90 - Závislost deformačních charakteristik na stupni prokování	52
Obrázek 91 – 107 – Fraktografický rozbor litého stavu	53
Obrázek 108 – 117 – Fraktografický rozbor tvářeného stavu	56
Obrázek 118 - Porovnání napěťových charakteristik	60
Obrázek 119 - Porovnání deformačních charakteristik	60
Obrázek 120 - Porovnání nárazové práce.....	61