



VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ

BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY

FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING

ÚSTAV STROJÍRENSKÉ TECHNOLOGIE

INSTITUTE OF MANUFACTURING TECHNOLOGY

**VLIV PODMÍNEK TUHNUTÍ NA STRUKTURU A
VLASTNOSTI AUSTENITICKÝCH CHROMNIKLOVÝCH
OCELÍ**

INFLUENCE OF SOLIDIFICATION CONDITIONS ON STRUCTURE AND PROPERTIES OF AUSTENITIC
CHROME-NICKEL STEELS

DIPLOMOVÁ PRÁCE

MASTER'S THESIS

AUTOR PRÁCE

AUTHOR

Bc. Ondřej Ambrož

VEDOUCÍ PRÁCE

SUPERVISOR

doc. Ing. Antonín Záděra, Ph.D.

BRNO 2017

Zadání diplomové práce

Ústav: Ústav strojírenské technologie
Student: **Bc. Ondřej Ambrož**
Studijní program: Strojní inženýrství
Studijní obor: Slévárenská technologie
Vedoucí práce: **doc. Ing. Antonín Záděra, Ph.D.**
Akademický rok: 2016/17

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 podmínek tuhnutí na strukturu a vlastnosti austenitických chromniklových ocelí

Stručná charakteristika problematiky úkolu:

Austenitické chromniklové oceli patří mezi nepolymorfní oceli, které neprochází během ochlazování pod teplotou solidu transformací struktury. To vede k dosažení vysoké strukturní stability oceli v celém rozsahu provozních teplot, což umožňuje používat některé jakosti austenitické oceli i jako oceli žárovzdorné i žárovevné. Nevýhodou je, že není možné ohřevem a následným ochlazením (tepelným zpracováním) strukturu oceli zjemnit. Jediný provozně použitelný způsob zjemnění struktury austenitických ocelí je pouze při jejím tváření. Odlitky z austenitických ocelí mají v důsledku zpravidla hrubozrnnou strukturu a tím i nižší mechanické vlastnosti.

Cíle diplomové práce:

Cílem práce je ověření vlivu podmínek tuhnutí na mechanické vlastnosti austenitické chromniklové oceli. U experimentálního odlitku s tloušťkou stěny cca 500 mm bude ověřen vliv doby tuhnutí, doby setrvání mezi teplotou likvidu a solidu a dalších parametrů na velikost zrna austenitické oceli a mechanické vlastnosti oceli stanovené při tahové zkoušce.

Seznam doporučené literatury:

- TURKDOGAN, E.T. Fundamentals of steelmaking. London: The Institute of materials, 1996. ISBN 1-86125-004-5.
- CAMPBELL, J. Casting, Butterworth-Heinemann, Oxford, 2000. ISBN 0-7506-1696-2.
- PTÁČEK, L. Nauka o materiálu I. Brno: CERM, 2001. 505 s. ISBN 80-7204-193-2.

ALVAREZ, A.I., S. DEGALLAIX-MOREUIL. Duplex Stainless Steels. GREAT BRITAIN, 2009, 437 s. ISBN 978-1-84821-137-7.

ŠENBERGER, J., Z. BŮŽEK, A. ZÁDĚRA, K. STRÁNSKÝ a V. KAFKA. Metalurgie oceli na odlitky. Brno: VUT v Brně – Nakladatelství VUTIUM, 2008. 311 s. ISBN 978-80-214-3632-9.

Termín odevzdání diplomové práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2016/17

V Brně, dne

L. S.

prof. Ing. Miroslav Píška, CSc.
ředitel ústavu

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

ABSTRAKT

Práce se zabývá vlivem podmínek tuhnutí na mechanické vlastnosti a strukturu austenitických korozivzdorných ocelí. První část zahrnuje rozdělení korozivzdorných ocelí a základní seznámení s problematikou dosažení požadovaných vlastností a struktury. Druhá část je zaměřená na austenitické oceli a jejich základní charakteristiky. V této části je také uveden popis experimentu a dosažené výsledky. Na závěr bylo provedeno zhodnocení těchto výsledků a byly doporučeny další kroky výzkumu.

Klíčová slova

korozivzdorná ocel, austenitická ocel, ASTM A351 CF3M, mechanické vlastnosti, tuhnutí, metalografie

ABSTRACT

The thesis deals with the influence of solidification conditions on structure and mechanical properties of austenitic stainless steels. The first part involves the distribution of stainless steels and a basic understanding of the issue of achieving the desired structure and mechanical properties. The second part is focused on austenitic steels and their basic characteristics. This section also describes the experiment and the results achieved. Finally, these results were evaluated and further research steps were recommended.

Key words

stainless steel, austenitic steel, ASTM A351 CF3M, mechanical properties, solidification, metallography

BIBLIOGRAFICKÁ CITACE

AMBROŽ, Ondřej. Vliv podmínek tuhnutí na strukturu a vlastnosti austenitických chromnikových ocelí. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2017. 54 s. Vedoucí diplomové práce doc. Ing. Antonín Záděra, Ph.D.

PROHLÁŠENÍ

Prohlašuji, že jsem diplomovou práci na téma **Vliv podmínek tuhnutí na strukturu a vlastnosti austenitických chromniklových ocelí** vypracoval samostatně s použitím odborné literatury a pramenů, uvedených na seznamu, který tvoří přílohu této práce.

26.5.2017

Datum

Bc. Ondřej Ambrož

PODĚKOVÁNÍ

Děkuji tímto doc. Ing. Antonínu Záděrovi, Ph.D., Bc. Marku Ostratickému, Ing. Vítězslavu Pernicovi, Ph.D., Ing. Václavu Kaňovi, Ph.D. a Ing. Petru Blažíkovi za cenné připomínky a rady při vypracování diplomové práce.

OBSAH

ABSTRAKT	4
PROHLÁŠENÍ	5
PODĚKOVÁNÍ.....	6
OBSAH	7
ÚVOD	8
1 KOROZIVZDORNÉ OCELI	9
1.1 Pasivita	11
1.2 Koroze	11
1.3 Druhy koroze	14
1.4 Schäfflerův digram	17
1.5 Legující prvky	18
2 AUSTENITICKÉ OCELI	27
2.1 Příprava formy.....	29
2.2 Tavení a odlévání.....	30
2.3 Odběr a značení vzorků	32
2.4 Tuhnutí odlitku a měření teploty	33
2.5 Mechanické vlastnosti a tepelné zpracování	39
2.6 Struktura	44
2.7 Vyhodnocení výsledků	48
ZÁVĚR.....	54
SEZNAM POUŽITÝCH ZDROJŮ.....	55
SEZNAM POUŽITÝCH SYMBOLŮ A ZKRATEK.....	57
SEZNAM PŘÍLOH	58

ÚVOD

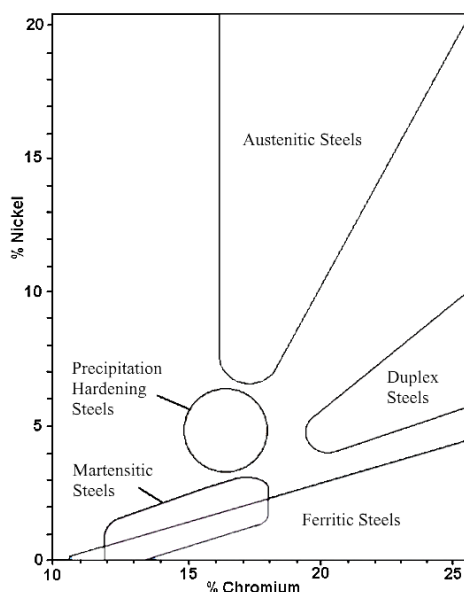
Vznik prvních předchůdců dnešních chromniklových austenitických ocelí se datuje na konec 19. století. Na našem území se stala průkopníkem hlavňová ocel Anticoro s 10 % niklu poprvé vyrobená roku 1910 v Poldi Kladno, která byla jednou z vůbec prvních korozivzdorných ocelí na světě. Roku 1912 zlepšil Hummelberger chemickou odolnost této oceli přísadou až 14 % chromu. Strauss a Mauer u Kruppa v roce 1914 vyrobili ocel s 20 % chromu, 7 % niklu a 0,25 % uhlíku jako materiál vhodný pro zařízení syntézu čpavku ve firmě BASF. V té době trpěli tyto oceli těžkou mezikrystalovou korozí při svařování. Rozsáhlý výzkum koroze a zdokonalování oceli kolem roku 1930 měl za následek vznik stabilizovaných ocelí s nižším obsahem uhlíku. V té době bylo také objeveno, že vhodně zvoleným legováním kombinací prvků Mo a Cu bude dosaženo zlepšené korozní odolnosti v kyselině sírové. Po druhé světové válce byly v Německu vyráběné oceli typu 18/8 celosvětově používány pro svoji korozivzdornost a žáruvzdornost. V následujícím období probíhal rozmach výroby a vývoje austenitických korozivzdorných ocelí s postupným rozvojem až do současnosti. Austenitické chromniklové oceli a jejich použití jsou dnes již široce probádány, přesto však nejsou všechny jevy a vlastnosti dokonale vysvětleny [1,2].

V dnešní době je stále trvající snaha po zvýšení pevnostních vlastností austenitických ocelí do jisté míry řešena přísadou dusíku do oceli tak, že se při tavení používá k legování dusíkatého ferochromu. Významnou vlastností austenitických korozivzdorných ocelí je jejich tažnost a houževnatost. Nepřítomnost fázových přeměn činí tyto oceli citlivými k růstu zrna za vysokých teplot bez možné regenerace tepelným zpracováním. Zhrubnutí zrna však nevede u austenitických ocelí ke zkřehnutí. Vyznačují se příznivými mechanickými charakteristikami, jak za velmi nízkých minusových, tak i za relativně vysokých teplot. V případě žáropevných austenitických ocelí je vidět pozoruhodná spojitost v odvození od základních korozivzdorných typů. Austenitické chromniklové korozivzdorné oceli mají ze všech základních tříd obecně nejvyšší korozní odolnost, kterou je dále možné zvyšovat přísadami dalších slitinových prvků. Jedním z vážných problémů ohrožujících životnost zařízení z těchto materiálů je jejich citlivost k mezikrystalové korozi, protože se nejvíce používají v agresivních prostředích a v energetice [1].

1 KOROZIVZDORNÉ OCELI

Korozivzdorné oceli se řadí mezi vysokolegované oceli, které jsou charakteristické tím, že mají některé specifické vlastnosti, které nejsou u méně legovaných ocelí dosažitelné. Korozivzdorné oceli kromě toho, že jsou korozivzdorné, tak mohou být za některých podmínek žáruvzdorné nebo žárupevné. Těchto speciálních vlastností se dosahuje legováním především chromem, niklem, manganem a dalšími prvky. Otěruvzdorné oceli mají zvýšenou odolnost vůči mechanickému opotřebení. Korozivzdorné a žáruvzdorné oceli jsou charakteristické zvýšenou odolností proti korozi za normální i zvýšené teploty. Žáropevné oceli mají dlouhodobě stálé vlastnosti v horkých plynech [3].

Korozivzdorné oceli se dělí podle chemického složení a struktury do několika základních skupin. Podle struktury se jedná o oceli martenzitické, feritické, austenitické a dvoufázové (obr. 1.1). Chemické složení rozlišuje korozivzdorné oceli na chromové, chromniklové a chrommanganové. Skupina korozivzdorných ocelí na odlitky je charakteristická svým nízkým obsahem uhlíku, který je podle normy ČSN EN 10283 až na pár výjimek nižší než 0,070 %. Výborná odolnost proti korozi korozivzdorných chromniklových a chromových ocelí je především dána pasivačním stavem, dosaženým vysokým obsahem chromu. Dalšími přísadami získávají přednostně chromniklové oceli speciální vlastnosti a dobrou korozní odolnost i v aktivním stavu. Podle Číhala [1] je za pasivační označeno prostředí, ve kterém dochází k tvorbě ochranné vrstvy kovů, která zpomaluje průběh koroze. Tohle prostředí je spíše oxidační a příkladem může být tvorba ochranné vrstvy oceli v kyselině dusičné. Aktivní prostředí je definováno jako agresivnější, které má spíše redukční charakter. Takovým prostředím může být kyselina chlorovodíková nebo sírová. Mezi hlavní provozní problémy ovlivňující životnost zařízení z těchto materiálů patří jejich citlivost k mezikrystalové korozi, jejíž příčinou může být ochuzení určitých míst o chrom, který se spotřeboval na tvorbu karbidů. Problémem mezikrystalové koroze jsou nejvíce postiženy oceli austenitické, protože jsou používány v agresivních prostředích chemického průmyslu a v energetice. Výskyt mezikrystalové koroze se liší u jednotlivých skupin korozivzdorných ocelí, protože jsou mezi nimi rozdíly jak v základním chemickém složení, tak i ve struktuře a důsledkem toho i v dalších vlastnostech. Základní vlastnosti korozivzdorných ocelí jsou uvedeny v tabulce 1.1 [1,4,5].



Obr. 1.1 Oblasti chemických složení různých typů korozivzdorných ocelí [6].

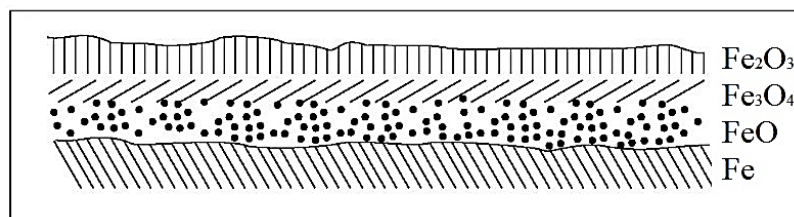
Tab. 1.1 Rozdělení korozivzdorných ocelí a jejich hlavní vlastnosti [1].

Základní chemické složení	Cr		CrNi		CrNi(Mn,N)		CrMn(N)		Speciální typy	
	Martenzitické kalitelné	Feritické nekalitelné	Martenzitické, martenziticko-austenitické	Feriticko-austenitické	Austenitické		Austenitické		Martenzitické, austenitické	Austenitické
Magnetické vlastnosti	feromagnetické				paramagnetické					
Mechanické vlastnosti	jako konstrukční nástrojové oceli	málo houževnaté	zvýšená mez průřaznosti	zvýšená mez průřaznosti	houževnaté nízká mez průřaznosti	vyšší mez průřaznosti než u oceli CrNi	mez průřaznosti dvojnásobná oproti oceli CrNi	mez průřaznosti 1000 až 1300 MPa, precipitačně vytvrditelné	podle obsahu slitinových prvků	
Obrobitelnost	úměrná jejich pevnosti a obsahu chromu	dobrá	horší	horší	horší následkem jejich velké schopnosti ke zpevnění		podle pevnosti a tvrdosti			
Svařitelnost	jeu při nízkém obsahu uhlíku	svary málo houževnaté	dobrá	dobrá	svary velmi houževnaté					
Odolnost proti korozi	dobrá jen v pasivním a transpasivním stavu tj. odolávající rezivění a HNO ₃ , jinak jen velmi slabým kyselinám	v pasivním stavu	v pasivním stavu	v pasivním stavu	dobrá i v aktivním stavu, tj. odolávající silnějším kyselinám	v pasivním stavu mezi oceleni CrNi a CrMn v případě vyššího obsahu Mn	v pasivním stavu odolává rezivění a velmi slabým kyselinám	v pasivním stavu a při vhodném tepelném zpracování	v aktivním stavu, H ₂ SO ₄ za vyšších teplot, zředěná HCl, H ₃ PO ₄ apod.	
Žárovzdornost	poměrně dobrá i v sárném a nautliujícím prostředí	horší v sárném a nautliujícím prostředí	omezená podle obsahu manganu				podle obsahu slitinových prvků			
Hlavní typy	2Cr13 3Cr13 3Cr15 4Cr15 9Cr17	1Cr17 1Cr25 1Cr17 (Mo) Ti 1Cr25 (Mo, W) 01Cr26Mo 01Cr28Mo4	1Cr17Ni2 04Cr13Ni4 04Cr13Ni6Mo 04Cr13Ni6Mo 04Cr15Ni6Mo	1Cr21Ni45Ti 1Cr21Ni6Mo2Ti 1Cr21Ni5 03Cr25Ni5Mo3N	1Cr18Ni9(Ti) 1Cr18Ni9Mo2 (Ti, Nb)	03Cr18Ni10N 03Cr18Ni12Mo3N 1Cr18Ni9Ni4N 03Cr17Mn9Ni5Mo2N	10Cr18Mn15N 03Cr13Mn19 (Mo, Ti)	07Cr17Ni7TiAl 07Cr17Ni7Al 07Cr17Ni14CuMoTiNb	1Cr19Ni1MoCuNb 1Cr18Ni22MoCuNb 1Cr23Ni28MoCuNb 02Cr21Ni28Mo3Cu3	

1.1 Pasivita

Korozní odolnost různých slitin je dána především jejich schopností se pasivovat. Na povrchu kovu při korozním ději se vytvoří ochranná vrstva, která korozi velmi zpomaluje. To, že při dokonalém pokrytí kovu velmi odolnou vrstvou vůbec dochází ke korozi je možné vysvětlit tím, že vznikající vrstva se do jisté míry rozpouští a je neustále obnovována. Obecně se může jednat o pasivní vrstvu tvořenou sloučeninami různého složení. Obvykle jsou to stálé oxidy, jako je tomu u železa v kyselině dusičné, u korozivzdorných ocelí, titanu, chromu apod. Podmínkou pro vznik ochranné vrstvy je buď oxidační charakter korozního prostředí, nebo polarizace vnějším zdrojem stejnosměrného proudu na požadovanou potenciálovou hodnotu [5].

Oceli pracují v technické praxi často v oxidační atmosféře. Vlivem současně probíhající difuze kyslíku od povrchu do středu součástky a difuze iontů kovu k povrchu vzniká vrstva oxidů, jejichž složení se mění. Na rozhraní kovu a vrstvy oxidů vzniká nejnižší oxid, na rozhraní vrstvy oxidů a atmosféry naopak nejvyšší. Příkladem může být oxidace železa, kde se podle vnějších podmínek mohou tvořit oxidy FeO , Fe_3O_4 a Fe_2O_3 (obr. 1.2). Poměr atomů železa a kyslíku je v oxidu železnatém 1 : 1, je tedy nejnižším oxidem. V oxidu železitém je tento poměr 1 : 1,5, takže je nejvyšším oxidem. Oxidy železa se od základního kovu oddělují. K vytvoření ochranné vrstvy oceli je třeba legovat prvky, které mají vyšší afinitu ke kyslíku než železo a tvořící sloučeniny neodlupující se ani při kolísání teploty. Z legujících prvků splňuje tyto požadavky chrom, hliník a křemík [3].



Obr. 1.2 Složení oxidační vrstvy železa [7].

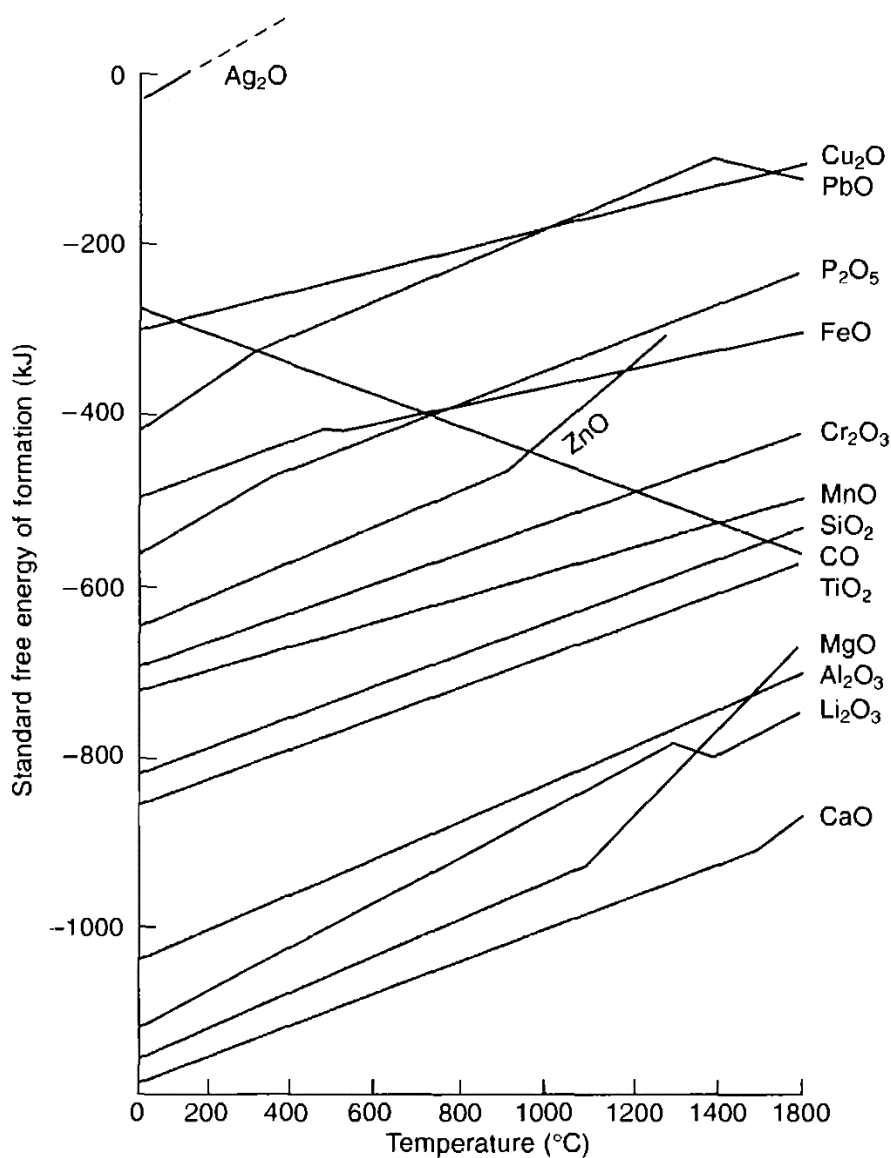
Nejnižší koncentrace chromu obsažená v kovové matici, která zajišťuje pasivaci korozivzdorných ocelí je 11,5 %. Ochranné vrstvy korozivzdorných ocelí jsou velmi tenké a ani neodpovídají svým složením stechiometrickému poměru. Chrom přispívá k pasivitě železa svou tendencí absorbovat elektrony. Naproti tomu se železo může stát pasivní ztrátou alespoň jednoho elektronu na atom. Jeden atom chromu může absorbovat až 5 elektronů železa, tj. pasivovat 5 atomů železa. Tento poměr odpovídá 15,7 hm % chromu, což zhruba koresponduje s minimálním potřebným obsahem chromu zajišťující uspokojující korozivzdornost [1].

1.2 Koroze

Korozi můžeme definovat jako nevratné znehodnocení materiálu způsobené chemickým nebo fyzikálně chemickým působením okolního prostředí za určité teploty a tlaku. Tato obecná definice zahrnuje znehodnocení všech typů materiálů jejich chemickou reakcí s prostředím. Prostedím může být atmosféra, různé plyny, kapaliny a půdy. Jednotlivá prostředí se svými korozními účinky na různé materiály od sebe liší jak v mechanismu, tak v intenzitě působení. Kromě samotného prostředí může také intenzitu koroze ovlivňovat v případě kapalin a plynů také pohyb prostředí. Nepochybný vliv připadá také na samotnou konstrukci výrobku. Podle mechanismu se koroze dělí na chemickou a elektrochemickou [8].

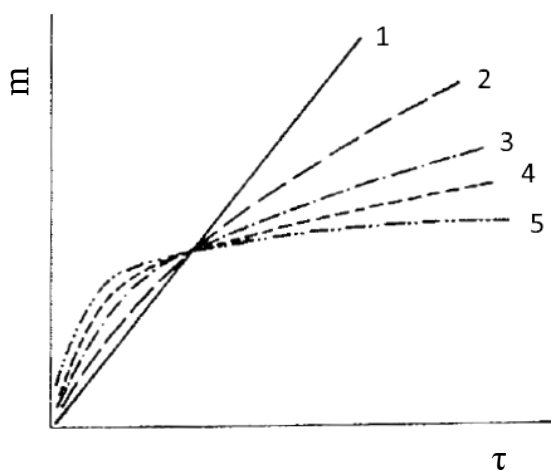
Chemická koroze

Chemická koroze probíhá v elektricky nevodivém prostředí, tedy v plynech a neelektrolytech. Jedná se o samovolnou interakci materiálu s korozním prostředím, kdy oxidace kovu a redukce oxidující složky probíhá současně. Nejvíce rozšířená je chemická koroze v plynech za vyšších teplot. Tento děj vzniká v prostředích obsahujících kyslík, oxidy uhlíku, síry nebo i dusíku či v halogenidech. V průběhu chemické koroze dochází k vytvoření korozních produktů přímo v místech, kde k reakci došlo. Mezi základní příčiny vzniku patří termodynamická nestálost kovů v různých prostředích, charakterizována přechodem kovu do stabilnějšího stavu zplodin koroze. Informace o možnosti průběhu poskytují termodynamické údaje vyjádřené nejčastěji hodnotami změny volné entalpie ΔG . Proces koroze je pravděpodobný, pokud je $\Delta G < 0$. Při $\Delta G > 0$ koroze pravděpodobně probíhat nebude. Přehledné je znázornění průběhu volné entalpie v závislosti na teplotě pomocí Ellinghamových diagramů uvedeno na obr. 1.3 [9].



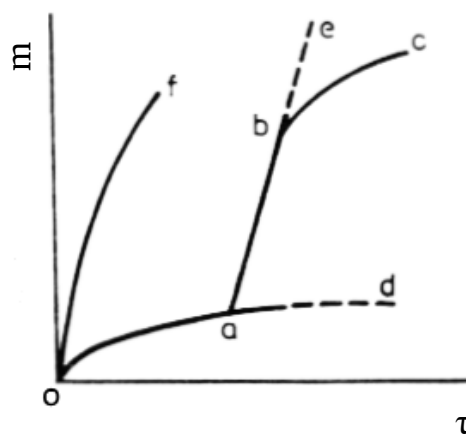
Obr. 1.3 Ellinghamův diagram pro oxidy [10].

Vysoká afinita kovu ke koroznímu prostředí nemusí jednoznačně znamenat vysokou rychlost koroze. Ta je závislá především na kinetice reakce, která se řídí charakterem vznikajících korozních zplodin. Pokud jsou korozní produkty plynné, kapalné nebo bez ochranného charakteru, probíhá koroze při stálé teplotě stejnou rychlostí podle lineární závislosti, kde m je korozní změna (např. v mm/rok) a τ je čas. Jestliže vznikají tuhé korozní zplodiny, které mají alespoň částečně ochranný charakter a tvoří tak bariéru difundujícím iontům, zmenšuje se korozní rychlost podle parabolické závislosti. Tímto trendem se řídí převážná většina kovů za vysokých teplot, při dostatečně tlustých vrstvách. V tomto případě je difuze řídicím dějem reakce. Kubickou závislost je možné zjistit na přechodu mezi korozi za vysokých a nízkých teplot. Při relativně nízkých teplotách a za vzniku tenkých vrstev je možné zjistit i další typy závislosti, jako například logaritmická a recipročně logaritmická [11]. Obecný tvar křivek je na obrázku 1.4.



Obr. 1.4 Obecný tvar křivek časové závislosti korozní rychlosti při oxidaci kovů [11].

- 1 – lineární; 2 – parabolická;
- 3 – kubická; 4 – logaritmická;
- 5 – recipročně logaritmická



Obr. 1.5 Průběhy oxidace v závislosti na čase za různých podmínek korozivzdorných ocelí do 20 hm. % Cr [1].

- oad – 750 °C, vzduch;
- abc – 870 °C, oxidační atmosféra, nečistoty zvláště siřné sloučeniny; be – 1050 °C;
- of – 1250 °C, extrémní podmínky

Empiricky zjištěný průběh oxidace korozivzdorných ocelí je uveden na obrázku 1.5. Pokud jsou podmínky mírné, tak dochází k tvorbě ochranného filmu a rychlost oxidace klesá podle křivky *oad*. V náročných podmínkách dochází po počáteční fázi *oa* k popraskání ochranné vrstvy a zrychlení koroze pokračuje podle křivky *ab*. Podle složení oceli a oxidačních podmínek dále dojde k zacelení vrstvy a rychlost oxidace se zmírní podle křivky *bc*, přičemž se tento proces může opakovat. Nedochází-li k zacelení vrstvy, pokračuje oxidace velkou rychlostí podle závislosti *be*. Za velmi těžkých podmínek probíhá oxidace podle závislosti *of*, kdy nedochází ke vzniku produktů s ochranným charakterem. Ke korozi v plynech může docházet i bez vzniku ochranných povrchových vrstev, např. ve vodíku za vysokých teplot, popř. i tlaků, protože vodík snadno difunduje do kovu. Vodík pak v oceli může způsobovat poškození jako vodíkové křehnutí, vyvolané vodíkem rozpuštěným v oceli nebo vodíkovou korozi, jako důsledek reakce rozpuštěného vodíku s uhlíkem přítomným v oceli. Velký význam má koroze kovových materiálů v plynných prostředích, jako dusíku, čpavku, oxidu uhelnatém nebo sirovodíku. K chemické korozi se počítají i děje probíhající v kapalném prostředí neelektrolytů obsahující siřné sloučeniny, jako jsou kapalná paliva, mazací oleje apod. [1,11].

Elektrochemická korozе

Oproti chemické korozi probíhá elektrochemická korozе v elektricky vodivém prostředí. Konkrétně to může být elektrolyt, tj. roztoky kyselin, zásad a solí, dále voda, půda, vlhká atmosféra atd. Jedná se o podobný proces jako se děje v galvanickém článku. Podle elektrochemické ušlechtilosti můžeme kovy sestavit do řady, kde nejmenší korozní odolnost mají kovy s největším negativním potenciálem (Na, Mg, K, Zn). Za nulu je vzat standardní potenciál vodíkové elektrody, který je charakterizován rovnicí (1.1):



Stupnice skutečné korozní odolnosti však zcela neodpovídá stupnici elektrochemické ušlechtilosti, jak můžeme vidět v tabulce 1.2. Důvodem je již zmíněná pasivační schopnost některých kovů, která brzdí anodovou reakci. Kovy, popř. slitiny jsou sestaveny podle průměrné korozní odolnosti, které mohou být za různých podmínek odlišné [8,9,11].

Tab. 1.2 Srovnání elektrochemické ušlechtilosti a průměrné korozní odolnosti kovů a některých technických slitin [5].

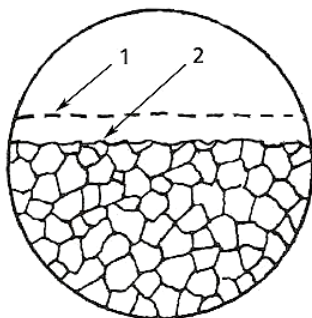
Elektrotechnická ušlechtilost		Korozní odolnost	
+1,5	Au	Au	pasivní
+1,2	Pt	Pt	
+0,987	Pd	Pd	
+0,799	Ag	Zr	
+0,337	Cu	Ti	
-0,126	Pb	Ag	
-0,136	Sn	Mo	
-0,2	Mo	Cr	
-0,25	Ni	Cu	
-0,403	Cd	Ni	
-0,44	Fe	Pb	aktivní
-0,74	Cr	Al	
-0,763	Zn	Sn	
-1,18	Mn	Fe	
-1,53	Zr	Cd	
-1,63	Ti	Zn	
-1,66	Al	Mg	
-2,37	Mg	Mn	

1.3 Druhy korozе

Schopnost pasivity poskytuje ocelím výbornou odolnost proti celkové (rovnoměrné) korozi. V praxi se však v důsledku místního porušení pasivní vrstvy setkáváme i se zvláštními, velmi nebezpečnými formami korozе. Příkladem může být korozе mezikrystalová, bodová, štěrbinová nebo korozní praskání. Zvláště nebezpečné jsou tzv. strukturní druhy korozе, které podstatně ovlivňují mechanické charakteristiky, aniž by se výrazně změnil povrch korodované součásti [1].

Rovnoměrná koroze

Rovnoměrná koroze způsobuje stejnoměrné rozpouštění po celém povrchu kovu (obr. 1.6). Je možné ji vyjádřit ztrátou hmotnosti v $\text{gm}^{-2}\text{h}^{-1}$, případně úbytkem tloušťky v mm za rok, kde $1\text{gm}^{-2}\text{h}^{-1}=1,1\text{mm}$ za rok. Použití korozivzdorných ocelí v různých prostředí může být voleno na základě podkladů shrnujících korozní rychlosti rovnoměrné koroze v diagramech nebo tabulkách. V korozních tabulkách (tab. 1.3) jsou také uvedeny indexy upozorňující na možnost napadení místními druhy koroze [1].



Obr. 1.6 Schéma rovnoměrné koroze [11].

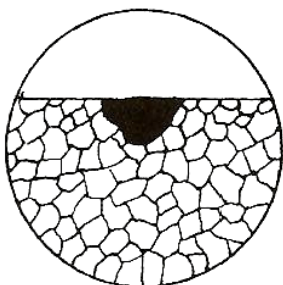
1 – původní povrch;
2 – povrch po napadení

Tab. 1.3 Korozní tabulka [1].

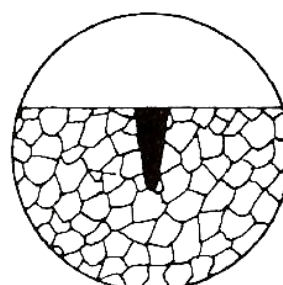
Korozní rychlost [mm za rok]	Označení stupně napadení	Použitelnost
<0,1	0	dobrá odolnost, ocel vhodná pro použití
0,1 až 1,0	1	malá odolnost, omezené použití
>1,0	2	špatná odolnost, ocel nevhodná pro použití
Místní druhy koroze	p (např. pO) s (např. sO)	výskyt bodové koroze nebezpečí praskání korozi za napětí

Bodová a důlková koroze

Jedná se o lokální napadení jinak odolného pasivního povrchu korozivzdorných ocelí nebo hliníku a jeho slitin. Mezi podmínky vzniku patří dostatečná koncentrace agresivních aniontů a oxidačních činidel v prostředí tak, aby korozní potenciál dosáhnout hodnoty depasivačního potenciálu. Dochází k ní především v roztocích obsahujících chlor, brom nebo jod, jejich soli, zejména halogenidy těžkých kovů nebo chlornany. Náchylnějšími pro vznik jsou především nespojitá místa ochranného filmu, vady ústící na povrch, nekovové vměstky apod. Korozivzdorné oceli, které nejsou homogenní např. vlivem pomalého tuhnutí taveniny nebo žíhání v oblasti teplot 400 až 900 °C, jsou mnohem náchylnější k bodové korozi ve srovnání s homogenními. Důsledkem napadení vznikají na povrchu materiálu různě hluboké důlky často s velice úzkým hrdlem. Hloubka důlkového napadení (obr. 1.7) je obvykle menší než největší průměr důlku, zatímco bodové napadení (obr. 1.8) je podstatně hlubší než jeho průměr [2,5,12].



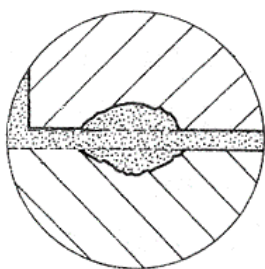
Obr. 1.7 Schéma důlkové koroze [9].



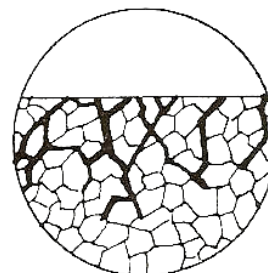
Obr. 1.8 Schéma bodové koroze [9].

Štěrbínová koroze

S bodovou korozí do jisté míry souvisí koroze štěrbinová (obr. 1.9), která probíhá v jemných kapilárách nebo i v místech se špatným oběhem prostředí, kde je malé množství elektrolytu částečně odděleno od velkého objemu vnějšího elektrolytu. Tyto polouzavřené prostory (štěrbiny) jsou například mezi dvěma plechy spojenými nýty, nespojitými svary, ve šroubových spojích, pod těsněním, pod podložkami atd. Rozdíl oproti bodové korozi je především v mechanismu iniciace. Jestliže vznik bodové koroze je velmi závislý na charakteru povrchu a vměstků, pak pro vznik štěrbinové koroze jsou rozhodující jakost pasivního filmu a geometrický činitel. Čím je štěrbina více otevřená a méně hluboká, tím menší je riziko napadení. Inkubační doba štěrbinové koroze je v reálných podmínkách poměrně dlouhá [1,12].



Obr. 1.9 Schéma štěrbinové koroze [1].



Obr. 1.10 Schéma mezikrystalové koroze [9].

Mezikrystalová koroze

Mezikrystalová koroze (obr. 1.10) probíhá výhradně podél rozhraní zrn nebo dvojčat, protože ji podléhá jen úzká oblast, která má vlivem strukturních změn podstatně zmenšenou odolnost proti korozi. Proniká do velké hloubky, což má za následek porušení soudržnosti zrn a slitina postupně ztrácí pevnost, houževnatost a při úderu kovový zvuk. Podléhají ji zejména slitiny, u kterých dochází ke změnám struktury na hranicích zrn při stárnutí, ohřevu, při tepelném zpracování nebo ovlivnění (např. při svařování). Sklon k mezikrystalové korozi je také ovlivněn také velikostí zrna. Čím je zrno hrubší, tím je větší sklon k mezikrystalové korozi. Nejvíce ohrožené jsou korozivzdorné oceli, niklové slitiny, ale i slitiny hliníku, a to hlavně v závislosti na jejich chemickém složení, struktuře a tepelném zpracování. Správně tepelně zpracované oceli mezikrystalové korozi ve většině prostředí nepodléhají. Podle nejrozšířenější teorie je vznik náchylnosti k mezikrystalové korozi dán vylučováním karbidů chromu na hranicích zrn a v důsledku toho vyvolaným ochuzením sousedních oblastí o chrom. Po běžném rozpouštěcím žíhání při 1000 až 1150 °C s následným rychlým ochlazením dochází k rozpuštění uhlíku v (intersticiálně) tuhém roztoku a zadržení v přesyceném stavu. V případě pomalého ochlazování může docházet k vylučování uhlíku v podobě karbidů chromu přednostně na rozhraní zrn. Pro tuto teorii hovoří nejvíce důkazů, příkladem může být urychlená oxidace hranic zrn korozivzdorných ocelí při teplotách precipitace karbidů chromu [1,5]. Existuje několik možností, jak omezit citlivost korozivzdorných ocelí k mezikrystalové korozi. K hlavním způsobům patří:

Snižování obsahu uhlíku

Jelikož náchylnost k mezikrystalové korozi souvisí s vylučováním karbidů chromu, tak nejlogičtější variantou ochrany je snižování obsahu uhlíku v ocelích. V současné době je tato metoda preferovanější. Obsahy zaručující odolnost závisí na délce výdrže na příslušné teplotě [1].

Přísada stabilizačních prvků

V praxi se ke stabilizaci používá titan a niob. Princip spočívá v legování těchto silně karbidotvorných prvků, které mají vyšší afinitu k uhlíku než chróm, díky čemuž přednostně vznikají karbidy TiC, příp. NbC, TaC. Dojde ke snížení aktivity uhlíku, který se pak chová jako roztok s nízkým obsahem uhlíku a není náchylný k vyvolání citlivosti na mezikrystalovou korozi. Poměr stabilizačních prvků vzhledem k obsahu uhlíku je zhruba 5 pro titan a 10 pro niob. Jedná o poměry poněkud vyšší než stechiometrické, protože oba prvky tvoří i nitridy, sulfidy a oxidy. Přes nesporné výhody stabilizace můžou někdy vznikat problémy při svařování [5].

Koroze za napětí

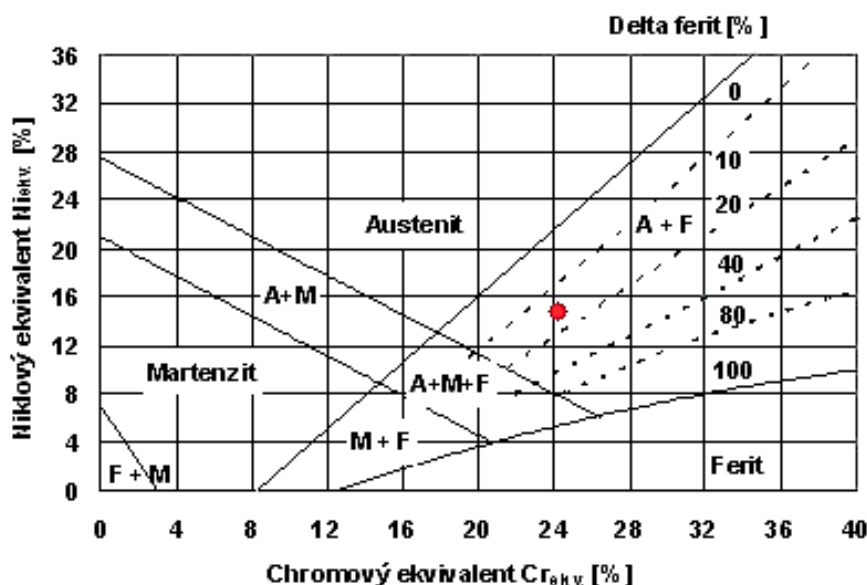
Jedná se o druh koroze, který je zvláště škodlivý a nebezpečný i v málo agresivních prostředí. V případě korozivzdorných ocelí jsou to prostředí, která obsahují chloridy nebo hydroxidy. Napadení je často nepředvídatelné a jeho průběh je velmi rychlý. Může se jednat o korozní praskání nebo únavu.

1.4 Schäfflerův digram

Výsledná struktura korozivzdorných ocelí, která je dosažitelná v litém stavu je závislá na obsahu prvků, které oblast γ zužují (feritotvorné prvky) nebo oblast γ rozšiřují (austenitotvorné prvky). Zavedení pojmu tzv. ekvivalentu niklu Ni_{ekv} a ekvivalentu chromu Cr_{ekv} umožňuje graficky vyjádřit vliv chemického složení na strukturu korozivzdorných ocelí pomocí Schäfflerova digramu (obr. 1.11). Hodnoty ekvivalentů je možné určit například podle vztahů (1.2) a (1.3):

$$Ni_{ekv} = \%Ni + 0,5 \cdot \%Mn + 30 \cdot \%C \quad (1.2)$$

$$Cr_{ekv} = \%Cr + \%Mo + 1,5 \cdot \%Si + 0,5 \cdot \%Nb \quad (1.3)$$

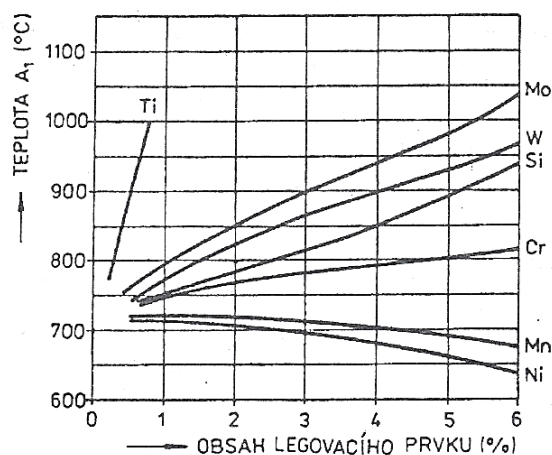


Obr. 1.11 Schäfflerův digram s De Longovou stupnicí [13].

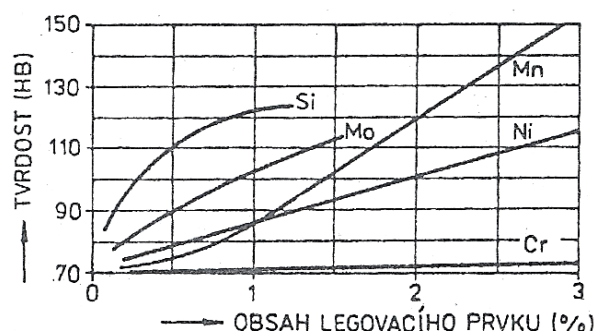
Schäfflerův digram se také používá při odhadu výsledné struktury svarového kovu, který vzniká mícháním svarového kovu s legovaným nebo nelegovaným základním materiálem. Existují různé modifikace tohoto diagramu. Například De Long upravil diagram pro austenitické oceli s ohledem na obsah dusíku a předpověď obsahu feritu ve svaru s dostatečnou přesností. Údaje z těchto diagramů se nemusí nutně ztotožňovat s údaji získanými z metalografického hodnocení. Například při svařování jsou velmi důležité podmínky nanášení svarového kovu, což má vliv na vzniklé odchylky. Ještě větší nesoulad je možné sledovat u litých ocelí [1,4]. Schäfflerův digram na obr. 1.11 je rozšířen o bod, který charakterizuje austenitickou ocel A351 CF3M testovanou v této práci.

1.5 Legující prvky

Jak již bylo zmíněno, tak legující prvky se dělí podle jejich vlivu na výslednou strukturu na feritotvorné a austenitotvorné. Vliv legujících prvků na teplotu A_1 (obr. 1.12) je potřeba zohlednit při tepelném zpracování. Legováním prvků zvyšujících transformační teplotu, jako Si, Mo nebo W, se také zvyšuje použitelnost oceli, opačně působí prvky jako Mn nebo Ni. Například zvýšení obsahu Mo v oceli o 1 % může zvýšit transformační teplotu až o 50 °C. V případě chromu je na stejné zvýšení transformační teploty nutno zvýšit obsah o 4 %, takže vliv chromu není tak výrazný, nicméně oceli se legují chromem ve vyšších obsazích. Kromě toho legující prvky významně ovlivňují mechanické vlastnosti a korozní odolnost ocelí. Vliv legujících prvků na tvrdost feritu je zobrazen na obr. 1.13. Obsah chromu v rozmezí 1 až 3 % nemá vliv na tvrdost. Některé prvky jako například Mn, Mo nebo Si výrazně zvyšují tvrdost feritu. Například zvýšením obsahu Mn o 1 % se zvýší tvrdost až o 40 HB. Účinek Mo je poloviční. Jako obecný příklad vlivu prvků na korozní odolnost nám může posloužit anodová polarizační křivka vyjadřující přechod kovu do pasivačního stavu. Všechny základní prvky korozivzdorných ocelí (Fe, Cr, Ni, Mo) jsou více či méně schopny pasivace (obr. 1.14). V oblasti aktivity se zvyšuje proudová hustota až po potenciál pasivace. Při následném zvýšení hodnoty potenciálu klesá proudová hustota, až se ustálí na téměř konstantní hodnotě, což je známka dosažení pasivačního stavu. Rychlost koroze je v tomto případě nepatrná. Z praktického hlediska je žádoucí, aby oblast pasivního stavu byla co nejširší. Čisté železo je pasivováno při vysokých kladných potenciálech a jeho hodnota kritické pasivační proudové hodnoty je vysoká [1].

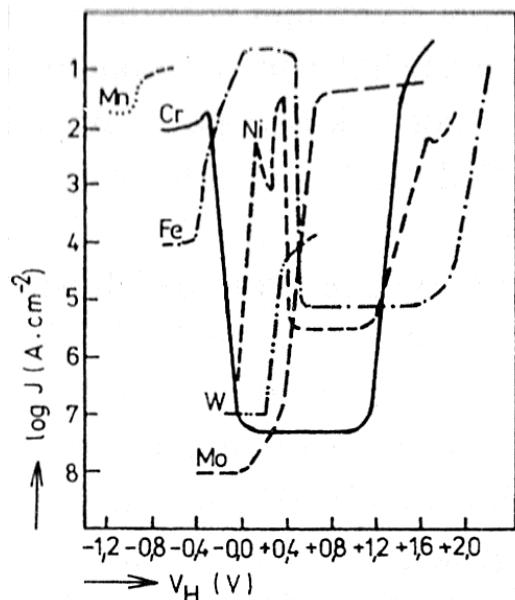


Obr. 1.12 Vliv legujících prvků na teplotu A_1 [3].

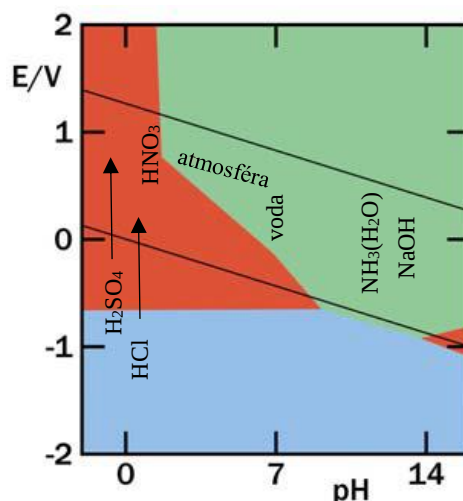


Obr. 1.13 Vliv legujících prvků na tvrdost feritu [3].

Orientačně je uveden Pourbaixův diagram pro železo (obr. 1.15), který potvrzuje špatnou korozní odolnost čistého železa v kyselém prostředí. Do diagramů E-pH lze také orientačně zanést oblasti podmínek, které odpovídají různým typům prostředí, kde můžeme vidět, že oblast kyseliny sírové a chlorovodíkové je spíše v záporných potenciálech, které odpovídají redukční schopnosti prostředí, kdežto kyselina dusičná je spíše oxidačním prostředím [9,14].



Obr. 1.14 Polarizační křivky čistých kovů korozivzdorných slitin [1].



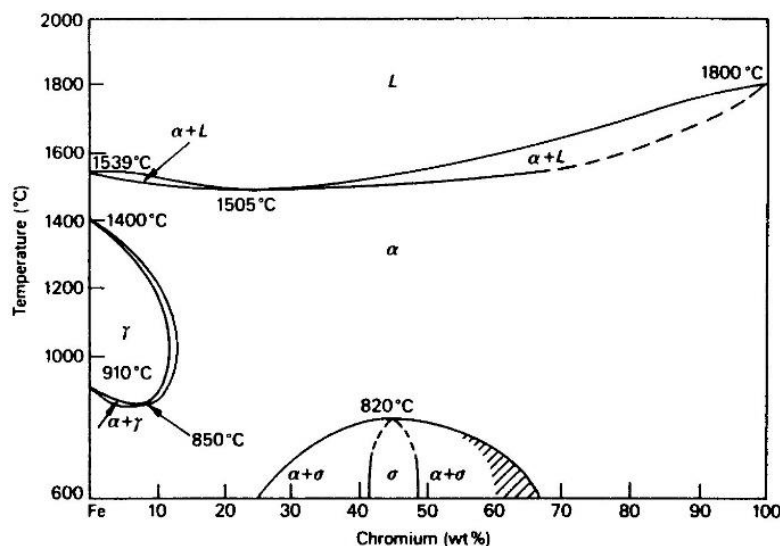
Obr. 1.15 Diagram E-pH Fe-voda při 25 °C [14].
červená oblast – aktivita;
zelená – pasivita;
modrá – imunita

Chrom

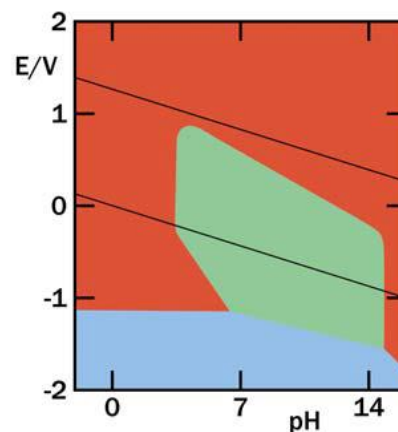
Chrom je základním legujícím prvkem vysokolegovaných korozivzdorných ocelí. Jedná se o feritotvorný prvek, který v rovnovážném binárním diagramu Fe-Cr při obsahu okolo 12 % uzavírá oblast γ (obr. 1.16). Z tohoto důvodu není možné oceli s vyšší obsahem než 12 % chromu zakalit a vzniká feritická struktura, není-li oblast γ dostatečně rozšířena austenitotvornými prvky. V matici obsahující feritickou fázi se vyskytuje křehká intermetalická sigma fáze v koncentraci od 20 do 70 % Cr, při dlouhodobém působení teplot v rozmezí 500 až 820 °C. Na vznik sigma fáze mají vliv prvky jako Mo, Si, Ni, Mn, které posunují hranici tvorby fáze k nižším obsahům Cr a urychlují její tvorbu. Feritické oceli jsou charakteristické křehnutím při teplotách 350 až 550 °C. Naopak oceli s obsahem chromu do 12 % jsou samokalitelné a za obvyklých podmínek se transformuje austenit na martenzit. Chromové oceli jsou odolnější proti popouštění, protože chrom zvyšuje teplotu Ac_1 . Chrom je také nejčastější přísadou nízkoalegovaných ocelí na zušlechťování, protože je relativně levný a ovlivňuje řadu vlastností [3,15].

Samotný chrom je neušlechtilý kov s oblastí imunity hluboko v záporných hodnotách potenciálu (obr. 1.17), jeho úloha při tvorbě pasivní vrstvy korozivzdorných ocelí je však nezastupitelná. Minimální obsah chromu v kovové matici zajišťující pasivaci je 11,5 %. Zvyšováním obsahu chromu více nad tuto hranici se zvyšuje korozní odolnost v oxidačních prostředích. Jedním z hlavních důvodů je pasivační potenciál chromu ležící zhruba o 0,5 V níže než v případě železa (obr. 1.14). Kritická pasivační proudová hustota je také nižší. Je možné pozorovat charakteristiku chromu v oblasti transpasivity, která odpovídá známým korozním

rychlostem korozivzdorných ocelí v kyselině dusičné za zvýšených teplot. Horní hranice obsahu chromu v korozivzdorných ocelích je dána tvorbou intermetalických fází ve struktuře, které mají negativní vliv na mechanické vlastnosti a korozní odolnost. Karbidy chromu $M_{23}C_6$ mohou precipitovat na hranice zrn, což může být příčinou mezikrystalové koroze [1].



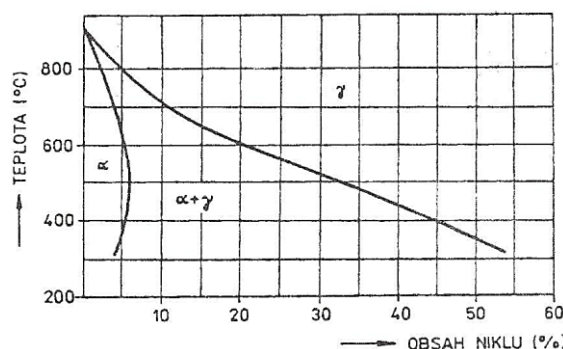
Obr. 1.16 Rovnovážný diagram Fe-Cr [16].



Obr. 1.17 Diagram E-pH Cr-voda při 25 °C [14].

Nikl

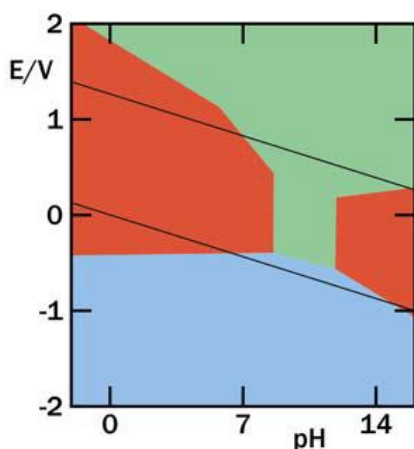
Jestliže chrom je základním feritotvorným prvkem korozivzdorných ocelí, tak v případě prvků austenitotvorných, které rozvírají oblast γ má tuto funkci nikl (obr. 1.18). Maximální rozpustnost niklu ve fázi α je při teplotě 475 °C asi 6,1 %, při vyšších a nižších teplotách se snižuje. Ve fázi γ se při teplotě 300 °C rozpustí asi 54,6 % niklu. Z tohoto důvodu je nikl rozpuštěn v základní matici. Niklové oceli jsou charakteristické velkou segregací, kterou je možno snížit dlouhou výdrží na vysokých teplotách [3].



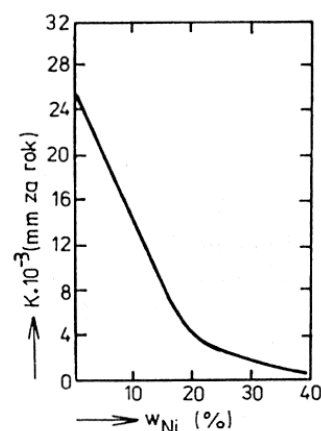
Obr. 1.18 Část rovnovážného diagramu Fe-Ni [3].

Oblast imunity niklu pokrývá větší oblast, protože zasahuje k vyšším potenciálům než v případě železa a chromu (obr. 1.19) a jeho charakteristika polarizační křivky leží zhruba mezi železem a chromem (obr. 1.14). Vliv legování niklem se projeví ve snížení kritické pasivační proudové hustoty a v zúžení aktivní oblasti, prakticky tedy nikl zlepšuje korozní odolnost v redukčních kyselinách, jako je kyselina sírová nebo. Dále vzhledem k jeho pozitivnímu vlivu na rychlost nitridace (obr. 1.20) se jeví jako nejvhodnější materiály pro prostředí syntézy čpavku za vysokých tlaků austenitické chromniklové oceli a slitiny

na bázi niklu. Při obsahu 10 % niklu v oceli jsou negativní dopady nitridace poloviční. Nikl se používá především v ocelích, které mají mít vysokou houževnatost, zejména při záporných teplotách. Navzdory tomu, že zvyšuje pevnost feritu (obr. 1.17) a při normalizačním žhání zjemňuje perlit, tak se vlivem jeho vysoké ceny používají levnější alternativy [1,5].

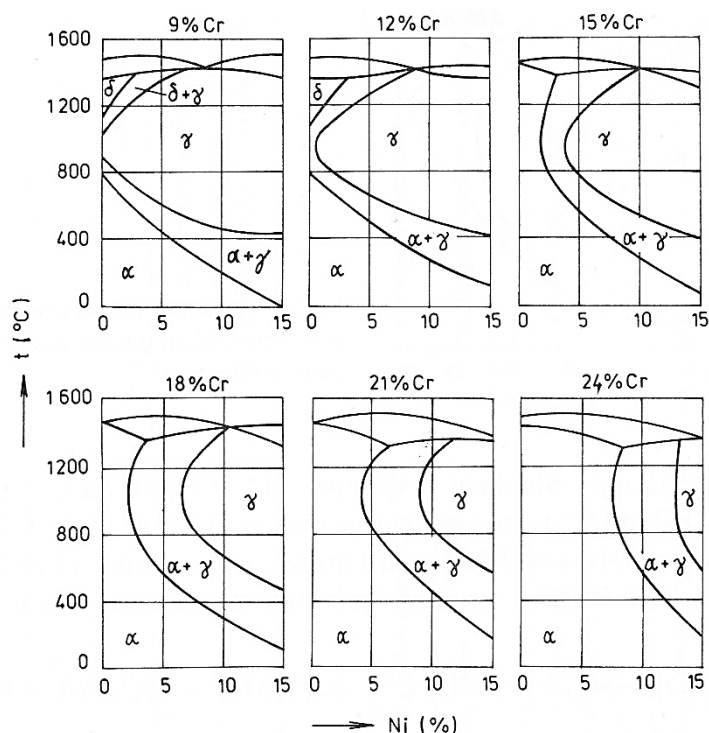


Obr. 1.19 Diagram E-pH Ni-voda při 25 °C [14].



Obr. 1.20 Vliv Ni na rychlost nitridace v podmínkách konvertoru syntézy amoniaku [1].

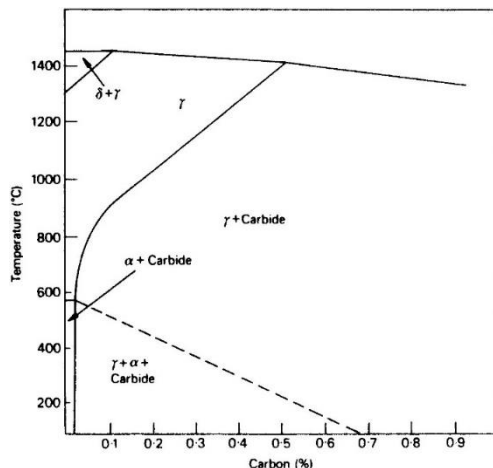
Je zřejmé, že vliv chromu a niklu na výslednou strukturu je odlišný. Při současném obsahu obou prvků v oceli jsou binární rovnovážné diagramy Fe-Cr případně Fe-Ni na alespoň přiblížení průběhu tuhnutí nedostačující. Vhodnější je ternární diagram Fe-Cr-Ni (obr. 1.21). Je zde jasně zobrazen feritotvorný účinek chromu, případně austenitotvorný niklu. Obzvláště důležitou funkcí jak chromu, tak i niklu je jejich schopnost zpomalovat alotropickou přeměnu železa gama na alfa, která je pak z praktického hlediska použití korozivzdorných ocelí velmi ovladatelná buď volbou chemického složení slitiny, nebo vhodným tepelným zpracováním. Příkladem může být slitina s 18 % Cr a 8 % Ni, která by měla být za normální teploty feritickou, ale zůstává austenitickou, je-li střední rychlostí ochlazena ze stabilní oblasti austenitu.



Obr. 1.21 Řezy ternárním rovnovážným diagramem Fe-Cr-Ni [5].

Uhlík

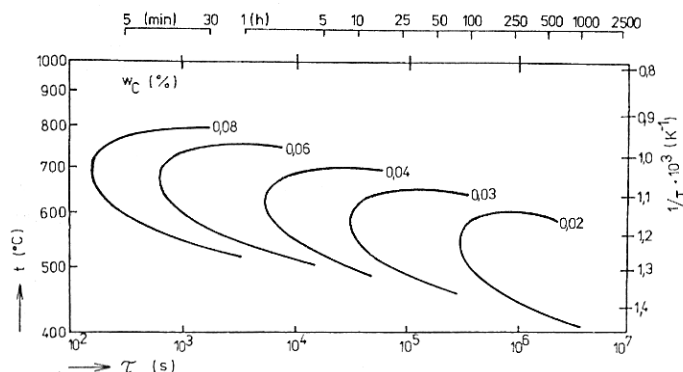
Uhlík je silně austenitotvorný prvek, jehož obsah je v korozi-vzdorných ocelích omezen rozpustností v základní matici. Uhlík, který se nerozpustí v základní matici, se při pomalém ochlazení vylučuje na hranice zrn v podobě karbidů chromu (obr. 1.22), což má za následek zvýšení pravděpodobnosti vzniku mezikrystalové koroze [16].



Obr. 1.22 Rovnovážný diagram Fe-C-Ni při obsahu 18 % Cr a 8 % Ni [16].

Uhlík je tedy hlavním prvkem vyvolávajícím náchylnost k mezikrystalové korozi a jeho působení různě ovlivňují některé prvky. Například zvýšený obsah niklu je nepříznivý, protože snižuje mezní obsah uhlíku pro dosažení uspokojivé odolnosti. Podobně působí křemík. Oba tyto prvky zvyšují aktivitu uhlíku, snižují jeho rozpustnost a podporují tak vylučování karbidů chromu. Oproti tomu je zvýšení obsahu chromu příznivé a připouští možné zvýšení mezní hodnoty obsahu uhlíku, protože chrom snižuje aktivitu uhlíku a zvyšuje jeho rozpustnost. Dusík a molybden mají podobně příznivý účinek jako chrom [1].

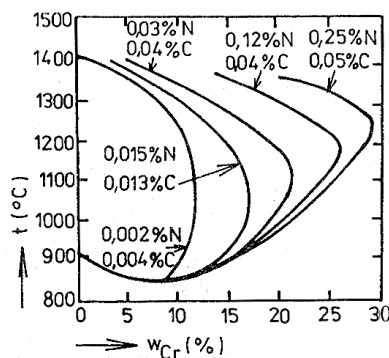
Obsah uhlíku v závislosti na teplotě a výdrži na ní, které vedou ke zcitlivění oceli k mezikrystalové korozi vyjadřují tzv. Rellasonovy diagramy (obr. 1.23). K vyvolání náchylnosti při obsahu uhlíku 0,08 % stačí výdrž při 700 °C po dobu dvou minut, při obsahu uhlíku 0,04 % stačí výdrž asi při 650 °C po dobu jedné hodiny. Pokud je obsah uhlíku 0,02 % je tato výdrž delší než 20 hodin. Kromě dvou případů martenzitických ocelí se dle ČSN EN 10283 používají korozi-vzdorné oceli s obsahem pod 0,070 % uhlíku. Kromě snižování obsahu uhlíku je možné zvýšit odolnost proti mezikrystalové korozi stabilizací. Karbidy, které vznikly během tuhnutí odlitků, tváření za tepla nebo svařování, je možné odstranit rozpouštěcím žiháním. Běžné rozpouštěcí žihání se provádí ohřátím na 1000 až 1150 °C s následným rychlým ochlazením ve vodě. Odolnost proti mezikrystalové korozi stabilizovaných ocelí může být značně prodloužena stabilizačním žiháním ohřátím na 850 až 950 °C po dobu 2 až 4 hodin [1,5].



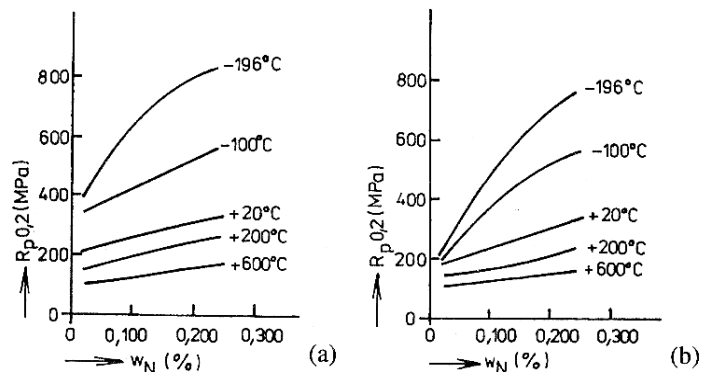
Obr. 1.23 Vliv uhlíku v oceli Cr18Ni9 na vyvolání citlivosti k mezikrystalové korozi [1].

Dusík

Dusík je podobně jako uhlík silně austenitotvorným prvkem (obr. 1.24). Při obsahu dusíku 0,25 % se již oblast gama neuzavírá při obsahu 12 % Cr, ale až při hodnotě 28 % Cr. Při obsahu 0,12 % N se oblast uzavírá při 25 % Cr. V austenitických ocelích zjemňuje zrna, což výrazně zvyšuje mez kluzu $R_{p0,2}$ (obr. 1.25) bez výrazné změny plastických vlastností. Jestliže bude ocel téměř bez dusíku a za normální teploty vykazovat hodnotu meze kluzu 200 MPa, při obsahu 0,1 % můžeme předpokládat hodnotu 250 MPa. Vzhledem k vysokým obsahům chromu, který snižuje aktivitu dusíku a zvyšuje jeho rozpustnost, můžeme do lité austenitické chromniklové oceli vpravit běžně až 0,20 % dusíku. Při vyšších obsazích je v odlitcích nebezpečí vzniku endogenních bublin. Dále může být v ocelích dezoxidovaných hliníkem u masivních odlitků příčinou tzv. lasturových lomů, které jsou způsobeny vyloučením nitridů AlN na hranice primárních zrn [1].

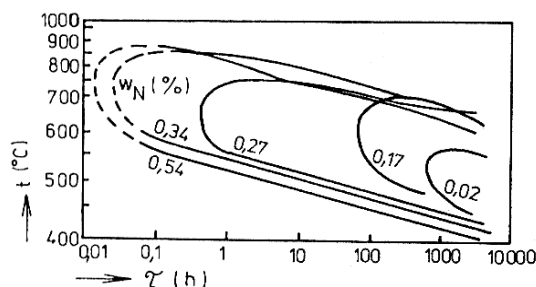


Obr. 1.24 Rozšíření oblasti austenitu v diagramu Fe-Cr při rostoucím obsahu dusíku [1].



Obr. 1.25 Vliv obsahu dusíku na hodnotu $R_{p0,2}$ při různých teplotách pro ocel 03Cr18Ni11 (a) a 03Cr17Ni13Mo2 (b) [1].

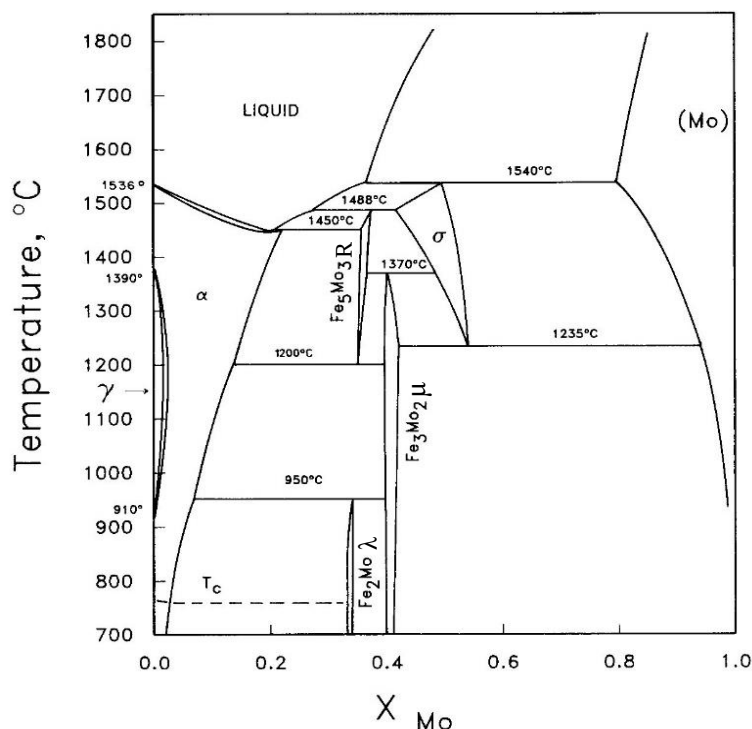
Při běžném obsahu dusíku nedochází ke snížení korozní odolnosti ani odolnosti mezikrystalové koroze. Pouze u ocelí s velmi nízkým obsahem uhlíku (pod 0,01 %) a zvýšeným obsahem dusíku (nad 0,25 %) se projeví náchylnost k mezikrystalové korozi v důsledku vylučování nitridů chromu na hranice zrn (obr. 1.26). Dusík zvyšuje odolnost proti bodové korozi a v ocelích s vysokým obsahem chromu a molybdenu kompenzuje jejich tendenci tvořit fázi sigma a jiných intermetalických fází. Jak je patrné ze vztahu pro výpočet ekvivalentu niklu Ni_{ekv} (1.2), tak lze nahradit austenitotvorný účinek 3 % niklu pomocí 0,1 % dusíku, což kromě zvýšené meze kluzu, přináší nepopiratelné ekonomické výhody. Ocel vyrobená v elektrické obloukové peci může mít obsah dusíku až 0,016 % v důsledku rozpouštění ionizovaného dusíku, který se nachází v oblasti vysokých teplot elektrického oblouku. Běžně se k legování používají feroslitiny se zvýšeným obsahem dusíku, jako ferochrom nebo feromangan. Zajímavou variantou může být například dmýchání dusíku porézní tvárnici místo argonu [1,4,17].



Obr. 1.26 Vliv dusíku na oblast zcitlivění k mezikrystalové korozi ocelí typu 01Cr18Ni10 podrobených rozpouštěcímu žhání 1150 °C [1].

Molybden

Molybden je feritotvorný prvek, který uzavírá v binární soustavě Fe-Mo při 3 % úplně oblast γ (obr. 1.27). Fáze sigma vzniká podle diagramu v rozmezí teplot 1235 až 1540 °C a koncentrací 45 až 55 % Mo. V rozmezí teplot 1200 až 1490 °C vzniká při koncentraci asi 35 % Mo fáze R. Při podobné koncentraci Mo vznikají od teploty 950 °C Lavesovy fáze. Molybden je středně silný karbidotvorný prvek, který při nízkém obsahu molybdenu tvoří podvojný cementit $(\text{Fe},\text{Mo})_3\text{C}$, ve kterém může být rozpuštěno až 4 % Mo. Molybden zvyšuje žáropevnost a korozní odolnost ve všech prostředích kromě roztoků kyseliny dusičné, protože stejně jako u chromu je jeho transpasivační potenciál posunut k nižším hodnotám [1,5].



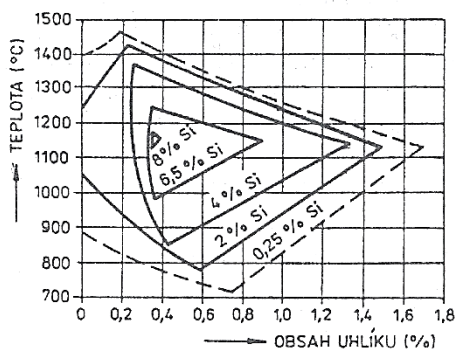
Obr. 1.27 Rovnovážný diagram Fe-Mo [18].

Molybden velmi snižuje kritickou pasivační proudovou hustotu a již v malých obsazích rozšiřuje oblast imunity, což svědčí o zvyšování korozní odolnosti v aktivním stavu. Dále je zřejmý jeho vliv na snižování korozní proudové hustoty v pasivačním stavu vlivem chloridových iontů, což může být jedno z měřítek určující výrazné zlepšení odolnosti proti bodové a štěrbinové korozi, na rozdíl od běžných korozivzdorných ocelí bez molybdenu. Možnost zvyšování molybdenu je omezena, protože s rostoucími obsahy se zhoršují plastické vlastnosti, není dostatečná stabilita struktury a dochází k vylučování intermediálních fází, jako je např. fáze sigma, chí a Lavesovy fáze [3,5].

Křemík

Křemík je silně feritotvorný prvek a jeho rozpustnost v železe α je za normální teploty 14 %, při vyšších teplotách se zvětšuje, proto v ocelích netvoří karbidy, ale úplně se rozpouští ve feritu, jehož pevnost zvyšuje (obr. 1.13). V ternární soustavě Fe-C-Si (obr. 1.28) lze pozorovat zúžení oblasti fáze γ , kde se zvyšujícím se obsahem křemíku se posouvá doleva a k vyšším teplotám, proto je nutné počítat při tepelném zpracování se zvyšováním transformačních teplot. Křemík vyvolává praskavost svarů a až do obsahu 0,5 % se nepovažuje za legující prvek, ale dezoxidační přísadu. Vliv křemíku je zajímavý z pohledu odolnosti proti mezikrystalové korozi [3].

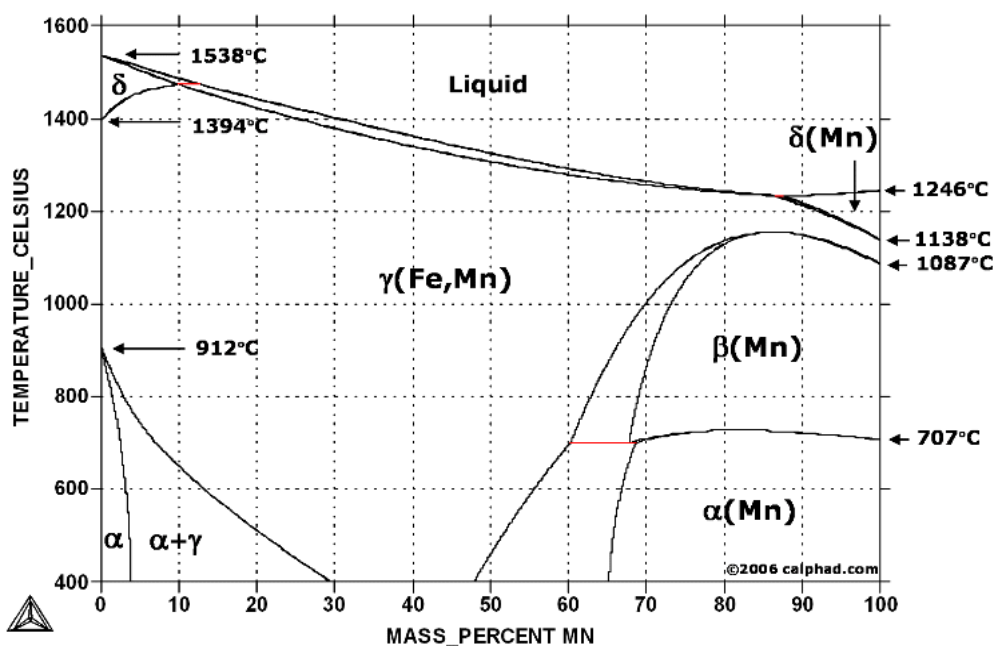
Na jedné straně křemík urychluje anodový děj v oblasti hranic zrn, na druhé straně však příznivě působí při vytváření pasivního filmu. V této souvislosti bývá spojován především s mezikrystalovou korozi nezcitlivěných ocelí, které byly správně tepelně pracovány, ale vykazují náchylnost k mezikrystalové korozi v některých silně oxidačních prostředích, jako jsou roztoky vroucí kyseliny dusičné s obsahem iontů chromu, ceru, vanadu, železa apod. Jako nepříznivý bývá v tomto případě uváděn obsah křemíku do 2 %, jakmile však přesáhne obsah křemíku 3 % náchylnost k mezikrystalové korozi zmizí a uspokojivá je i odolnost proti celkové korozi. Žáruvzdorné austenitické oceli mají zvýšený obsah křemíku, který zpomaluje nauhličování a zúčastňuje se na tvorbě ochranné vrstvy [1,5].



Obr. 1.28 Vliv křemíku na zúžení oblasti gama v soustavě Fe-C-Si [3].

Mangan

Mangan je austenitotvorný prvek, který úplně otevírá oblast γ (obr. 1.29). Hranice heterogenní oblasti alfa a gama se při zvyšování obsahu manganu snižuje, takže ve slitinách obsahujících více než 35 % Mn zůstává austenit zachován i při normální teplotě. Ve feritu mangan zvyšuje pevnostní charakteristiky (obr. 1.13) a snižuje tažnost. Mangan dále zhoršuje obrobiteľnosť a při koncentracích nad 3 % snižuje sklon k praskání svarů. Při legování manganem je nutné počítat s jeho velkým sklonem k odměšování a malou difúzní rychlostí. Při metalurgických procesech za sníženého tlaku dochází k vypařování manganu [3].



Obr. 1.29 Rovnovážný diagram Fe-Mn [19].

Austenitické chrommanganové oceli CrMn se měli stát do jisté míry náhradou ocelí chromniklových z důvodu vysoké ceny niklu. Homogenní oblast fáze γ se u těchto ocelí vyskytuje pouze při vysokém obsahu manganu a při tak nízkém obsahu chromu, že není zaručená odolnost proti korozi. Při vyšším obsahu chromu se naopak v matici objevuje křehká fáze sigma. Nakonec byly vytvořeny dvě varianty výroby. Prvním způsobem je snížení obsahu niklu austenitických chromniklových ocelí (asi na polovinu) a zajištění stability fáze γ přísadou manganu a dusíku. Tyto oceli se označují jako korozivzdorné austenitické CrMnNiN oceli. Druhou možností je nahradit celý obsah niklu manganem a dusíkem, což je možné vzhledem k tomu, že mangan na rozdíl od niklu zvyšuje rozpustnost dusíku. Tyto oceli se označují jako CrMnN. Oceli s manganem mají schopnost tzv. TRIP efektu. Nevýhodou manganových ocelí je náchylnost k mezikrystalové korozi, a i jejich odolnost proti korozi celkové je menší než v případě ocelí chromniklových. Speciálním typem austenitické manganové oceli, která má některé specifické vlastnosti je tzv. Hadfieldova ocel. Jedná se o slitinu FeMnC, kde je část manganu rozpuštěna v základní kovové matici a část tvoří podvojný cementit $(\text{Fe,Mn})_3\text{C}$. V technické praxi se využívá její schopnosti zpevňovat při působení velkými tlaky nebo rázy. Vysoká tvrdost povrchových vrstev odolává abrazivnímu opotřebení, zatímco středová oblast zachovává dobrou houževnatost. Běžný obsah uhlíku je asi 1,2 až 1,5 % a manganu 12 až 15 %. Ocel v litém stavu nebo pomalu ochlazená je křehká. Austenitické struktury se dosahuje ohřevem na teploty 1030 až 1080 °C s následujícím rychlým ochlazením ve vodě, aby se na hranicích zrna nevytloučilo karbidické síťové [3,5,15].

Měď

Měď je slabě austenitotvorný prvek, který zvyšuje korozní odolnost v aktivním stavu, zejména proti kyselině sírové, kde největší relativní účinek má mezi 1,5 až 2 %. Její maximální obsah v některých austenitických ocelí je asi 3 %, což je dáno rozpustností mědi v austenitu. Měď dále zlepšuje obrobitelnost a používá se k legování vytvrditelných ocelí. Výroba austenitických korozivzdorných ocelí s mědí je náročná a přináší mimořádné technologické a organizační problémy při hospodaření s vratným materiálem. Odolnosti proti korozi se u těchto ocelí do jisté míry dosahuje úpravou chemického složení, přičemž obsahy niklu převažují nad obsahy chromu. Příznivě se projevuje snižování obsahu uhlíku, ale někdy je nutné zajistit dokonalou odolnost proti mezikrystalové korozi přísadou stabilizačního prvku, zejména niobu [3,5,15].

2 AUSTENITICKÉ OCELI

Vhodně zvolené koncentrace austenitotvorných a feritotvorných prvků dává dobrý předpoklad výroby ocelí s austenitickou strukturou, která se zachovává za normálních i za velmi nízkých minusových teplot. Citlivost růstu zrna za vysokých teplot těchto ocelí je daná nepřítomností fázových přeměn, stejně jako u ocelí feritických, bez možnosti regenerace zrna tepelným zpracováním. Primární zrna je velmi citlivé na tloušťku stěny i přehřátí a tlustostěnné odlitky z této oceli odlévané z vysoké lící teploty jsou obvykle značně hrubozrnné, což má nepříznivý vliv na mechanické vlastnosti. Nepolymorfie a stálost austenitu v celé oblasti teplot umožňuje také některé z těchto ocelí používat jako žáruvzdorné nebo žáropevné. Kubická plošně středěná mřížka je jistým předpokladem houževnatosti a nemagnetičnosti těchto ocelí. Oproti kalitelným a feritickým ocelím jsou austenitické oceli charakteristické nižší tepelnou a elektrickou vodivostí, pevností, a naopak vyšším součinitelem teplotní roztažnosti. Velká schopnost ke zpevnění činí tyto oceli špatně obrobitelnými. Vysoká tažnost, houževnatost a korozní odolnost jsou vlastnosti, díky kterým jsou tyto oceli v celé řadě průmyslových odvětví nenahraditelnými [1].

Pro posouzení odolnosti proti bodové korozi v prostředích obsahujících chloridy a pro práci v mořské vodě se využívá hodnota $PREN$ (2.1), neboli Pitting Resistance Equivalent Number:

$$PREN = \%Cr + 3,3(Mo + 0,5W) + 16\%N \quad (2.1)$$

Na základě dlouhodobých zkoušek se odvodilo, že k dosažení dobré korozní odolnosti v mořské vodě je nutné, aby hodnota $PREN > 40$. Korozní odolnost roste lineárně s touto hodnotou. K dalšímu zlepšení odolnosti může přispět snížení uhlíku pod 0,03 %, síry pod 0,003 % nebo zvýšení čistoty oceli pochody sekundární metalurgie. Vhodné je legování dusíku na horní hranici. Oceli splňující výše uvedené podmínky se nazývají super-austenity. Podobně jako je tomu u austenitických ocelí, tak také oceli austeniticko-feritické tvoří celou řadu materiálů, které mají dobrou odolnost proti důlkové korozi [15,17].

Austenitické korozivzdorné oceli mohou vykazovat nedostatečnou odolnost proti mezikrystalové korozi po tepelném zpracování a po svařování v rozmezí teplot 400 až 800 °C. Mnoho prostředí umožňuje vyvolat mezikrystalovou korozi. Mezi nejtypičtější patří teplé roztoky kyseliny dusičné, sírové, jejich směsi, směsi kyselin fluorovodíkové a dusičné, kyselina fluorečná, octová, mléčná, mořská voda, chlorovaná rozpouštědla apod. Obsah uhlíku ovlivňuje teplotu, při které vzniká náchylnost ke korozi a výdrž potřebnou pro její vznik [1].

V praxi se může náchylnost k mezikrystalové korozi projevit za těchto podmínek:

- Při poměrně pomalém ochlazení po tepelném zpracování a tváření za tepla, popř. chladnutí odlitku,
- při žíhání na odstranění pnutí v oblasti teplot 500 až 700 °C,
- při svařování, během kterého je základní materiál na obou stranách od svaru vystaven několik sekund až minut působení kritických teplot.

Podle koncentrace niklu můžeme austenitické chromniklové oceli rozdělit na austenitické a plně austenitické. Austenitické oceli obsahují 8 až 14,5 % niklu. Struktura těchto ocelí nebývá zcela austenitická a ve struktuře se může vyskytnout ferit a sigma fáze. Plně austenitické oceli mají obsah niklu v rozmezí asi 24 až 30,5 %. Tyto oceli jsou více legovány a je potřeba zajistit lepší organizaci při hospodaření s vratným materiálem [4].

Austenitické korozivzdorné oceli lze podle obsahu základních slitinových prvků rozdělit na:

- Chromniklové – oceli s 12 až 25 % Cr, 8 až 38 % Ni, 0,01 až 0,15 % C, dále N, Mo, Cu, Si, případně stabilizované Nb, Ti,
- chrommanganniklové – oceli se 12 až 22 % Cr, 5 až 12 % Mn, 3 až 8 % Ni, 0,02 až 0,15 % C, dále N, Mo, Cu, případně stabilizované Nb, Ti,
- chrommanganové – oceli s 10 až 18 % Cr, 14 až 25 % Mn, 0,02 až 0,08 % C, dále N, Mo, Cu, případně stabilizované Nb, Ti.

Stabilizované oceli mají ve srovnání s nízkouhlíkovými vyšší mez kluzu, jsou však více náchylné k mezikrystalové korozi při svařování a velká četnost vměstků činí ocel neschopnou dokonalého leštění. Oceli s nízkým obsahem uhlíku mají velmi dobrou svařitelnost, odolnost v kyselině dusičné, jsou dobře tvařitelné a lešitelné. Jsou však charakteristické nízkou mezí kluzu. Tento nedostatek je možné do jisté míry kompenzovat zvýšením obsahu dusíku. Zajímavou variantou je použití dvoufázových ocelí s austeniticko-feritickou strukturou. Přítomnost feritu podstatně ovlivňuje odolnost proti mezikrystalové korozi. Tyto oceli mají podstatně vyšší mez kluzu v porovnání s předchozími variantami. Mají vysokou odolnost proti koroznímu praskání, jsou vhodné ke svařování i lití. Jejich nedostatkem je obtížná tvařitelnost a citlivost na tepelné zpracování [1].

Chromniklové austenitické oceli jsou vhodné na součástky, které pracují v prostředí s kolísající pracovní teplotou. Nevýhodou je špatná snášenlivost prostředí obsahující sloučeniny síry, protože se na povrchu tvoří sulfidy, které mají nižší teplotu tání než oxidy. Žárovzdorné oceli mohou mít vyšší obsah uhlíku, protože se používají za teplot nad 1000 °C, kdy se část karbidů rozpustí v základní matici, pokud se však součásti svařují, doporučuje se z důvodu vzniku prasklin snížit obsah uhlíku pod 0,2 %. Menší obsah uhlíku se také doporučuje u ocelí pracujících v nauhličujícím prostředí, protože za vyšších teplot uhlík snáze difunduje po hranicích zrn, což může mít za následek vznik karbidů a pokles chromu pod kritickou hranici. ČSN obsahuje několik tvářených ocelí a ocelí na odlitky, které mají různý poměr chromu a niklu, podle kterého se obvykle označují jako oceli 20/9, 24/12, 20/40. Zvyšuje se obsah křemíku, který zpomaluje nauhličování a podporuje tvorbu ochranné vrstvy [3].

U žárovevých ocelí se podle výšky pracovní teploty zaručuje mez kluzu za vyšší teploty, mez tečení nebo mez pevnosti při tečení. Austenitické oceli je možné použít i jako žárovevny, protože mají vyšší mez tečení a v hustě uspořádané plošně středěné mřížce probíhají difuzní pochody i za zvýšených teplot pomaleji. Jelikož austenitické oceli dobře odolávají opalu, tak je možné jejich použití až do teploty 700 °C. Zvyšuje se obsah niklu oproti ocelím 18/9, protože je potřeba vyvážit vliv feritotvorných prvků a zabránit vylučování fáze sigma, která snižuje houževnatost. Ke zvýšení žárovevnosti se přidává wolfram (asi 2 %), molybden (1 až 3 %), někdy niob, titan, vanad a dusík. Vanad zvyšuje mez pevnosti při tečení, zejména za nižších teplot a je účinný především za přítomnosti dusíku, protože při tečení precipitují na dislokacích nitridy vanadu, které hrubnou i při dlouhých výdržích na teplotě pouze nepatrně. Rozpustnost dusíku v oceli s obsahem 0,03 % C za teploty 1150 °C je asi 0,3 %, za teploty 600 °C klesá na 0,05 %. Podle některých autorů nezávisí mez pevnosti při tečení na velikosti austenitického zrna, pokud se pohybuje mezi 3 až 7 podle ČSN. U hrubozrnných ocelí klesá po delší prodlevě na teplotě plasticita, ale pokles není tak výrazný, aby ovlivnil používání této oceli [3].

V této práci byla testována ocel podle normy ASTM. Konkrétně se jedná o austenitickou chromniklovou ocel CF3M. Chemické složení dle normy je uvedeno v tabulce 2.1. Nízký obsah uhlíku činí tuto ocel použitelnou v aplikacích, kde je tepelné zpracování po svařování obtížné proveditelné nebo nemožné. Má dobrou korozní odolnost v redukčních kyselinách a proti bodové korozi, ale v silně oxidačních kyselinách, jako je vroucí kyselina dusičná, se projevuje náchylnost ke korozi. Ve struktuře se může vyskytovat 5 až 20 % feritu. Součinitel tepelné

roztlačnosti je asi o 50 % větší než uhlíkové oceli a chromových ocelí. Tepelná vodivost je do teploty 871 °C o 30 až 50 % menší, při vyšších teplotách téměř stejná. Pro maximální korozní odolnost, rozpuštění karbidů a fáze sigma by měla být ocel tepelně zpracována. Mechanické vlastnosti a tepelné zpracování těchto ocelí je více popsáno v kapitole 2.5 [20].

Tab. 2.1 Chemické složení austenitické korozivzdorné oceli dle normy ASTM [20].

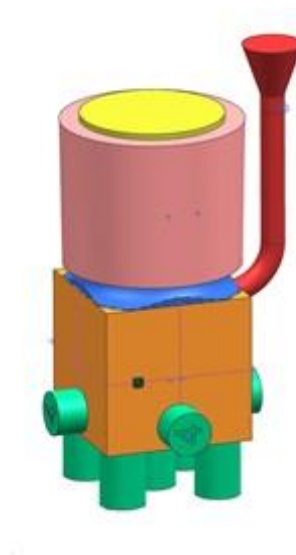
Označení	Chemické složení [hm. %]							
	C max.	Si max.	Mn max.	P max.	S max.	Cr	Mo	Ni
CF3M	0,03	1,5	1,5	0,040	0,040	17	2	9
						21	3	13

2.1 Příprava formy

Příprava formy i samotné odlévání proběhlo ve firmě ŽĎAS. Experimentální odlitek měl tvar krychle o délce hrany 500 mm. Na nálipek průměru 445 mm a výškou 500 mm byl použit izolační obklad IZOSPAR tloušťky 60 mm (obr. 2.1). Pro zajištění usměrněného tuhnutí a „zdravosti“ odlitku bylo podle předběžné simulace rozhodnuto, že na spodní část odlitku se umístí 5 chladítek průměru 150 mm a délky 200 mm, z každého boku potom po jednom chladítku o průměru 150 mm a délce 100 mm. Vtoková soustava ze šamotových tvarovek nebyla standartně zaústěná do spodní části odlitku, ale z důvodu umístění chladítek a instalace termočlánků bylo zaústění posunuto do horní části. Měřením teplot v odlitku, nálitku a periferiích se zabývá kapitola 2.4. Umístění vtokové soustavy výsledky experimentu může částečně ovlivnit. U masivních odlitků bylo však zjištěno, že když se provede zkušební simulace se vtokovou soustavou nebo bez ní, dochází k relativně stejným výsledkům. Celá sestava je zobrazena na obr. 2.2. Na model byla použita chromitová formovací směs, která má díky své lepší žáruvzdornosti zamezit vzniku povrchových vad a zajistit rychlejší odvod tepla. Výplňovou směs tvořilo křemenné ostřívo. V obou případech byl pojivem furan. Surová hmotnost odlitku činí 1,75 tuny, hrubá 1 tunu.



Obr. 2.1 Dutina formy.

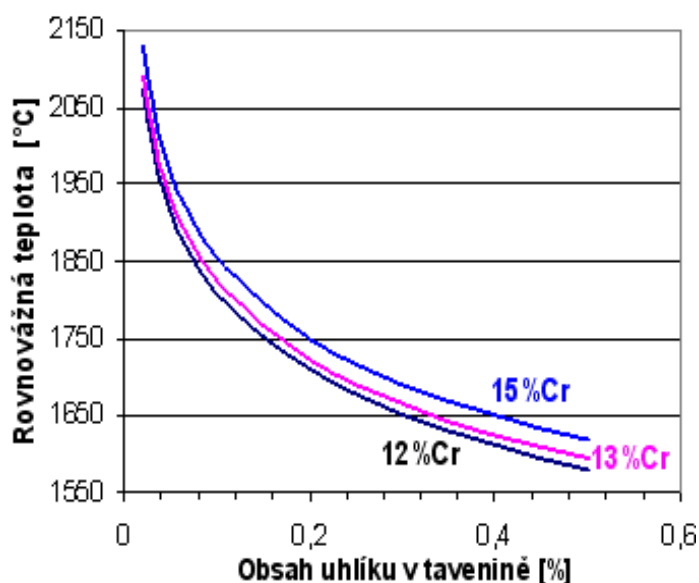


Obr. 2.2 3D model odlitku.

2.2 Tavení a odlévání

V současné době je základním předpokladem pro zvyšování výrobnosti tavicích agregátů, jako jsou EOP, nebo v případě oceláren také kyslíkové konvertory, využívání prvků sekundární metalurgie. Použití procesů sekundární metalurgie umožňuje výrobu takových značek ocelí, které jsou klasickými postupy výroby na EOP těžko, případně zcela nevyrobitelné. Do pochodů sekundární metalurgie patří celá řada jednotlivých pochodů a jejich kombinací, které zaručují velice nízké obsahy nežádoucích prvků, ekonomické zpracování a výrobu vysokolegovaných ocelí.

V případech, kdy se vyrábí vysokolegované oceli pouze na EOP a je požadovaný obsah chromu v oceli okolo 18 %, tak je většinou výhodné, aby po roztavení byl obsah chromu v tavenině přibližně 13 %. Důležité je věnovat pozornost složení vsázky a používat pouze suroviny o známém chemickém složení s nízkým obsahem fosforu, protože fosfor není možné převést do strusky ve formě oxidu fosforečného z důvodu nízké aktivity FeO ve strusce. Během oxidace v EOP, která se provádí pouze dmýcháním kyslíku ocelovou trubkou, dochází k oxidaci všech prvků, které se nacházejí na rozhraní kyslík-tavenina. Vzhledem nejvyššímu obsahu železa na tomto rozhraní dochází v první fázi k vzniku oxidů železa. Vzniklé oxidy mohou být dále redukovány chromem nebo uhlíkem. Jestliže je teplota lázně vyšší než rovnovážná (obr. 2.3), dochází k redukci oxidů železa a chromu. Při nižších teplotách dochází k propalu chromu, protože jsou oxidy železa redukovány chromem [4].



Obr. 2.3 Rovnovážná teplota v soustavě Fe-C-Cr v závislosti na obsahu uhlíku a chromu [13].

Jak je patrné, tak rovnovážná termodynamická teplota roste s klesajícím obsahem uhlíku. Před zahájením dmýchání je důležité ohřát lázeň na dostatečně vysokou teplotu blízkou rovnovážné termodynamické teplotě. Také je výhodné zvolit vyšší obsah uhlíku ve vsázce, což má za následek snížení teploty potřebné pro zahájení dmýchání kyslíku. Jak je patrné, tak výroba vysokolegovaných ocelí s nízkým obsahem uhlíku na EOP je značně složitá až nemožná, protože se neustále zvyšuje teplota potřebná pro oduhličení.

Pro firmu ŽĐAS je pro výrobu vysokolegovaných chromových a chromniklových ocelí výhodný zejména proces VOD, kterým byl také metalurgicky zpracován kov pro výrobu experimentálního odlitku. Pochodu VOD předchází roztavení vsázky v EOP. Po odpichu se rafinační páněv přemístí do kesonu (obr. 2.4) na zpracování pochodem VOD, což je proces probíhající za sníženého tlaku a využívající příhřev kovu pomocí dmýchání kyslíku na hladinu kovu [4].



Obr. 2.4 Keson pochodu VD/VOD firmy ŽĐAS [21].

Snížením celkového tlaku nad taveninou je možné dosáhnout velmi nízkých obsahů uhlíku. Uhlíkem ve vakuu je možné redukovat všechny oxidy a kyslík odstranit z oceli ve formě oxidu uhelnatého. Dále lze získat ocel o vysoké oxidické čistotě s nízkým obsahem vodíku a dusíku, což je dobrým předpokladem pro ušetření financí na apretaci odlitků. Při pochodu VOD se obsah uhlíku před vakuováním pohybuje v rozmezí 0,2 až 0,4 %, výjimečně až 0,8 %. Během oxidace se v kesonu udržuje tlak 2 až 4 kPa. Dmýháním kyslíku se nejprve oxiduje křemík při současném zvyšování teploty lázně. Při dosažení 0,2 % křemíku začíná oxidovat i uhlík. Při tzv. kritickém obsahu uhlíku (0,04 – 0,1 %) se výrazně snižuje oduhličovací rychlost. Hodnota kritického obsahu uhlíku je závislá na teplotě, intenzitě dmýhání kyslíku, intenzitě promíchávání taveniny a tlaku v kesonu. V poslední fázi zpracování tavby se přestává dmýchat kyslík a tlak se snižuje pod 100 Pa. Výsledné obsahy uhlíku mohou být nižší než 0,01 %. Během oxidace redukuje uhlík oxidy chromu, což zvyšuje čistotu oceli, ale také využití chromu, které bývá vyšší než 95 %. Nesporná ekonomická výhoda tohoto pochodu spočívá v legování ferochromu s vyšším obsahem uhlíku. Během oxidace je možné snížit obsah vodíku a dusíku až o 70 %. Na začátku lití se nejdříve odstraňuje zásyp chromitového písku ze šoupátkového uzávěru společně s tekutým kovem nad nádobou na zbytky tekutého kovu. Tato ztráta může činit až 500 kg tekutého kovu. Tato ztráta a ztráta např. z nemožnosti zcela zavřít šoupátkový uzávěr po prvním odlití charakterizuje ekonomickou výhodnost využití této technologie pouze při odlévání odlitků těžších než cca 0,5 až 1 tuna [4].

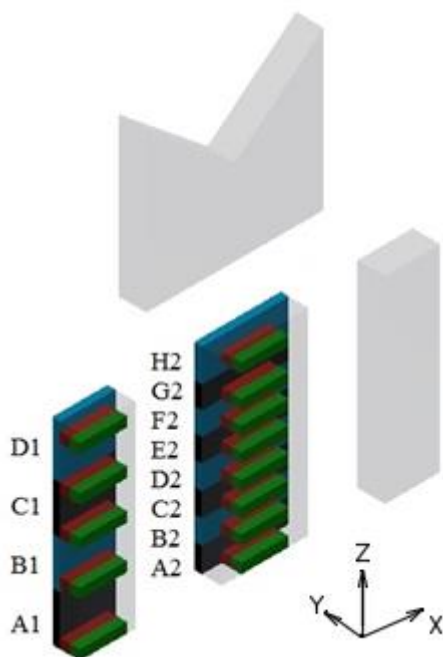
Dosažené chemické složení tavby pro experimentální odlitek je uvedeno v tabulce 2.2. Při porovnání s tabulkou 2.1 je zřejmé, že dosažené chemické složení splňuje normu ASTM. Lící teplota zkušebního odlitku byla 1534 °C.

Tab. 2.2 Chemická analýza tavby.

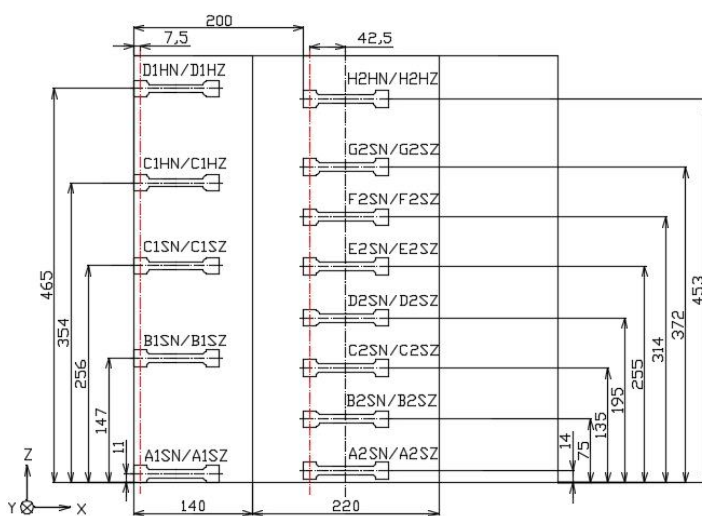
Označení	Chemické složení [hm. %, H ppm]												
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V	Al	Nb	H	N
CF3M	0,03	0,53	0,74	0,023	0,005	20,50	2,75	9,70	0,06	0,08	0,043	2,0	0,1250

2.3 Odběr a značení vzorků

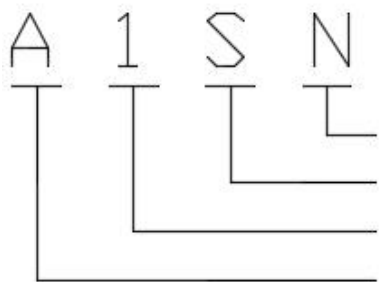
Po zchlazení a vyjmutí odlitku z formy bylo provedeno firmou ŽĐAS oddělení vtokové soustavy a nálitku kyslíkoacetylenovým plamenem. Následně došlo k vyříznutí zkušební desky tloušťky 70 mm jak ze středu experimentálního odlitku, tak z nálitku. Deska experimentálního odlitku byla rozřezána pomocí pásové pily na tři části, a to na dvě boční a jednu středovou. Na FSI VUT došlo k dalšímu dílčímu dělení a vyřezání vzorků z jedné boční části a ze středové části (obr. 2.5). Přesné umístění vzorků je zobrazeno na obr. 2.6. Červené osy protínají závitové hlavy tyčí pro zkoušku tahem, pro které byla po přetržení vyvolána mikrostruktura a pomocí simulačního programu Magma zkoumány podmínky tuhnutí. Vzorky byly ve dvou sadách. První sada vzorků (značeno zeleně) nebyla tepelně zpracována a zkoušely se mechanické vlastnosti v litém stavu. Druhá sada vzorků (značeno červeně) byla tepelně zpracována. Modré a červené desky na obr. 2.5 zkoušel ve své práci Ostratický [22]. Bylo zvoleno značení skládající se ze čtyř znaků (obr. 2.7). Toto značení bylo vybráno z důvodu jak zpětného určení místa vzorků, tak také nevyužitých částí, které mohou být dále zkoumány. Druhá boční část experimentálního odlitku nebyla zkoumána. V důsledku geometrické symetrie a z toho vyplývajících podobných podmínek tuhnutí můžeme předpokládat, že by bylo dosaženo obdobných výsledků jako v případě prvním. Zkoušení nálitkové části je otázkou dalšího výzkumu.



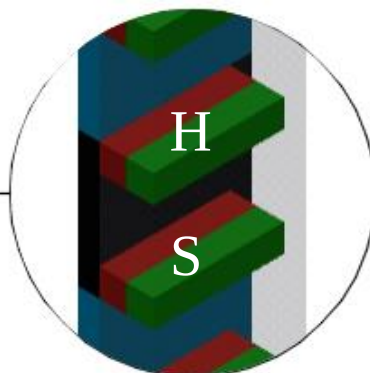
Obr. 2.5 Rozřezový plán vzorků.



Obr. 2.6 Přesná poloha tyčí pro zkoušku tahem.



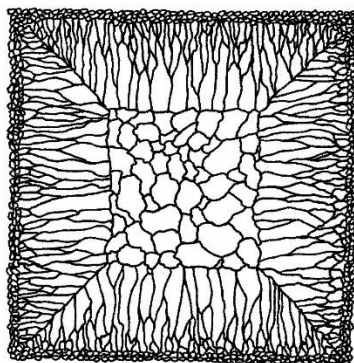
N - litý stav
Z - tepelně zpracováno
H - horní část dílčího kvádru
S - spodní část dílčího kvádru
1 - kraj
2 - střed
A až D - kraj
A až H - střed



Obr. 2.7 Značení vzorků.

2.4 Tuhnutí odlitku a měření teploty

Jedním z nejdůležitějších faktorů ovlivňujících výsledné mechanické vlastnosti odlitku je rozsah oblastí kolumnárních a rovnoosých zrn (obr. 2.8). Na stěně formy nukleují jemná rovnoosá zrna s nahodilou orientací. Tato heterogenní nukleace je vyvolána tepelným přechlazením taveniny přiléhající ke stěně formy a její rozsah je určen tepelnými podmínkami u stěny formy, účinností stěny formy jako podložky pro heterogenní nukleaci a přítomností účinných zárodků v přechlazené vrstvě taveniny. Množství zrn v této oblasti obecně závisí na přehřátí taveniny, teplotě formy, tepelných vlastnostech slitiny a formy, nukleakční účinnosti stěny formy a částic přítomných v tavenině. Kolumnární zrna se převážně vyvíjí ze zárodků vzniklých v první oblasti. Tyto zrna jsou charakteristická tím, že vykazují silnou krystalografickou orientaci odpovídající orientaci dendritického růstu. Pouze malá část kolumnárních zrn nemá svůj původ v první oblasti. Osy kolumnárních zrn jsou obvykle rovnoběžné se směrem maximálního tepelného toku. Uplatňuje se konkurenční růst zrn, kdy zrna s přednostním směrem růstu, rovnoběžným s maximálním teplotním gradientem, rostou rychleji než zrna s méně příznivou orientací. Výhodně orientovaná zrna se rozšiřují a postupně vytlačují méně orientovaná zrna. Růst kolumnárních zrn pokračuje, dokud se nevytvoří podmínky podporující vznik středové oblasti rovnoosých zrn. Oproti výhodným podmínkám pro růst kolumnárních zrna, jako je vysoká lící teplota a nízký obsah legujících prvků je tomu u středové oblasti rovnoosých zrn naopak. Příznivé podmínky pro vytvoření této třetí oblasti je tedy nízká lící teplota a vysoký obsah legujících prvků. Teorie vysvětlující vznik rovnoosých zrn před rostoucí kolumnární oblastí se dosti liší. Podle jedné teorie je vznik středové oblasti dán heterogenní nukleací, ke které dochází je-li tavenina v této oblasti konstitučně přechlazená. Podle této teorie všechna zrna nukleují při lití. Podle teorie multiplikace dendritů vznikají rovnoosá zrna částečným odtavením os dendritů v důsledku teplotních fluktuací, vyvolaných prouděním taveniny. Odtavené krystaly jsou následně prouděním přeneseny do středu odlitku, kde dále rostou [23].

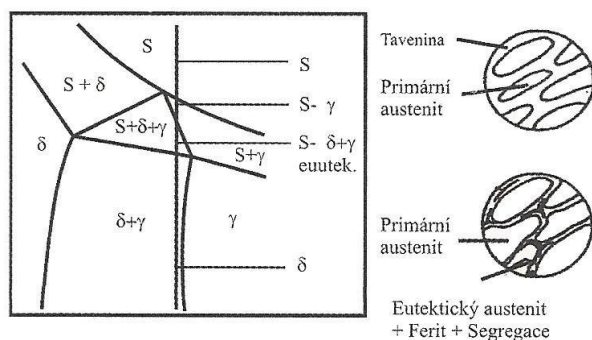


Obr. 2.8 Makrostruktura příčného řezu odlitkem [23].

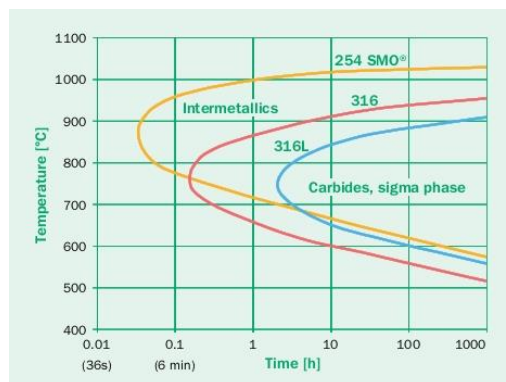
Rozdílná rozpustnost příměsí a nečistot v tavenině a v pevné fázi vede v souvislosti s přenosovými jevy k přerozdělování prvků příměsí a nečistot v matici za vzniku různých segregáčních mikro a makroheterogenit, které negativně ovlivňují vlastnosti tuhých látek. Segregace jako vada homogenity a struktury odlitku je výsledkem fyzikálního děje v důsledku selektivního tuhnutí, tzn. tuhnutí taveniny v rozmezí likvidu a solidu v průběhu určité doby. Obecně lze říci, že se zvyšující se dobou tuhnutí se zvyšuje stupeň makroodmíšení, zatímco stupeň dendritického odmíšení klesá [24,25].

V případě austenitických ocelí začíná krystalizace vylučováním austenitu (obr. 2.9). Následně se v průběhu tuhnutí vylučuje na hranicích primárních austenitických zrn směs austenitu a feritu. Takto vzniklá struktura je hrubozrnná a silně heterogenní. Austenitické oceli podléhají strukturním změnám, které jsou závislé na teplotě, době výdrže a chemickém složení.

Důsledkem strukturních změn je tvorba karbidů a intermetalických fází, které mají zpravidla negativní vliv na mechanické vlastnosti. Precipitace karbidů je dána rozpustností uhlíku v jednotlivých fázích v závislosti na teplotě a jeho difuzní rychlosti. Na obr. 2.10 je uveden precipitační diagram některých austenitických ocelí. Ocel 316L je ekvivalentem oceli testované v této práci. Na množství vyloučených karbidů má vliv setrvání v rozmezí teplot 450 až 900 °C. Karbidy se nejčastěji vylučují v podobě $M_{23}C_6$ a jejich výskyt se projevuje vznikem mezikrystalové koroze. V podobném rozmezí teplot jako karbidy vzniká také sigma fáze, jejíž přítomnost v oceli se projevuje snížením tažnosti, koncentrace, a naopak nárůstem křehkosti, tvrdosti, meze kluzu a pevnosti. Fáze chí se vyskytuje společně s fází sigma a má i podobné účinky na mechanické vlastnosti. Výskyt Lavesových fází lze očekávat zejména u ocelí s nízkým obsahem uhlíku a nejčastěji se vylučují uvnitř zrn. Vznik intermetalických fází můžeme předpokládat i v případě experimentálního odlitku vzhledem k poměrně vysokým obsahům chromu a molybdenu, současně s dlouhou dobou chladnutí [4,26].

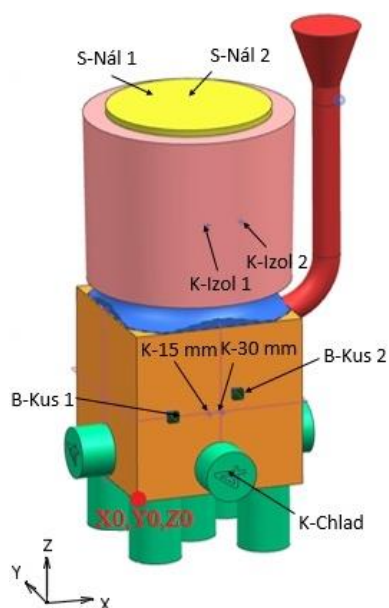


Obr. 2.9 Část rovnovážného diagramu Fe-Cr-Ni (tuhnutí austenitických ocelí) [4].



Obr. 2.10 Precipitační diagram některých austenitických ocelí [26].

Pro určení podmínek tuhnutí v odlitku bylo vybráno 9 míst pro instalaci termočlánků, které jsou označeny šipkami na obr. 2.11. V tab. 2.3 jsou uvedeny souřadnice umístění těchto termočlánků. Byly použity 2 termočlánky typu S (PtRh10-Pt) umístěných do nálitku, 2 termočlánky typu B (PtRh30-PtRh6) ke stěně odlitku. Dále bylo instalováno 5 termočlánků typu K (NiCr-Ni). Z toho 2 byly umístěny skrz formovací směs ke stěně izolace, po jednom kusu potom ke chladítku, 15 mm od stěny odlitku a 30 mm od stěny odlitku.

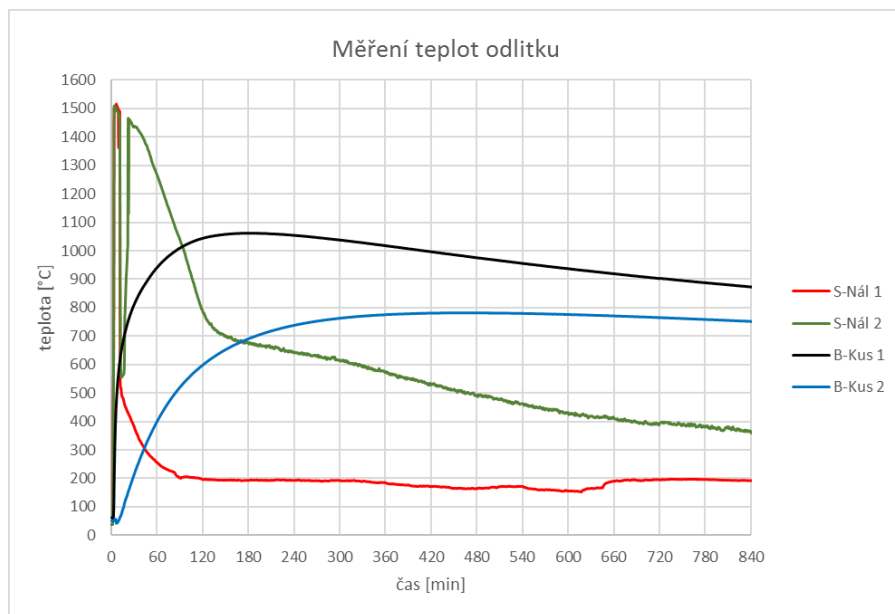


Obr. 2.11 Poloha termočlánků.

Tab. 2.3 Souřadnice termočlánků.

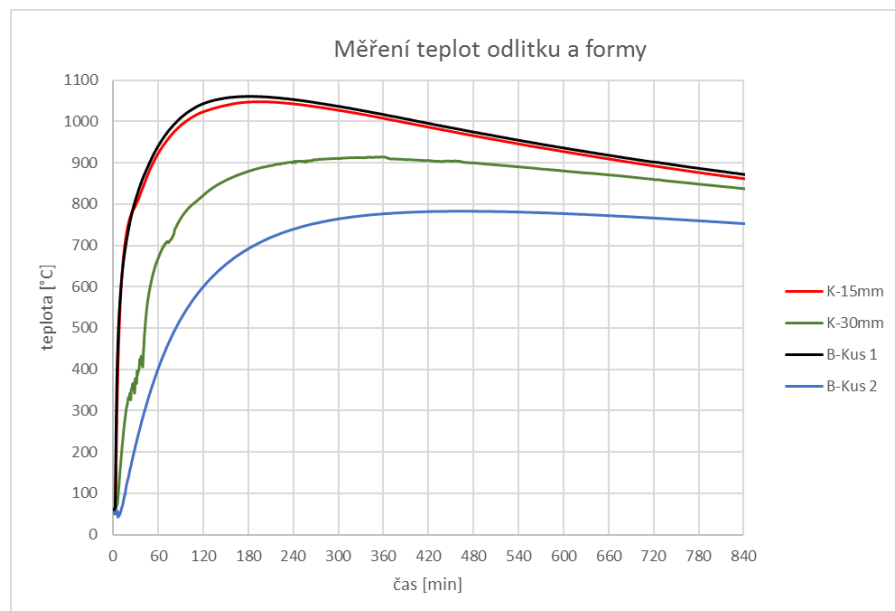
Označení	Souřadnice		
	x [mm]	y [mm]	z [mm]
S-Nál 1	240	460	980
S-Nál 2	270	460	980
B-Kus 1	105	-5	250
B-Kus 2	320	-5	320
K-15 mm	210	-15	250
K-30 mm	250	-30	250
K-Izol 1	300	-43,3	830
K-Izol 2	200	-43,3	830
K-Chlad	250	-110	79

Výsledky měření teplot odlitku jsou zobrazeny na obr. 2.12. Nejvyšší naměřená teplota termočlánku S-Nál 1 byla 1517 °C. Nejvyšší naměřená teplota termočlánku S-Nál 2 byla 1510 °C. K poruše prvního termočlánku S-Nál 1 došlo po 8 minutách při teplotě 1489 °C. Ve stejném čase se také poškodil termočlánek S-Nál 2 při teplotě 1457 °C. V případě termočlánků B-Kus 1 a B-Kus 2 jsou naměřené hodnoty plynulé, ale pravděpodobně nebylo dosaženo kontaktu mezi kovem a termočlánekem. Naměřené hodnoty mohou být ovlivněny nedostatečným zasunutím termočlánku do správné polohy nebo vzduchovou mezerou.



Obr. 2.12 Měření teplot odlitku.

Zajímavé je srovnání průběhu křivek termočlánků umístěných 15 mm, respektive 30 mm od stěny odlitku s termočlánekem, který měli být umístěny přímo ke stěně odlitku (obr. 2.13).

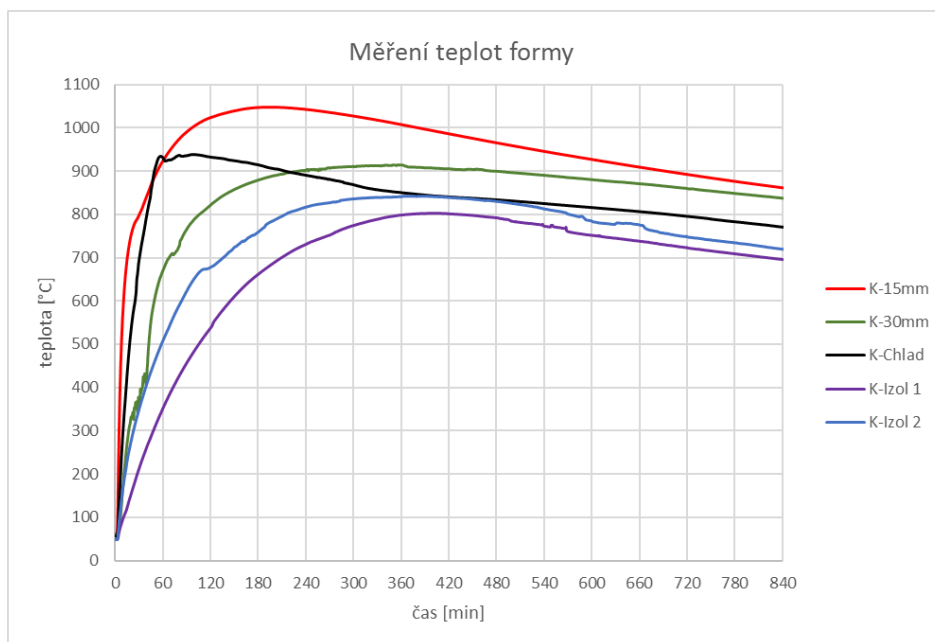


Obr. 2.13 Měření teplot odlitku a formy.

Podle tohoto porovnání je zjevné, že naměřená křivka termočlánku B-Kus 1, který měl být umístěn ke stěně odlitku, téměř splývá s naměřenou křivkou termočlánku K-15 mm, který byl umístěn 15 mm od stěny odlitku. Můžeme tedy předpokládat, že termočlánek B-Kus 1 se nacházel v podobné vzdálenosti od stěny odlitku. V případě údajů z těchto

termočlánků došlo po nalití kovu do formy k prudkému prohřívání formy z důvodu odvodu tepla z kovu do formy. Po 30 minutách bylo 15 mm od stěny odlitku naměřena teplota 800 °C. Následně se rychlost prohřívání zmenšovala a nejvyšší teploty 1160 °C bylo dosaženo 3 hodiny po odlití. Dále docházelo v těchto místech k ochlazování formy. Trend křivky naměřené 30 mm od stěny odlitku je obdobný jako v přechozím případě, ale počáteční prohřívání po nalití kovu není tak prudké a nejvyšší teploty 910 °C je dosaženo po 6 hodinách. Křivka druhého termočlánku, který měl být umístěn ke stěně odlitku, tj. B-Kus 2, má podobný sklon a tvar jako křivka termočlánku umístěného 30 mm od stěny odlitku. Výsledky jsou takové, jaké by se daly očekávat asi 45 mm od stěny odlitku. Dochází k ještě mírnějšímu prohřívání formovací směsi. Po dosažení nejvyšší teploty 780 °C sedm hodin po odlití se formovací směs už jen mírně ochlazuje.

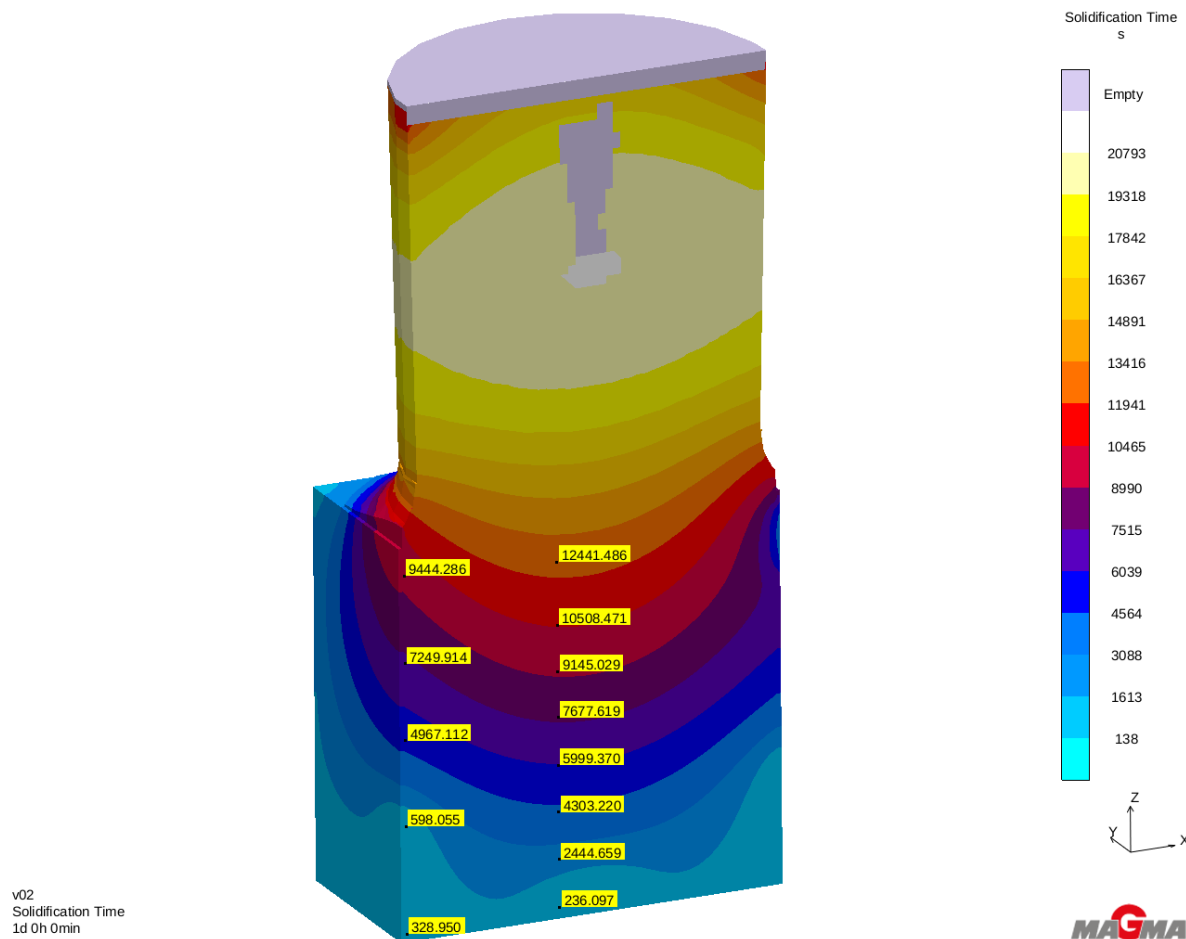
Na obr. 2.14 jsou pro porovnání také graficky zobrazeny hodnoty naměřené z chladítka, tj. termočlánek K-Chlad, a hodnoty naměřené z tepelné izolace, tj. termočlánky K-Izol 1 a K-Izol 2. V případě chladítka je patrný prudký nárůst teploty až na 935 °C dosaženou hodinu po odlití, následovaný postupným ochlazováním. V případě měření teplot na stěně izolačních tvárnic je nárůst teploty pomalejší než ve všech ostatních případech. Maximální naměřená teplota 800 °C v případě termočlánku K-Izol 1, respektive 840 °C v případě termočlánku K-Izol 2, je dosažena po 7 hodinách.



Obr. 2.14 Měření teplot formy.

Jak bylo ověřeno, tak získání podmínek tuhnutí může být v praxi značně obtížné, pro optimalizaci slévárenské technologie ovšem nenahraditelné. Tvoří důležitou zpětnou vazbu pro zlepšování a stabilizaci výroby s využitím numerické simulace. V dnešní době je numerická simulace uznávaným pomocníkem. V ruku technologa se může stát mocným nástrojem pro zefektivnění procesů a výroby. Velký význam má numerická simulace především při kusové výrobě těžkých odlitků, protože není možné vyrábět vzorové odlitky a vady jsou opravovány nákladnými čistírenskými operacemi. Nejvíce používanou částí modelování je simulace tuhnutí. Při simulaci tuhnutí se modeluje změna teplotního pole v odlitku v časové závislosti od naplnění formy. Výsledkem simulace tuhnutí je předpovědění rizikových míst, kde je největší pravděpodobnost vzniku vad jako jsou staženiny nebo řediny. Dostatečným usměrněným tuhnutím odlitku lze vzniku vad předcházet [27,28].

Ve firmě ŽĐAS byla provedena simulace experimentálního odlitku v programu Magma. Cílem bylo získat data pro objasnění průběhu tuhnutí a chladnutí. V programu byly nastaveny body korespondující s místy závitových hlav tahových zkoušek prováděných na experimentálním odlitku (obr. 2.6). Data celkového času tuhnutí vypočítaná programem Magma jsou na obr. 2.15 a v tabulce 2.4.



Obr. 2.15 Celkový čas tuhnutí.

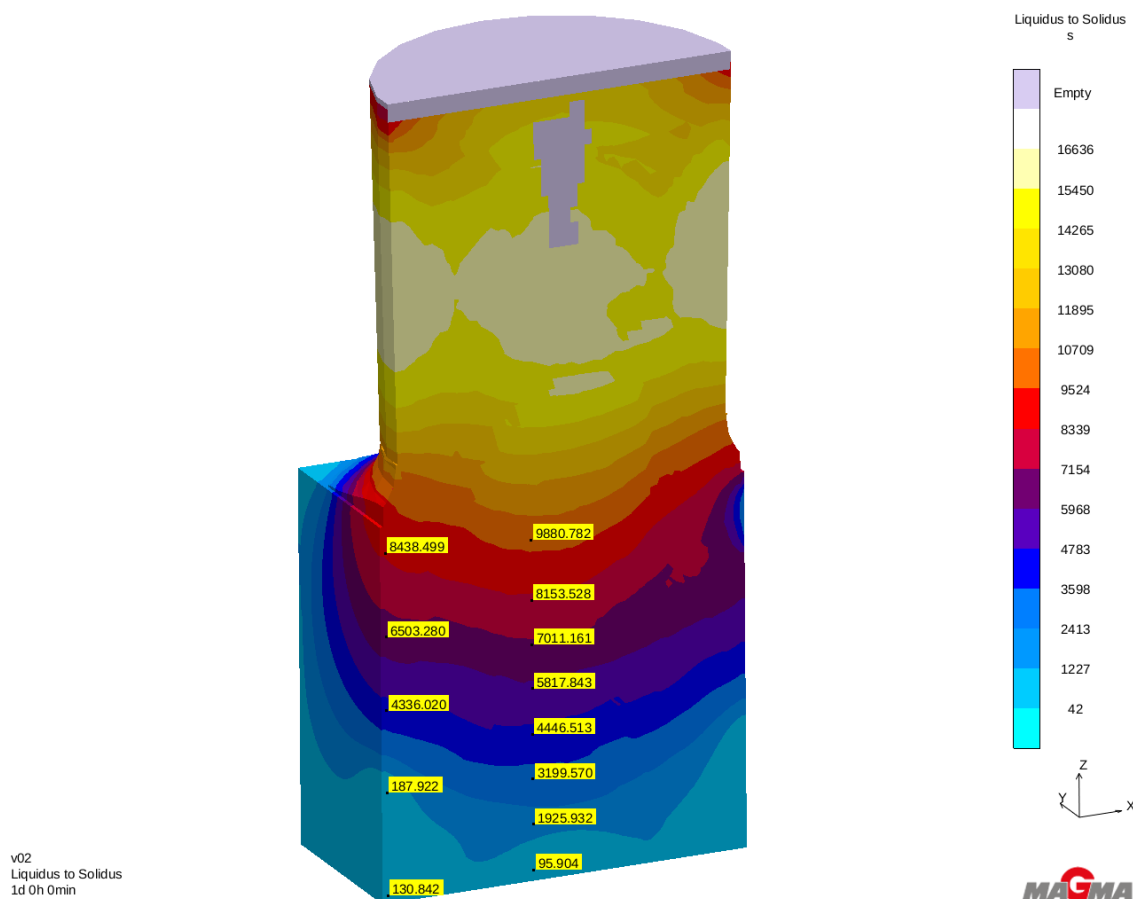
Tab. 2.4 Celkový čas tuhnutí.

Boční část		Středová část	
Označení místa	Čas [s]	Označení místa	Čas [s]
D1HN/D1HZ	9444 (157 min)	H2HN/H2HZ	12442 (207 min)
		G2SN/G2SZ	10508 (175 min)
C1HN/C1HZ	7250 (121 min)	F2SN/F2SZ	9145 (152 min)
C1SN/C1SZ	4967 (83 min)	E2SN/E2SZ	7678 (128 min)
		D2SN/D2SZ	5999 (100 min)
B1SN/B1SZ	598 (10 min)	C2SN/C2SZ	4303 (72 min)
		B2SN/B2SZ	2445 (41 min)
A1SN/A1SZ	329 (6 min)	A2SN/A2SZ	236 (4 min)

Jak je patrné, tak s rostoucí vzdáleností od spodní části odlitku po nálitek roste doba tuhnutí. Za předpokladu stejné vzdálenosti od spodní části odlitku dochází k rychlejšímu tuhnutí míst vzdálenějších od tepelné osy, protože v boční části odlitku dochází k intenzivnějšímu odvodu tepla. Jedinou výjimkou je dno odlitku, kde se přímo ve středové části nachází chladítko. V případě boční části se časy tuhnutí zkoumaných míst pohybují od 6 minut až téměř 3 hodiny. Středová oblast odlitku nabývá hodnot doby tuhnutí od 4 minut až po 3,5 hodiny. Jedná

se o poměrně široké rozmezí času tuhnutí, což je způsobeno kompaktností a tloušťkou experimentálního odlitku. Velice zjevné je také poslední místo tuhnutí, což je náletek s charakteristickou staženinou, kde podle simulačního programu Magma tuhne poslední místo cca 6 hodin.

Dalším parametrem, který charakterizuje tuhnutí odlitku je doba setrvání mezi solidem a likvidem. Stejně jako v předchozím případě bylo využito programu Magma k určení této hodnoty pro zkoumaná místa. Tyto data jsou uvedeny na obr. 2.16 a v tabulce 2.5.



Obr. 2.16 Doba setrvání mezi solidem a likvidem.

Tab. 2.5 Doba setrvání mezi solidem a likvidem.

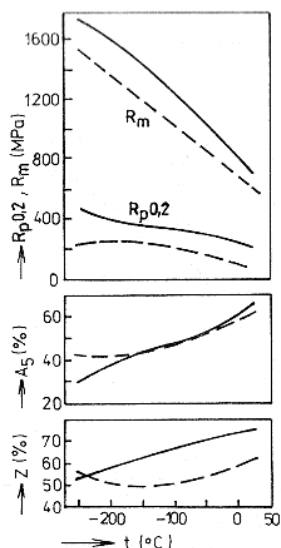
Boční část		Středová část	
Označení místa	Čas [s]	Označení místa	Čas [s]
D1HN/D1HZ	8438 (141 min)	H2HN/H2HZ	9881 (165 min)
		G2SN/G2SZ	8154 (136 min)
C1HN/C1HZ	6503 (108 min)	F2SN/F2SZ	7011 (117 min)
C1SN/C1SZ	4336 (72 min)	E2SN/E2SZ	5818 (97 min)
		D2SN/D2SZ	4447 (74 min)
B1SN/B1SZ	188 (3 min)	C2SN/C2SZ	3200 (53 min)
		B2SN/B2SZ	1926 (32 min)
A1SN/A1SZ	131 (2 min)	A2SN/A2SZ	96 (1,5 min)

Doba setrvání mezi solidem a likvidem v různých částech odlitku má podobné tendence jako tomu bylo v případě celkové doby tuhnutí. S rostoucí vzdáleností od spodní části odlitku se prodlužuje doba setrvání mezi solidem a likvidem. Z důvodu odvodu tepla v boční části odlitku dochází k rychlejšímu přechodu z teploty likvidu na teplotu solidu. Tento jev je výrazný

především ve spodních partiích odlitku, kde jsou umístěna chladítka. Naopak je tomu v horní části v důsledku použití izolačního nálitku a exotermické zásypové směsi. V případě boční části odlitku se interval setrvání mezi solidem a likvidem ve zkoumaných místech pohybuje od 2 minut do 2,5 hodiny. Ve středové části odlitku nabývá tento interval ve zkoumaných místech mezi 1,5 minutou a téměř 3 hodinami.

2.5 Mechanické vlastnosti a tepelné zpracování

Mechanické vlastnosti austenitických ocelí závisí na chemickém složení, tepelném zpracování a teplotě. Jelikož mají austenitické oceli mřížku kubickou plošně středěnou, tak nevykazují tranzitní chování. Vliv teploty od nízkých teplot až k teplotě normální některých ocelí je zachycen na obr. 2.17. Nejvyšší meze pevnosti je dosahováno za nízkých teplot. Při $-250\text{ }^{\circ}\text{C}$ je mez pevnosti 1500 MPa . S rostoucí teplotou mez pevnosti klesá až do normální teploty, kde je běžně dosahováno 550 MPa . Za normální teploty se dosahuje meze kluzu 250 MPa a tažnosti přibližně 40% . Za velmi nízkých teplot se dosahuje dvojnásobné meze kluzu, kdežto tažnost je poloviční. Tabulka 2.6 udává průměrné hodnoty meze pevnosti a meze kluzu za vyšších teplot oceli CF8M, která je totožná s testovanou ocelí v této práci, pouze má maximální přípustný obsah uhlíku o $0,05\%$ vyšší. Z tabulky je patrné, že mez kluzu kontinuálně klesá se zvyšováním teploty. U meze pevnosti dochází k výraznějšímu poklesu hodnot z normální teploty po teplotu $200\text{ }^{\circ}\text{C}$. V rozmezí teplot 200 až $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ se mez pevnosti výrazně nemění. Po překročení teploty $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ dochází opět k výraznějšímu poklesu meze pevnosti. S rostoucí teplotou vykazují oceli s menším obsahem feritu o něco strmější pokles pevnostních charakteristik. Protože austenitické oceli neprodělávají při ohřevu transformaci alfa fáze na gama, je možno zvýšit pevnost a mez kluzu pouze tvářením nebo přísadou dusíku. Modul pružnosti v tahu austenitických ocelí se pohybuje kolem 190 GPa . U tahových zkoušek se na křivce zatížení-prodloužení neobjevuje zřetelný singulární bod, takže se u nich hodnotí mez kluzu jako smluvní hodnota $R_{p0,2}$.



Obr. 2.17 Mechanické vlastnosti za nízkých teplot pro ocel 05Cr18Ni9 (plně) 02Cr18Ni10 (čárkovaně) [1].

Tab. 2.6 Mez pevnosti a mez kluzu oceli CF8M za vyšších teplot [20].

Teplota [$^{\circ}\text{C}$]	2 % feritu		16 % feritu	
	R_m [MPa]	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	$R_{p0,2}$ [MPa]
21	560	300	620	345
50	522	269	600	321
100	491	232	570	289
150	465	208	546	267
200	455	192	530	248
250	453	180	526	235
300	452	171	524	225
350	449	164	522	217
400	446	158	520	209
450	440	153	515	202
500	428	147	493	196
550	408	143	459	189
600	371	138	411	182

Tepelné zpracování austenitických korozivzdorných ocelí se nazývá rozpouštěcí žíhání a spočívá v ohřevu na 950 až 1150 °C podle druhu oceli, s následujícím rychlým ochlazením, kterým se zabrání vylučování karbidů. U stabilizovaných ocelí se rozpouštěcí žíhání doplňuje podle potřeby ještě stabilizačním žíháním při 850 až 950 °C po dobu 2 až 4 hodin s cílem dosáhnout optimální korozní odolnosti při zvýšených pevnostních charakteristikách. Účelem tepelného zpracování austenitických korozivzdorných ocelí je tedy získat homogenní tuhý roztok a optimální korozní odolnost rozpuštěním karbidů nebo jiných fází v austenitu, vyvázat co největší množství uhlíku (popř. dusíku) na stálé karbidy (popř. nitridy) za účelem omezit dlouhodobý tepelný vliv na stabilitu struktury a korozní odolnost, případně potlačit zpevnění vyvolané tvářením za tepla nebo za studena.

Pro hodnocení mechanických vlastností zkušebního odlitku byla vybrána zkouška tahem za normální teploty. Jedná se o nejpoužívanější zkoušku pro hodnocení mechanických vlastností konstrukčních materiálů. Zkouška je prováděna na zkušebních tyčích normalizovaných rozměrů a sleduje se několik veličin, jako je mez pevnosti v tahu (R_m), mez kluzu v tahu ($R_{p0,2}$), tažnost (A_5) a kontrakce (Z). Minimální mechanické hodnoty stanovené normou ASTM pro materiál CF3M jsou uvedeny v tabulce 2.7.

Tab. 2.7 Minimální požadované mechanické vlastnosti oceli dle normy ASTM [20].

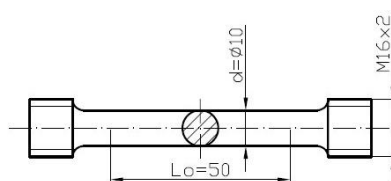
Označení	Mez pevnosti R_m [MPa]	Mez kluzu $R_{p0,2}$ [MPa]	Tažnost A_5 [%]
CF3M	483	207	30

Jak již bylo zmíněno, tak vzorky rozměrů cca 25x25x120 mm byly vyřezány ze zkušební desky experimentálního odlitku ve dvou sadách po 13 vzorcích podle obr. 2.5 a 2.6. Pět vzorků každé sady pocházelo z boční strany odlitku a 8 ze středové oblasti. První sada vzorků sloužila k určení mechanických vlastností ve zkoumaných místech v litém stavu. Ta měla mimo jiné dokázat výskyt intermetalických precipitátů a jejich vliv na mechanické vlastnosti. Druhá sada vzorků byla tepelně zpracována na FSI VUT podle křivky na obr. 2.18.



Obr. 2.18 Průběh tepelného zpracování.

Vzorky byly obrobeny do požadovaných rozměrů (obr. 2.19) a následně přetrženy ve firmě ŽDAS.



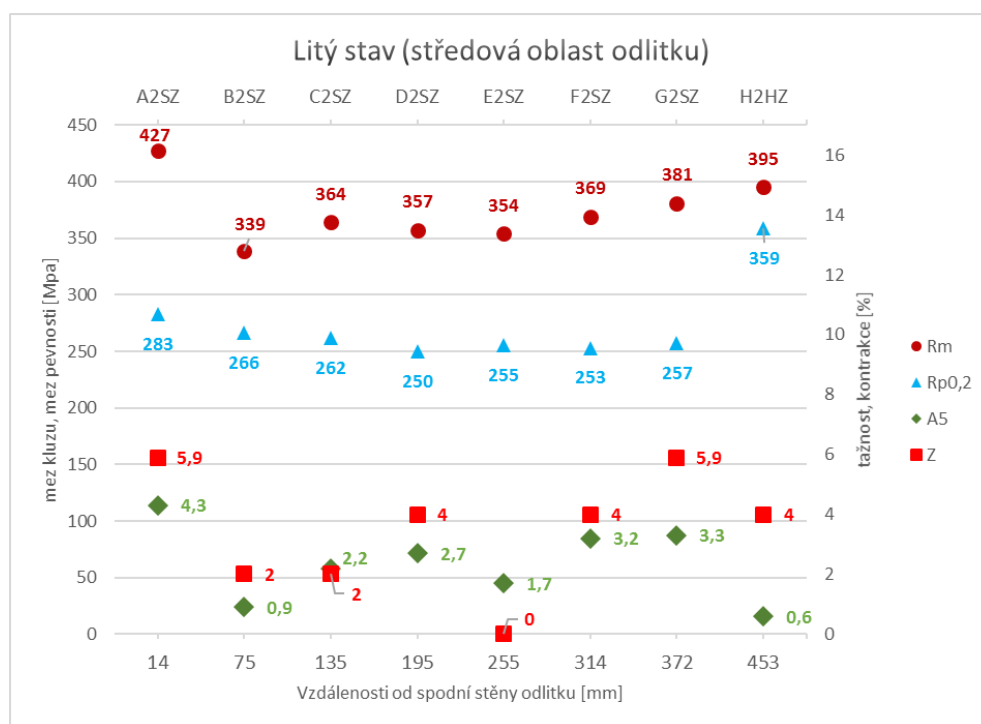
Obr. 2.19 Zkušební válcová tyčka se závitovou hlavou pro zkoušku tahem.

Mechanické hodnoty v litém stavu jsou uvedeny v tabulce 2.8. Jedná se mez pevnosti, mez kluzu tažnost a kontrakci.

Tab. 2.8 Dosažené mechanické hodnoty ve zkoumaných místech odlitku v litém stavu.

Boční část					Středová část				
Označení	R _m [MPa]	R _{p0,2} [MPa]	A ₅ [%]	Z [%]	Označení	R _m [MPa]	R _{p0,2} [MPa]	A ₅ [%]	Z [%]
D1HN	377	289	1,4	2,0	H2HN	395	359	0,6	4,0
					G2SN	381	257	3,3	5,9
C1HN	370	297	1,0	7,8	F2SN	369	253	3,2	4,0
C1SN	361	274	1,9	2,0	E2SN	354	255	1,7	0,0
					D2SN	357	250	2,7	4,0
B1SN	370	271	2,4	5,9	C2SN	364	262	2,2	2,0
					B2SN	339	266	0,9	2,0
A1SN	397	285	*	2,0	A2SN	427	283	4,3	5,9

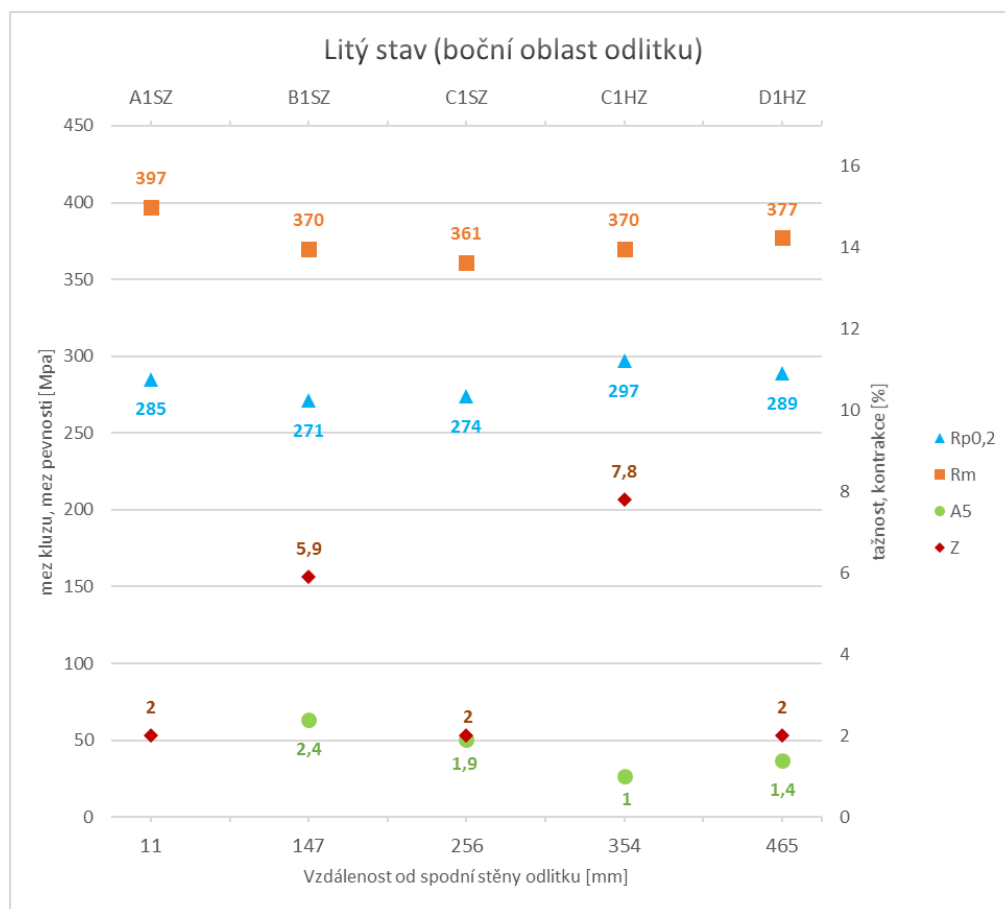
Na obr. 2.20 je graficky zobrazen průběh hodnot mechanických vlastností středové oblasti směrem od spodní části odlitku, tj. vzorek A2SN, až po vrchní část odlitku, tj. vzorek H2HN.



Obr. 2.20 Mechanické vlastnosti středové části odlitku (v litém stavu).

Mechanické hodnoty v litém stavu vykazují velmi nízké hodnoty, což je způsobeno pravděpodobně precipitací intermetalických fází. Nejvyšší hodnota meze pevnosti středové oblasti, tj. 427 MPa, je dosažena ve spodní části odlitku v blízkosti licí kůry na vzorku A2SN, kde bylo také umístěno chladítko, které tvořilo podmínky pro rychlejší odvod tepla z odlitku. Naopak nejnižší mez pevnosti 339 MPa vykazoval hned následující vzorek B2SN, který je vzdálen 6 cm od vzorku A2SN. S dalším přibližováním k nalitkové oblasti je patrná tendence mírného nárustu meze pevnosti až po vzorek H2HN umístěný v podnalitkové oblasti, kde je dosaženo hodnoty 395 MPa. Naopak v případě meze kluzu hodnoty s rostoucí vzdáleností od spodní stěny odlitku mírně klesají z hodnoty 283 MPa vzorku A2SN. Výjimkou je podnalitková oblast, kde je dosaženo meze kluzu 359 MPa. Nutno však podotknout, že se zde nachází i nejmenší tažnost, tj. 0,6 %. Tažnost ve zkoumaných místech celé středové oblasti se tedy pohybuje mezi 0,6 až 4,3 % ve spodní části odlitku.

Na obr. 2.21 je graficky zobrazen průběh mechanických hodnot získaných z blízkosti boční stěny odlitku podobně jako tomu bylo u středové oblasti.



Obr. 2.21 Mechanické vlastnosti boční části odlitku (v litém stavu).

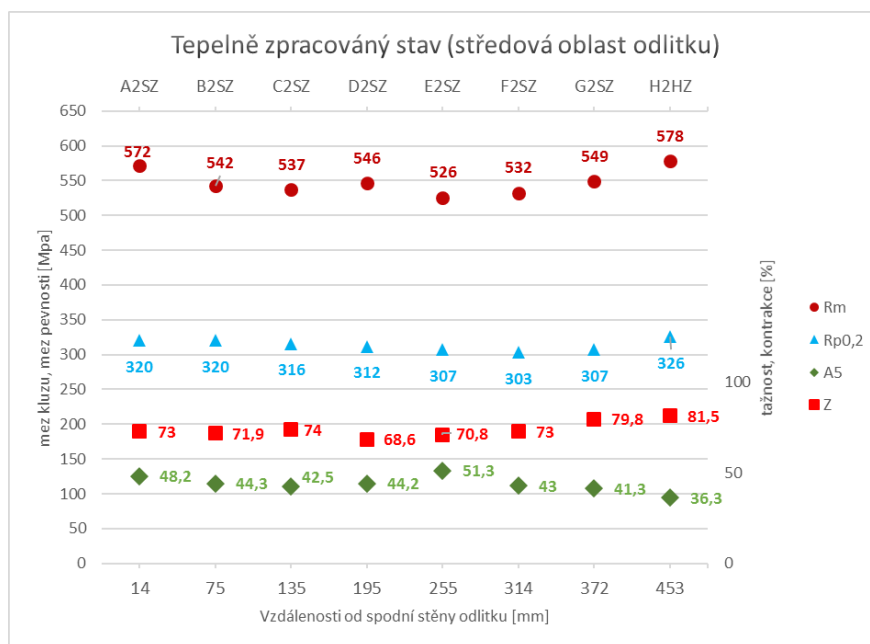
V případě boční stěny je nejvyšší meze pevnosti dosaženo opět u vzorku v nejnižší položené místě. Konkrétně se jedná o vzorek A1SN s hodnotou meze pevnosti 397 MPa. V dalších místech se meze pevnosti pohybuje okolo 370 MPa, což jsou jen nepatrně vyšší hodnoty, než je tomu v případě středové oblasti. V případě meze kluzu je tento rozdíl již o něco větší. V boční části se průměrná hodnota pohybuje okolo 280 MPa. V případě vzorku A1SN došlo k přetržení mimo značky, proto zde není hodnocena jeho tažnost. Hodnoty tažnosti leží podobně jako v případě středové oblasti velmi nízko. Pohybují se v rozmezí mezi 1 a 2,4 %.

Mechanické hodnoty po tepelném zpracování jsou vedeny v tabulce 2.9. Z tabulky je patrné, že všechny hodnoty naměřené zkouškou tahem více či méně splňují normu.

Tab. 2.9 Dosažené mechanické hodnoty ve zkoumaných místech odlitku po tepelném zpracování.

Boční část					Středová část				
Označení	Rm [MPa]	Rp0,2 [MPa]	A5 [%]	Z [%]	Označení	Rm [MPa]	Rp0,2 [MPa]	A5 [%]	Z [%]
D1HZ	554	306	33,7	69,8	H2HZ	578	326	36,3	81,5
					G2SZ	549	307	41,3	79,8
C1HZ	539	322	48,4	76,0	F2SZ	532	303	43	73,0
C1SZ	561	321	37,7	70,8	E2SZ	526	307	51,3	70,8
					D2SZ	546	312	44,2	68,6
B1SZ	573	325	39,1	75,0	C2SZ	537	316	42,5	74,0
					B2SZ	542	320	44,3	71,9
A1SZ	577	328	36,8	75,0	A2SZ	572	320	48,2	73,0

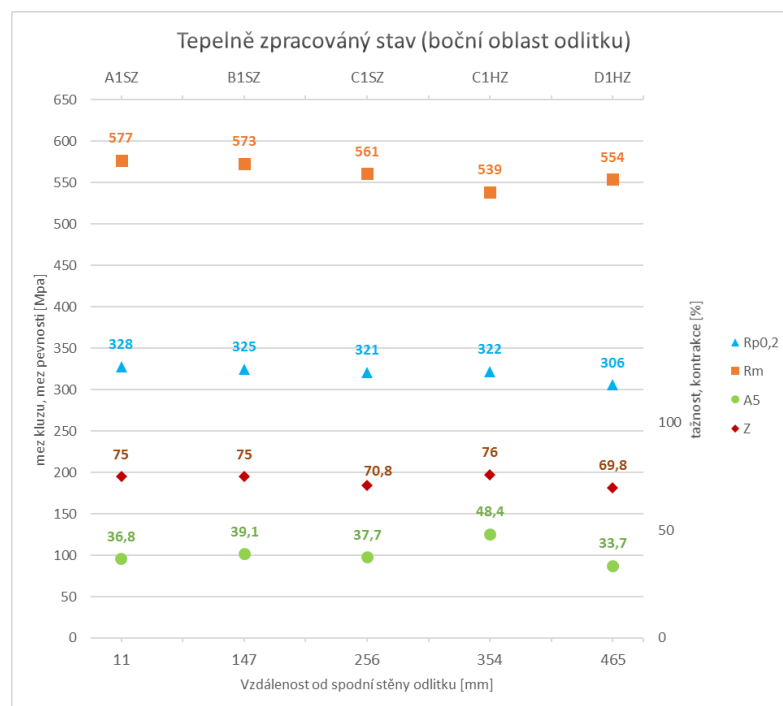
Grafická závislost mechanických hodnot po tepelném zpracování v závislosti na vzdálenosti od spodní stěny pro vzorky vyřezané z tepelné osy odlitku je uvedena na obr. 2.22.



Obr. 2.22 Mechanické vlastnosti středové části odlitku (po tepelném zpracování).

Mez pevnosti klesá od spodní stěny odlitku z hodnoty 572 MPa vzorku A2SN až po hodnotu 526 MPa vzorku E2SN, který se nachází přibližně ve středu odlitku. V tomto místě je zároveň dosaženo nejvyšší tažnosti 51,3 %. S rostoucí vzdáleností se dále zvyšuje mez pevnosti až na nejvyšší hodnotu 578 MPa vzorku H2HN, nicméně také s rostoucí vzdáleností klesá tažnost na hodnotu 36,3 %, což je hodnota, která splňuje normu o 6 %. V případě meze kluzu nedochází k výraznějším výkyvům. Hodnoty se pohybují od 303 do 326 MPa.

Průběh mechanických hodnot vzorků získaných z boční stěny, které byly tepelně zpracovány, je zobrazen na obr. 2.23.

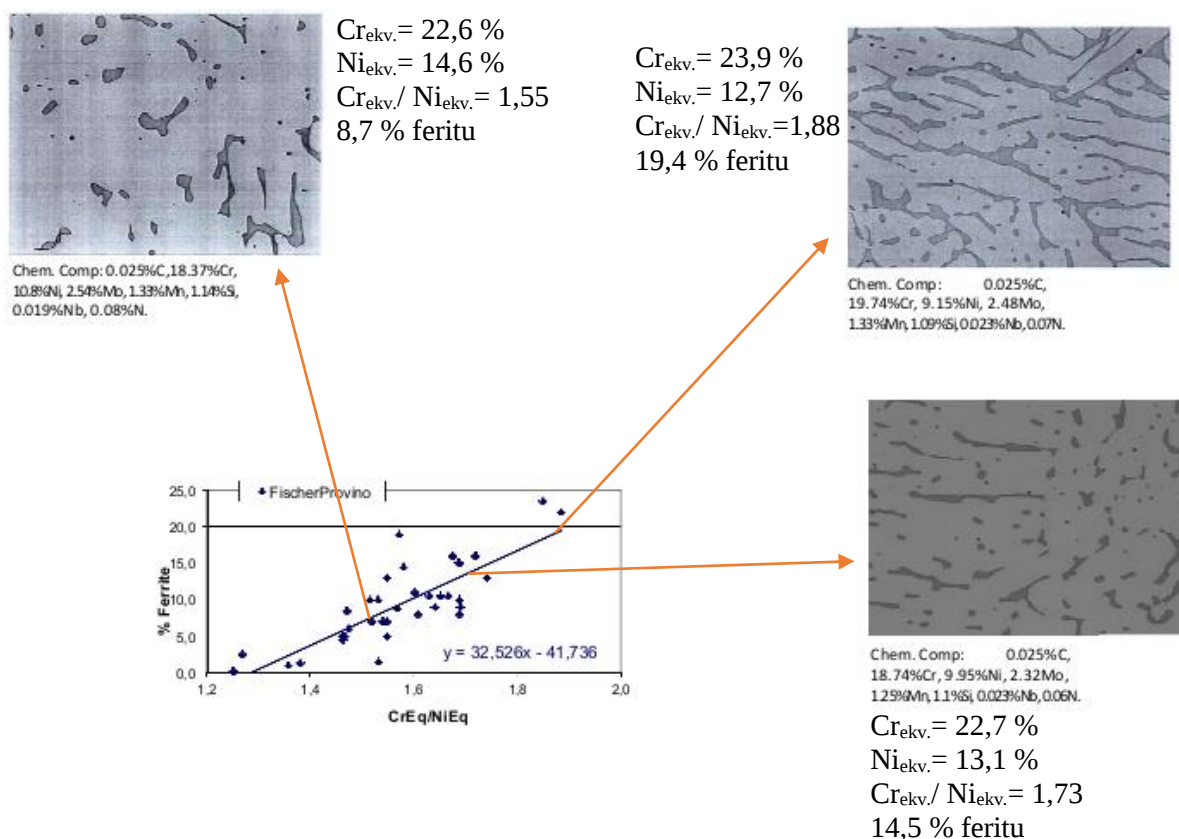


Obr. 2.23 Mechanické vlastnosti boční části odlitku (po tepelném zpracování).

Jak je patrné, tak s rostoucí výškou od spodní stěny opět dochází k poklesu meze pevnosti. Trend poklesu je patrný také z hodnot meze kluzu, ovšem rozdíly jsou v tomto případě zanedbatelné. Pevnostní charakteristiky vykazují mírně vyšší hodnoty, než tomu bylo ve středové oblasti. Naopak tažnost je nižší. Nejnižší tažnost je 33,7 % v podnálítkové oblasti. Tato hodnota je jen o 3,7 % vyšší, než je minimální hodnota požadovaná normou ASTM.

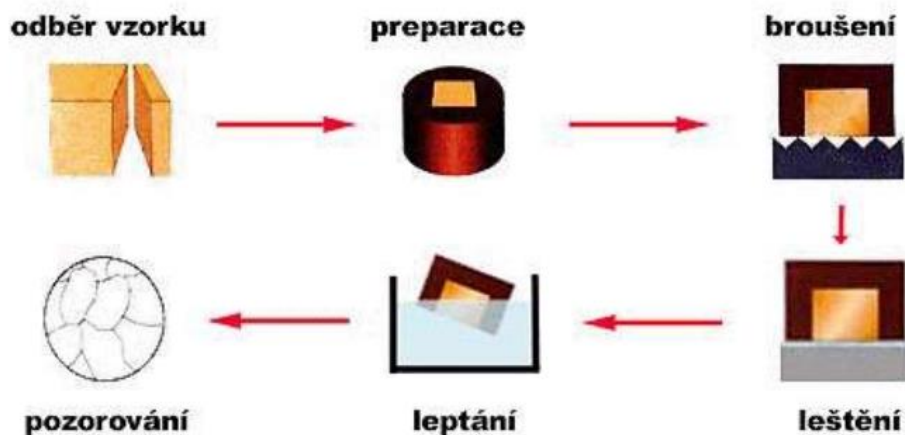
2.6 Struktura

Jak již bylo zmíněno, tak primární austenitické zrna je velmi citlivé na tloušťku stěny i přehřátí a tlustostěnné odlitky z této oceli odlévané z vysoké lící teploty jsou obvykle značně hrubozrnné. V případě ocelí, u kterých začíná krystalizace vylučováním austenitu dojde v následném průběhu tuhnutí k vylučování směsi feritu a austenitu na hranice primárních austenitických zrn. Zajímavé je srovnání s duplexními ocelmi, kde začíná tuhnutí vylučováním feritu. Primární ferit reaguje při následné v peritektické reakci s taveninou za vzniku zrn austenitu a feritu. Peritektická struktura je jemnozrnější a segregace jsou rovnoměrněji rozděleny. Bylo zjištěno, že nízký obsah feritu u austenitických ocelí bude podporovat vznik sloupcových zrn, zatímco vysoký obsah feritu podporuje vznik struktury s rovnoosými zrny. Nesporný je i vliv rychlosti ochlazování. Na obr. 2.24 můžeme vidět vliv podílu chromového a niklového ekvivalentu na strukturu při zkoumání materiálu CF3M, kterým se zabývá také tato práce. Je patrné, že při větším poměru chromového k niklovému ekvivalentu bude pravděpodobně ve struktuře větší množství feritu [4,29].



Obr. 2.24 Vliv podílu $Cr_{ekv.}$ k $Ni_{ek.}$ na strukturu oceli CF3M [30].

Mikrostruktura byla vyhodnocena na FSI VUT ze závitových hlav zkušebních tyčí. Zkoumáno bylo 13 vzorků po tepelném zpracování, které podle obr. 2.6 protíná červená osa. Postup přípravy je zobrazen na obr. 2.25.

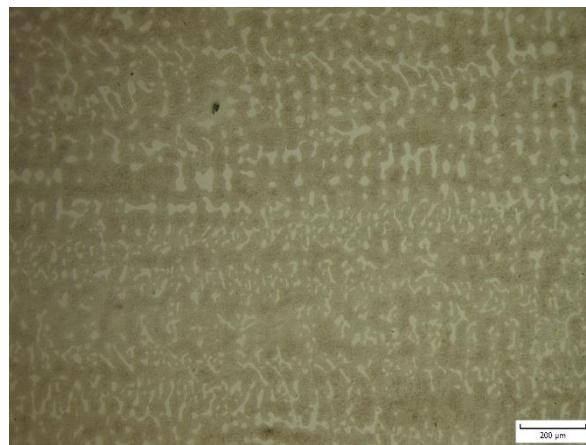


Obr. 2.25 Postup přípravy vzorku pro metalografii [31].

Vzorek z každé závitové hlavy byl zalisován do dentakrylu, vybroušen, vyleštěn a naleptán. Jelikož při použití leptadel VILELLA a MARBLE nedocházelo k naleptání vzorku, bylo použito leptadlo KALLING 2 (100 ml etOH, 100 ml HCl, 5 g CuCl₂). Analýza mikrostruktury probíhala následně na světelném mikroskopu při zvětšení 100x. Z každého vzorku je zde uveden jeden snímek (obr. 2.26 – obr. 2.38). Zbytek dokumentace je v příloze.



Obr. 2.26 Mikrostruktura vzorku A1SZ.

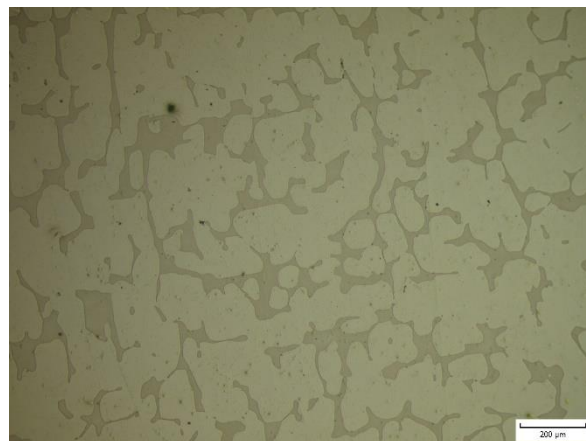


Obr. 2.27 Mikrostruktura vzorku A2SZ.

Na snímcích mikrostruktury oceli CF3M po tepelném zpracování lze pozorovat smíšenou strukturu feritu a austenitu. Intermetalické fáze byly odstraněny rozpouštěcím žháním. V případě vzorku A1SZ je světlejší strukturou austenit a tmavší ferit. V případě vzorku A2SZ je tomu naopak. Důvodem je špatný odhad leptacího účinku leptadla KALLING 2. V obou případech se jedná o jemnou strukturu, protože oba vzorky pochází ze spodní stěny odlitku, kde došlo k rychlému odvodu tepla. Vzorek A2SZ navíc pochází z těsné blízkosti chladítka a je zde patrná výrazná orientace dendritického růstu. Jemnozrnější struktura obecně predikuje dosažení větších hodnot mechanických vlastností.

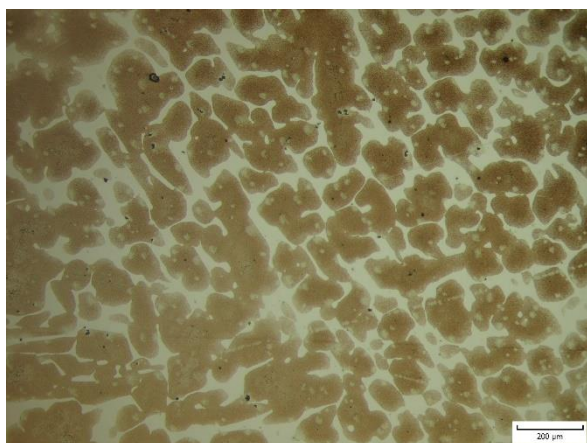


Obr. 2.28 Mikrostruktura vzorku B1SZ.

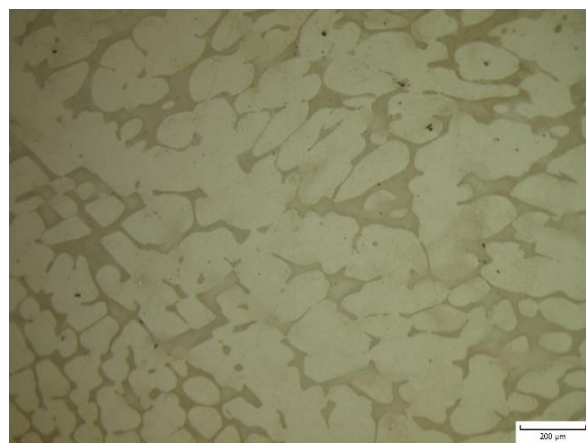


Obr. 2.29 Mikrostruktura vzorku B2SZ.

V případě vzorku B1SZ je opět patrná jemnější struktura, protože vzorek pochází z boční části, navíc z blízkosti chladítka. U vzorku B2SZ je struktura o něco hrubější. Začíná se projevovat delší doba tuhnutí.

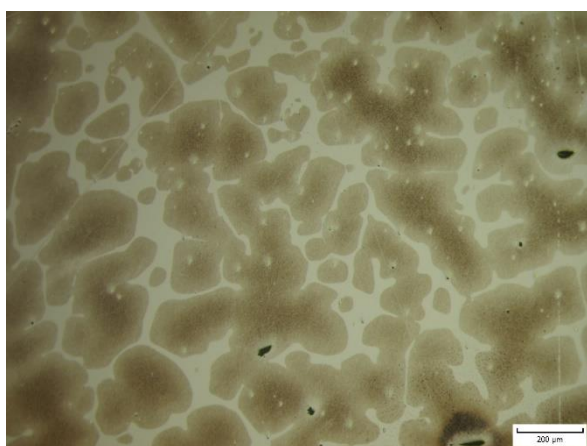


Obr. 2.30 Mikrostruktura vzorku C2SZ.



Obr. 2.31 Mikrostruktura vzorku D2SZ.

Vzorky C2SZ a D2SZ pocházejí ze středové oblasti. Vzorek C2SZ byl vzdálen od spodní stěny asi 195 mm, vzorek D2SZ potom 255 mm. Vzorek C2SZ je přeleptán. Žádné jiné větší rozdíly nejsou patrné.



Obr. 2.32 Mikrostruktura vzorku C1SZ.



Obr. 2.33 Mikrostruktura vzorku E2SZ.

Vzorky C1SZ a E2SZ pocházejí z podobné vzdálenosti od spodní stěny, konkrétně je to přibližně 250 mm.

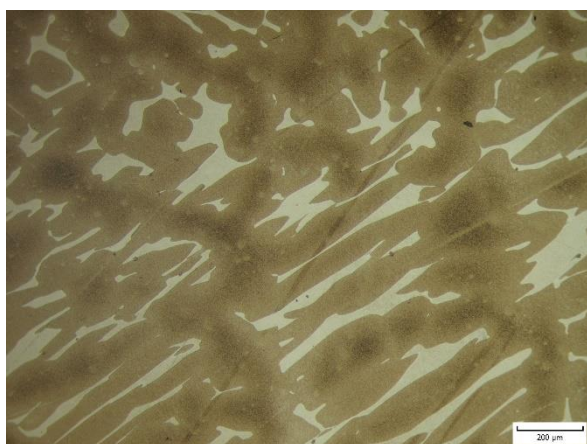


Obr. 2.34 Mikrostruktura vzorku F2SZ.

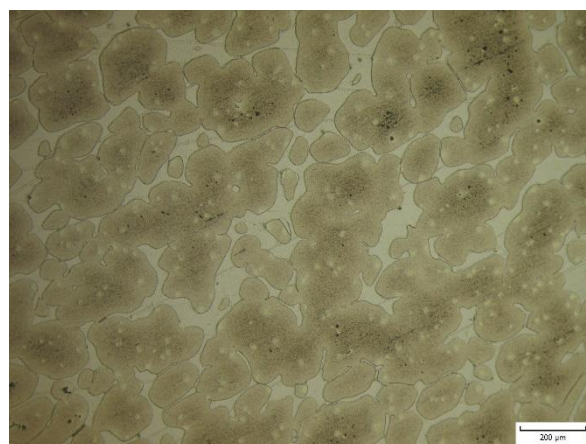


Obr. 2.35 Mikrostruktura vzorku C1HZ.

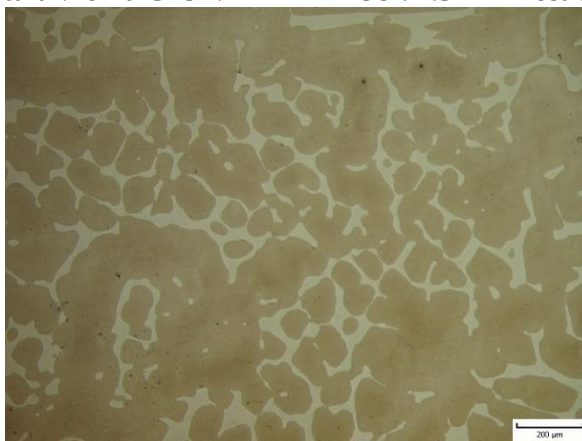
Mezi vzorky F2SZ a C1HZ nejsou patrné žádné větší rozdíly.



Obr. 2.36 Mikrostruktura vzorku G2SZ.



Obr. 2.37 Mikrostruktura vzorku D1HZ.



Obr. 2.38 Mikrostruktura vzorku H2HZ.

Jemnozrnější struktura je patrná zejména v dolních partiích odlitku. Naopak je tomu ve větší vzdálenosti od spodní stěny. Pro možnost objektivnějšího posuzování vlivu struktury na mechanické vlastnosti byla jednoduchou metodou určena střední velikost zrna opět pro místa závitových hlav tahových zkoušek. Pro toto hodnocení bylo využito hodnocení makrostruktury zkušebního odlitku, které ve své práci zpracoval Ostratický [22]. Ve čtverci o obsahu 100 mm^2 se počítalo množství zrn (tab. 2.10). Následně se obsah známého čtverce podělil počtem zrn v určitém místě, čímž se dostala hodnota definující střední velikost zrna pro konkrétní místo (tab. 2.11). V oblasti výskytu vzorků A1SN, A2SN a B2SN nebylo možné počet zrn počítat.

Tab. 2.10 Počet zrn v oblasti závitových hlav tahových zkoušek na 100 mm².

Boční část		Středová část	
Označení	Počet zrn	Označení	Počet zrn
D1HN	26	H2HN	12
		G2SN	14
C1HN	30	F2SN	15
C1SN	28	E2SN	13
		D2SN	19
B1SN	-	C2SN	23
		B2SN	38
A1SN	-	A2SN	-

Tab. 2.11 Střední velikost zrna v oblasti závitových hlav tahových zkoušek.

Boční část		Středová část	
Označení	Střední velikost zrna [mm ²]	Označení	Střední velikost zrna [mm ²]
D1HN	3,85	H2HN	8,33
		G2SN	714
C1HN	3,03	F2SN	6,66
C1SN	3,57	E2SN	7,69
		D2SN	5,26
B1SN	-	C2SN	4,35
		B2SN	2,63
A1SN	-	A2SN	-

2.7 Vyhodnocení výsledků

Pro vyhodnocení výsledků byl použit statistický software Minitab 17. Pomocí lineární regrese byl popsán vliv podmínek tuhnutí na mechanické vlastnosti, vliv podmínek tuhnutí na strukturu a vliv struktury na mechanické vlastnosti. Lineární regrese spočívá v definování přímky, která nejlépe vystihuje průběh závislosti sledovaných znaků (metoda nejmenších čtverců).

Dále je hodnocena p-hodnota definující nejmenší hladinu významnosti testu, při níž na daných datech ještě zamítneme nulovou hypotézu. V případě lineární regrese je nulovou hypotézou, že znak X nemá statistický vliv na znak Y. Pokud je $p \leq 0,05$ zamítáme nulovou hypotézu. V našem případě by tedy měli znaky na sebe statistický vliv, což bychom mohli tvrdit s 95% pravděpodobností. V případě $p > 0,05$ neexistuje dostatečný důkaz pro tvrzení, že existuje statisticky významný vztah mezi znaky X a Y.

Uvedený koeficient korelace r je mírou lineární závislosti mezi znaky X a Y. Čím je jeho hodnota bližší 1 a nebo -1, tím je závislost bližší lineární závislosti a body (x_i, y_i) bližší přímce. Jeho kladná (záporná) hodnota odpovídá celkově rostoucí (klesající) statistické závislosti mezi znaky X a Y. Hodnota blízká 0 vyjadřuje, že závislost není lineární a znaky X, Y mohou být nezávislé.

Koeficient determinace R-sq je koeficient, který udává procentuální vysvětlení znaku Y znkem X.

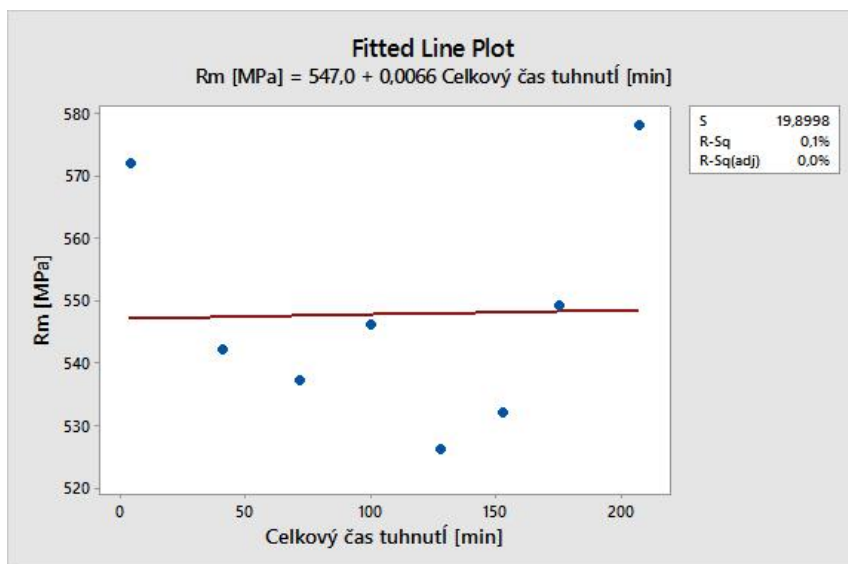
Statistická analýza byla provedena pouze pro hodnoty mechanických vlastností po tepelném zpracování. Pomocí funkce Boxplot byl proveden test odlehklých hodnot pro všechna vstupní data. Podle tohoto zhodnocení patří všechny získané hodnoty do statistického souboru. Nutno podotknout, že datový soubor obsahuje málo bodů, a proto nelze dělat žádné větší závěry.

Vliv podmínek tuhnutí na mechanické vlastnosti

Vliv podmínek tuhnutí na mechanické vlastnosti je zde uveden pro boční i středovou část odlitku. Hodnotou reprezentující podmínky tuhnutí byl zvolen celkový čas tuhnutí.

Středová část odlitku

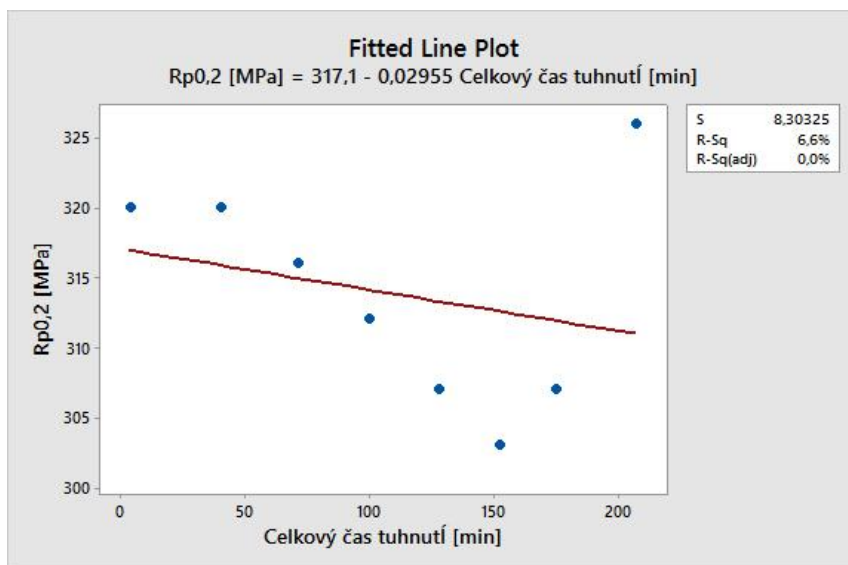
Vliv celkové doby tuhnutí na mez pevnosti středové oblasti odlitku je zobrazen na obr. 2.39. Na obr. 2.40 je zobrazen vliv doby tuhnutí na mez kluzu.



$$p=0,953$$

$$r=0,025$$

Obr. 2.39 Vliv doby tuhnutí na mez pevnosti (středová část odlitku).

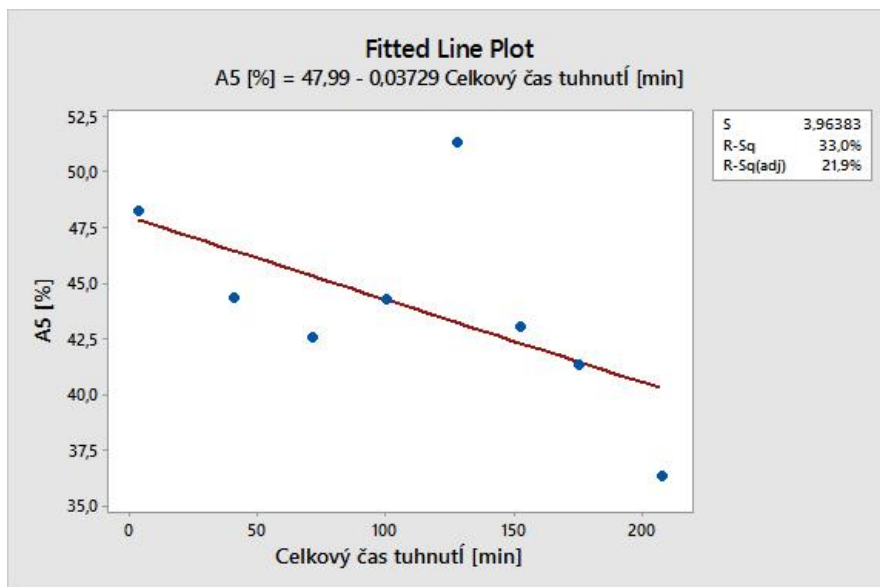


$$p=0,539$$

$$r=-0,257$$

Obr. 2.40 Vliv doby tuhnutí odlitku na mez kluzu (středová část odlitku).

Podle experimentálních výsledků nemá celková doba tuhnutí na mez pevnosti a mez kluzu ve středové oblasti zkoušeného odlitku statistický významný vliv. V případě tažnosti (obr. 2.41) se již ukazuje jistý trend poklesu tažnosti s rostoucí dobou tuhnutí a jistá závislost by zde mohla být. Zdánlivé odlehlý bod podle testu odlehlých pozorování do statistického souboru patří.



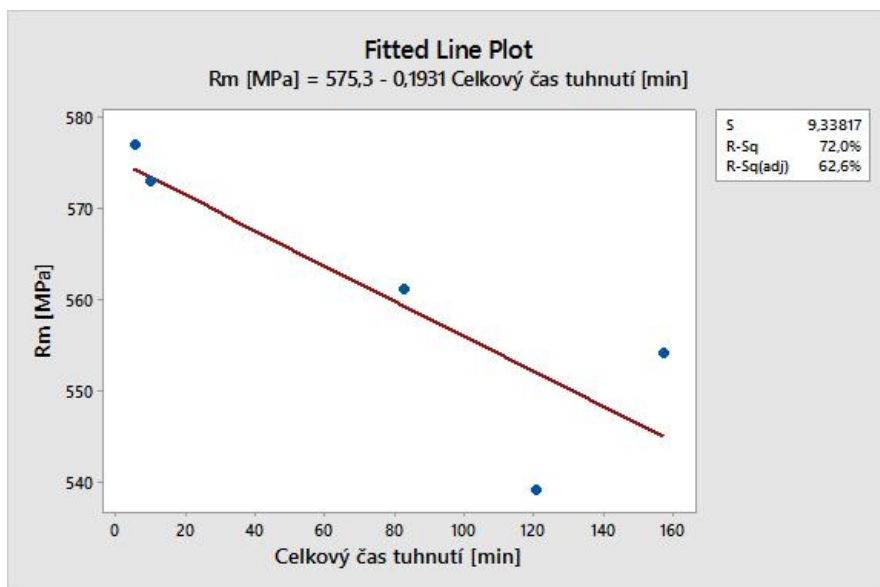
$$p=0,136$$

$$r=-0,575$$

Obr. 2.41 Vliv doby tuhnutí odlitku na tažnost (středová část odlitku).

Boční část odlitku

V případě zhodnocení boční části zkoušeného odlitku obsahuje statistický soubor ještě méně dat, než tomu bylo v případě středové části odlitku. Vliv celkové doby tuhnutí na mez pevnosti je zobrazen na obr. 2.42. Na obr. 2.43 je zobrazen vliv celkové doby tuhnutí na mez kluzu.

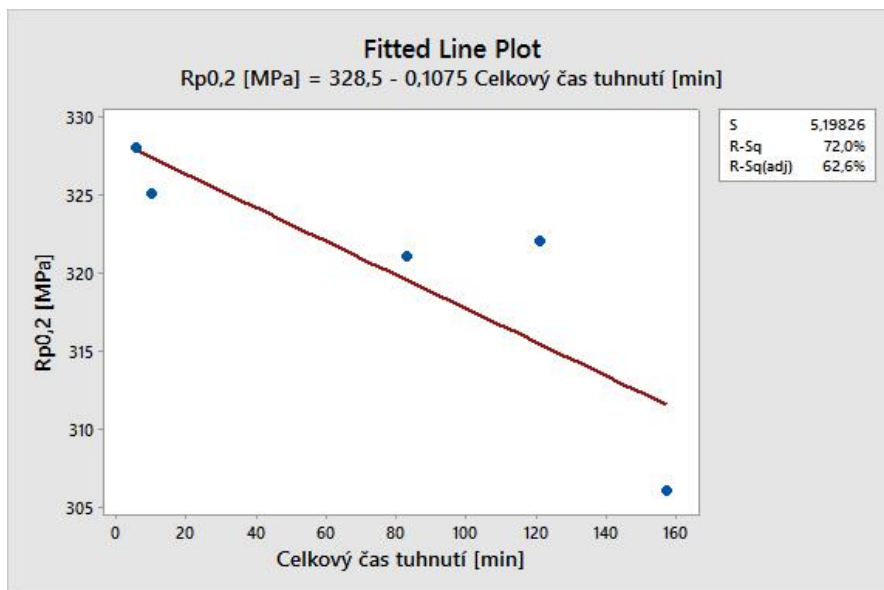


$$p=0,069$$

$$r=-0,848$$

Obr. 2.42 Vliv doby tuhnutí na mez pevnosti (boční část odlitku).

Pevnostní charakteristiky v krajní části zkoušeného odlitku vykazují trend poklesu s delší dobou tuhnutí, což je rozdíl oproti středové oblasti odlitku. Nejvyšší pevnostní charakteristiky byly dosaženy v blízkosti chladítek.

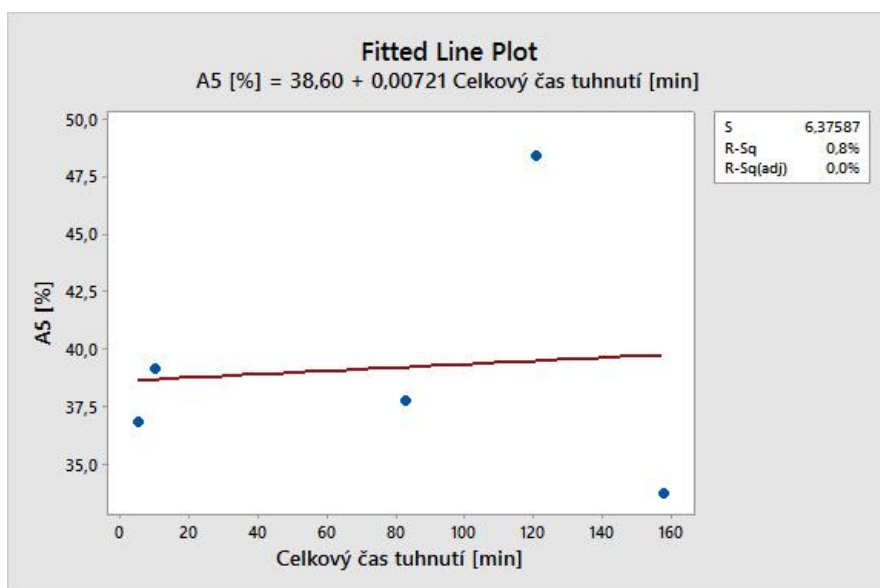


$$p=0,069$$

$$r=-0,848$$

Obr. 2.43 Vliv doby tuhnutí na mez kluzu (boční část odlitku).

Obr. 2.44 znázorňuje vliv celkové doby tuhnutí boční části odlitku na tažnost. Doba tuhnutí v tomto případě na rozdíl od středové části odlitku nevykazuje žádný vztah vzhledem k hodnotám tažnosti.



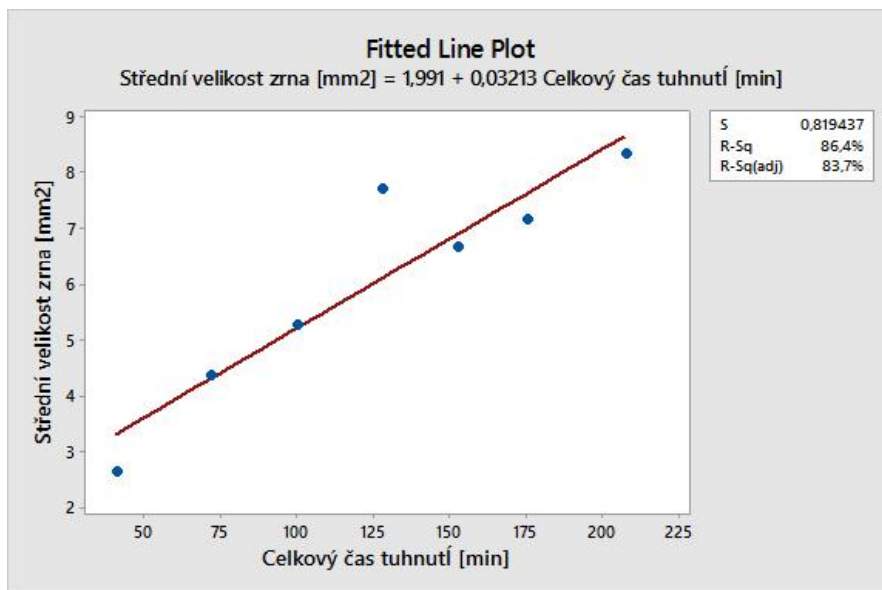
$$p=0,889$$

$$r=0,087$$

Obr. 2.44 Vliv doby tuhnutí na tažnost (boční část odlitku).

Vliv podmínek tuhnutí na strukturu

Střední velikost zrna není hodnocena pro boční část zkoušeného odlitku z důvodu nedostatečného datového souboru. Vliv celkové doby tuhnutí na střední velikost zrna pro středovou oblast odlitku je zobrazen na obr. 2.45.



$$p=0,002$$

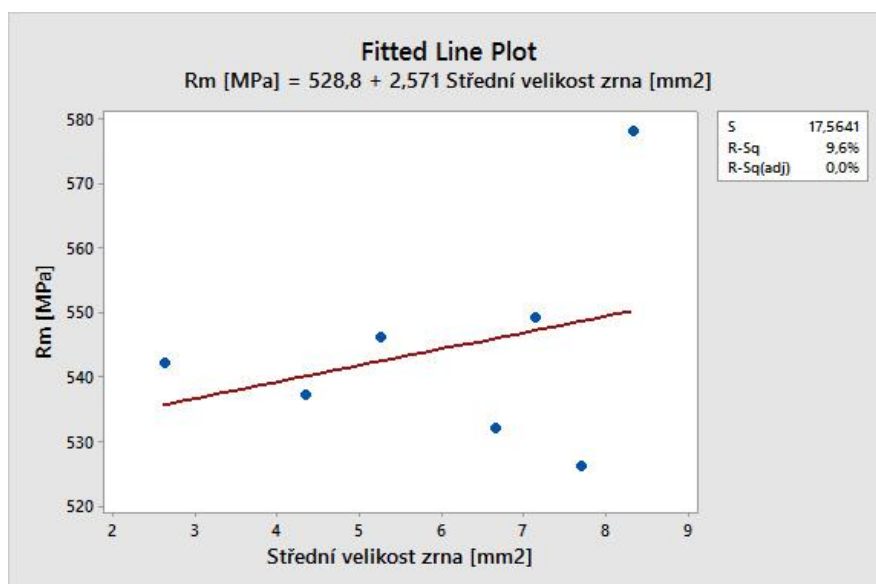
$$r=0,929$$

Obr. 2.45 Vliv doby tuhnutí na střední velikost zrna odlitku.

Hodnota p je menší než 0,05, což značí zamítnutí nulové hypotézy. Doba tuhnutí má tedy statisticky významný vliv na střední velikost zrna. Konkrétně s rostoucí dobou tuhnutí se zvětšuje střední velikost zrna, což potvrzuje uvedený koeficient korelace.

Vliv struktury na mechanické vlastnosti

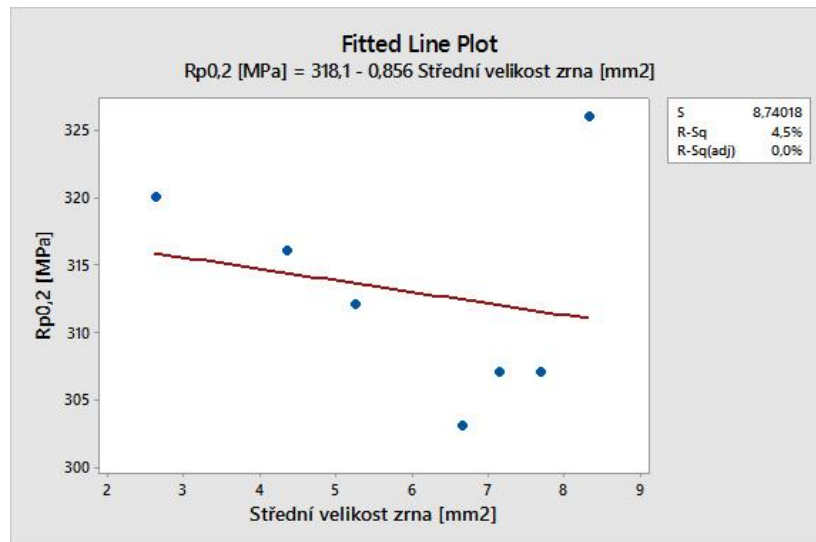
Střední velikost zrna stanovená u experimentálního odlitku nevykazuje statisticky významný vliv na mez pevnosti, mez kluzu i na tažnost (obr. 2.46 - obr.2.48). Hodnota p se pohybuje v rozmezí 0,5 až 0,753.



$$p=0,500$$

$$r=0,309$$

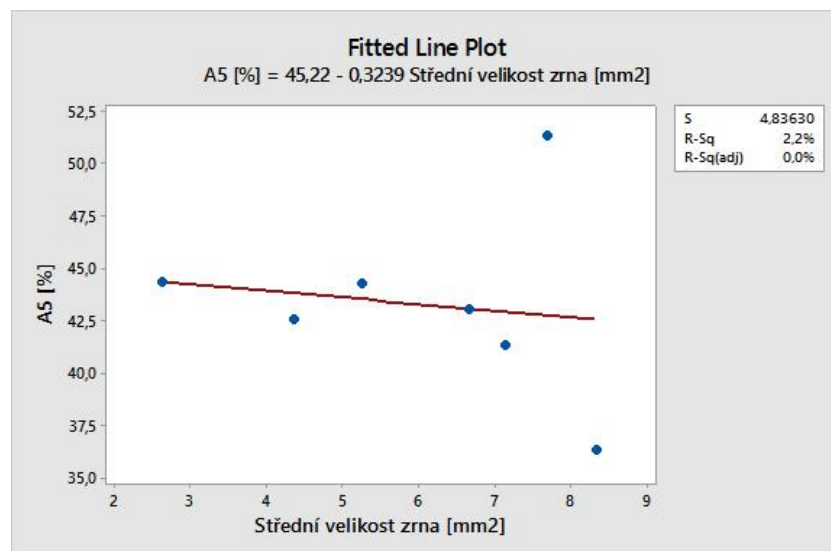
Obr. 2.45 Vliv střední velikosti zrna na mez pevnosti odlitku.



$$p=0,647$$

$$r=-0,212$$

Obr. 2.46 Vliv střední velikosti zrna na mez kluzu odlitku.



$$p=0,753$$

$$r=-0,147$$

Obr. 2.47 Vliv střední velikosti zrna na tažnost odlitku.

ZÁVĚR

Cílem práce bylo ověření vlivu podmínek tuhnutí na strukturu a mechanické vlastnosti experimentálního odlitku tvaru krychle z austenitické chromniklové oceli s tloušťkou stěny cca 500 mm.

V rámci experimentu bylo provedeno měření teplot pomocí termočlánků v určitých místech odlitku a formy. S pomocí simulačního programu Magma byly stanoveny podmínky tuhnutí odlitku. Pro konkrétní místa experimentálního odlitku byly stanoveny mechanické vlastnosti v litém stavu i po tepelném zpracování. Pro tepelně zpracované vzorky byla vyvolána mikrostruktura.

V rámci diplomové práce byl na závěr statisticky vyhodnocen vliv doby tuhnutí na střední velikost zrna a mechanické vlastnosti získané z tahové zkoušky po tepelném zpracování. Podle tohoto vyhodnocení nemá doba tuhnutí statisticky významný vliv na pevnostní charakteristiky ve středové části odlitku. Naopak se ukazuje jistý trend poklesu tažnosti s rostoucí dobou tuhnutí. V případě boční části experimentálního odlitku se projevuje jistá závislost poklesu pevnostních charakteristik s rostoucí vzdáleností od spodní stěny odlitku, a tedy i delší dobou tuhnutí. Vliv doby tuhnutí na tažnost není v boční části odlitku statisticky významný. Ve středové oblasti bylo prokázáno, že s rostoucí dobou tuhnutí se zvyšuje hodnota střední velikosti zrna. Vliv střední velikosti zrna na mechanické vlastnosti ovšem nebyl prokázán.

Je třeba brát na vědomí, že statistický soubor obsahuje malé množství dat. Z tohoto hlediska doporučuji se tomuto problému dále věnovat a získat více hodnot pro přesnější stanovení vzájemného vztahu jednotlivých znaků. Doporučením je také vyhodnotit lépe střední velikost zrna, protože na stanovení této hodnoty byla použita pouze jednoduchá metalografická metoda. Co se týká mikrostruktury, tak doporučuji stanovit podíl feritu v jednotlivých vzorcích. Dále zde nejsou zohledněny další důležité parametry, které mohou mít vliv, jako je například segregace prvků. Vícenásobná regrese s využitím těchto dalších parametrů může zpřesnit predikci mechanických vlastností. Přínosné může být také hodnocení vzorků v litém stavu a v poslední řadě také zkoušení nálitkové části experimentálního odlitku.

SEZNAM POUŽITÝCH ZDROJŮ

- [1] ČÍHAL, Vladimír. Korozivzdorné oceli a slitiny. Praha: Academia, 1999. Česká matice technická (Academia). ISBN 8020006710.
- [2] Kladenská Poldovka - pýcha českého průmyslu a oceli [online]. Praha, 2009 [cit. 2017-05-25]. Dostupné z: <http://www.ceskatelevize.cz/ct24/ekonomika/1408116-kladenska-poldovka-pycha-ceskeho-prumyslu-a-oceli>
- [3] FREMUNT, Přemysl a Tomáš PODRÁBSKÝ. Konstrukční oceli. Brno: Akademické nakladatelství CERM, 1996. ISBN 8085867958.
- [4] ŠENBERGER, Jaroslav. Metalurgie oceli na odlitky. V Brně: Vutium, 2008. ISBN 9788021436329.
- [5] ČÍHAL, Vladimír. Mezikrystalová korozí ocelí a slitin: vysokoškolská příručka pro vysoké školy technické. 3., přeprac. a dopln. vyd. Praha: SNTL, 1984.
- [6] The Atlas Steels Technical Handbook of Stainless Steels [online]. Melbourne: Atlas Steels Technical Department, 2013 [cit. 2017-04-29]. Dostupné z: <http://www.atlassteels.com.au/documents/Atlas%20Technical%20Handbook%20rev%20Aug%202013.pdf>
- [7] Moření v HCl. In: Konstrukce [online]. Ostrava: Konstrukce Media, 2015 [cit. 2017-04-29]. Dostupné z: <http://www.konstrukce.cz/clanek/moreni-v-hcl/>
- [8] BARTONÍČEK, Robert. Korozí a protikorozi ochrana kovů. Praha: Academia, 1966.
- [9] PACAL, Bohumil a Aneta NĚMCOVÁ. Ústav materiálových věd a inženýrství, Fakulta strojního inženýrství, Vysoké učení technické v Brně. Korozní zkoušení kovových materiálů [online]. Brno, 2010 [cit. 2017-03-18]. Dostupné z: <http://ime.fme.vutbr.cz/images/umvi/opory/oporakoroze4/Koroze%20download.pdf>
- [10] CAMPBELL, John. Castings. 2nd ed. Oxford: Elsevier Butterworth-Heinemann, 2003. ISBN 0750647906.
- [11] PLUHAŘ, Jaroslav. Nauka o materiálech. Praha: SNTL, 1989.
- [12] NOVÁK, Pavel. Druhy korozí kovů. Korozí a ochrana materiálu [online]. 2005, 4(49), 75-82 [cit. 2017-03-27]. Dostupné z: http://www.kmt.tul.cz/edu/podklady_kmt_magistri/KPU/koroze%20druhy%20vscht.PDF
- [13] ŠENBERGER, Jaroslav a Antonín ZÁDĚRA. Metalurgie oceli na odlitky [online]. Brno, 2006 [cit. 2017-04-29]. Dostupné z: <http://ust.fme.vutbr.cz/slevarenstvi/opory>
- [14] NOVÁK, Pavel. Ústav kovových materiálů a korozního inženýrství, Fakulta chemické technologie, Vysoká škola chemicko-technologická v Praze. Korozí kovů [online]. Praha [cit. 2017-03-18]. Dostupné z: <http://ukmki.vscht.cz/files/uzel/0016736/Koroze%20kov%C5%AF.pdf?redirected>
- [15] PTÁČEK, Luděk. Nauka o materiálu II. 2. opr. a rozš. vyd. Brno: CERM, 2002. ISBN 8072042483.
- [16] BHADESHIA, H. K. D. H. a R. W. K. HONEYCOMBE. Steels: microstructure and properties. 3rd ed. Boston: Elsevier, Butterworth-Heinemann, 2006. ISBN 9780750680844.

-
- [17] Practical Guidelines for the Fabrication of Duplex Stainless Steels [online]. 3. London: The International Molybdenum Association, 2014 [cit. 2017-04-29]. ISBN 9781907470097. Dostupné z: http://www.imoa.info/download_files/stainless-steel/Duplex_Stainless_Steel_3rd_Edition.pdf
- [18] KOSTORZ, G. Phase transformations in materials. [New ed.]. Chichester: Wiley-VCH, c2001. ISBN 3527302565.
- [19] Iron-Manganese (Fe-Mn) Phase Diagram. In: Computational Thermodynamics [online]. Allegheny County, Pennsylvania, 2006 [cit. 2017-04-29]. Dostupné z: <http://www.calphad.com/iron-manganese.html>
- [20] STEEL CASTINGS HANDBOOK: Supplement 8 High Alloy Data Sheets Corrosion Series [online]. Steel Founders' Society of America, 2004 [cit. 2017-05-25]. Dostupné z: <https://www.sfsa.org/publications/hbk/s8.pdf>
- [21] ŽDAS, work at the VD/VOD. In: Viktor Mácha Industrial [online]. [cit. 2017-05-25]. Dostupné z: <https://www.viktormacha.com/galerie/zdas-zdar-nad-sazavou/zdas-work-at-the-ladle-furnace-664.html>
- [22] OSTRATICKÝ, Marek. Makrosegregace a mikrosegregace v austenitických CrNi ocelích. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2017. 67 s. Vedoucí diplomové práce doc. Ing. Antonín Záděra, Ph.D.
- [23] ZEMČÍK, Ladislav. Fyzikální modely při popisu krystalizace kovů a jejich slitin. Brno, 1990.
- [24] ELBEL, Tomáš. Vady odlitků ze slitin železa: (klasifikace, příčiny a prevence). Brno: MATECS, 1992.
- [25] KUCHAR, Lumír a Jaromír DRÁPALA. Příspěvek k teorii segregačních jevů při krystalizaci kovů a slitin. In: METAL. Hradec nad Moravicí, 2002.
- [26] Handbook of Stainless Steel [online]. Avesta, Sweden, 2013 [cit. 2017-05-25]. Dostupné z: <http://www.outokumpu.com/sitecollectiondocuments/outokumpu-stainless-steel-handbook.pdf>
- [27] KRUTIŠ, Vladimír a Zbyněk KUZMA. Numerická simulace ve slévárenské technologii. MM Průmyslové spektrum [online]. 2009 [cit. 2017-05-25]. Dostupné z: <http://www.mmspektrum.com/clanek/numericka-simulace-ve-slevarenske-technologie.html>
- [28] ŠENBERGER, J.; ZÁDĚRA, A.; KRUTIŠ, V.; RYBIČKA, P.; CARBOL, Z. Využití simulačních programů při řešení problematiky tuhnutí ocelových odlitků. In Sborník. Česká slévárenská společnost. Žďár nad Sázavou, 2010, s. 72 – 77. ISBN 9788002022640.
- [29] CASS Ferrite and Grain Structure Relationship [online]. Washington, USA, 2016 [cit. 2017-05-25]. Dostupné z: <https://www.nrc.gov/docs/ML1620/ML16203A149.pdf>
- [30] Fondinox. In: Duplex Seminar and Summit [online]. Fondinox, 2014 [cit. 2017-05-25]. Dostupné z: <http://www.fondinox.com/wp-content/uploads/2015/03/DS14Fondinox.pdf>
- [31] Ústav kovových materiálů a korozního inženýrství, Fakulta chemické technologie, Vysoká škola chemicko-technologická v Praze. Metalografie I [online]. Praha [cit. 2017-03-18]. Dostupné z: <http://ukmki.vscht.cz/files/uzel/0016736/Koroze%20kov%C5%AF.pdf?redirected>
-

SEZNAM POUŽITÝCH SYMBOLŮ A ZKRATEK

Zkratka	Jednotka	Popis
ASTM	[-]	American Society for Testing and Materials
EOP	[-]	Elektrická oblouková pec
FSI	[-]	Fakulta strojního inženýrství
PREN	[-]	Pitting Resistance Equivalent Number
TRIP	[-]	Transformation Induced Plasticity
ÚST	[-]	Ústav strojírenské technologie
VOD	[-]	Vacuum Oxygen Decarburization
VUT	[-]	Vysoké učení technické

Symbol	Jednotka	Popis
A5	[%]	tažnost
Cr _{ekv.}	[%]	chromový ekvivalent
E	[V]	potenciál
G	[J]	Gibbsova volná energie
Ni _{ekv.}	[%]	niklový ekvivalent
p	[-]	p-value
pH	[-]	potenciál vodíku
r	[-]	koeficient korelace
R _{p0,2}	[MPa]	smluvní mez kluzu
R _m	[MPa]	mez pevnosti
R-sq	[%]	koeficient determinace
Z	[%]	kontrakce
α	[-]	ferit
γ	[-]	austenit

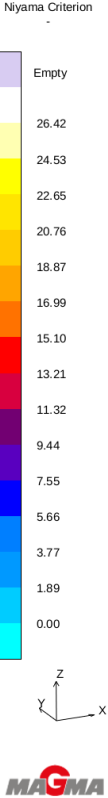
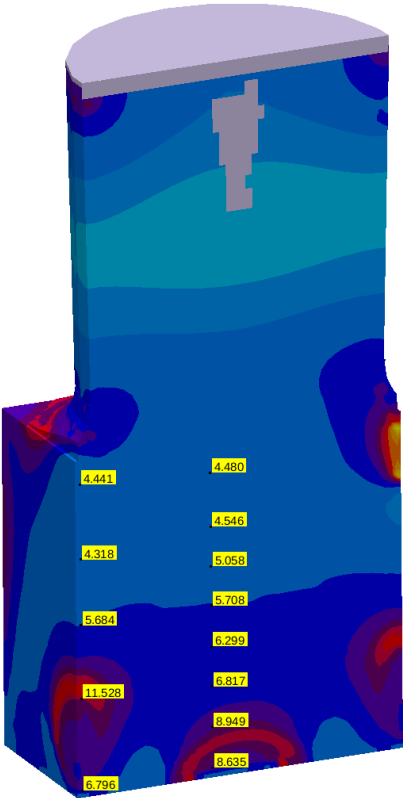
SEZNAM PŘÍLOH

Příloha 1 Výsledky simulace Magma

Příloha 2 Mikrostruktura vzorků po tepelném zpracování

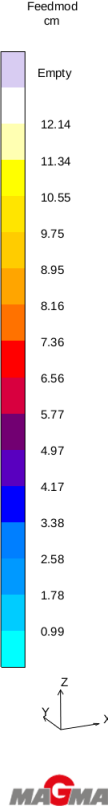
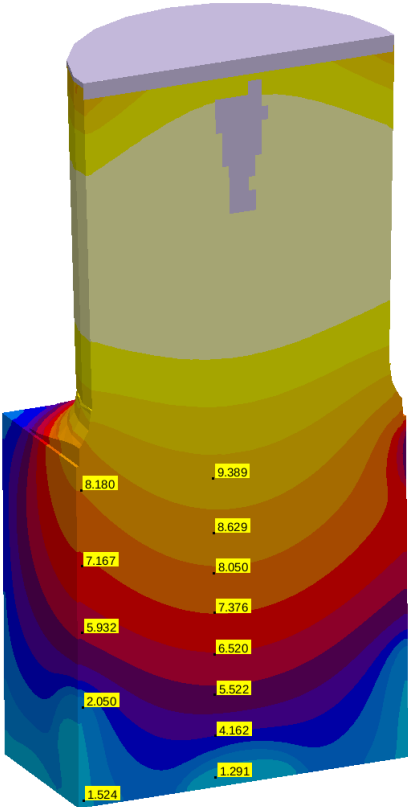
Příloha 1 a)
Niyama Criterion

v02
Niyama Criterion
1d 0h 0min



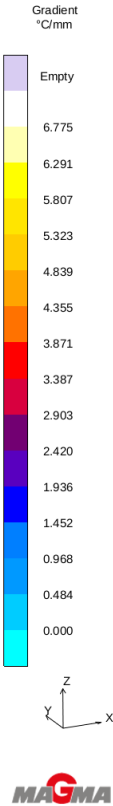
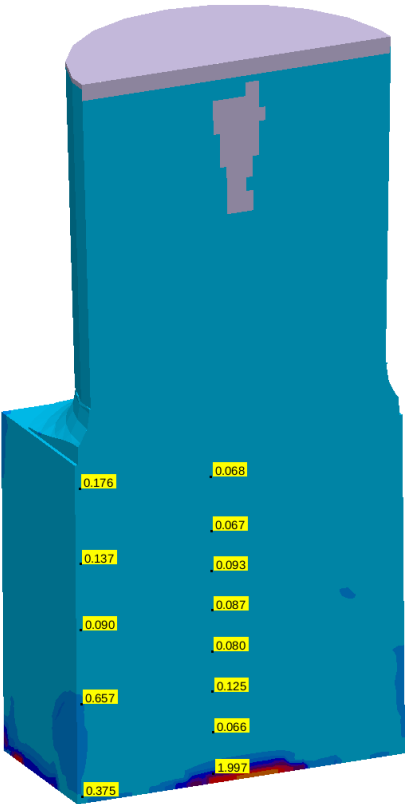
Feedmod

v02
Feedmod
1d 0h 0min



Příloha 1 b)
Gradient

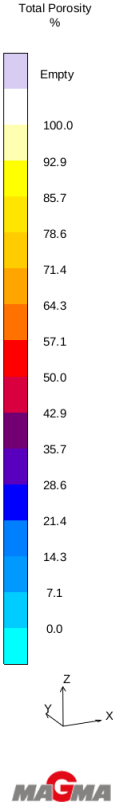
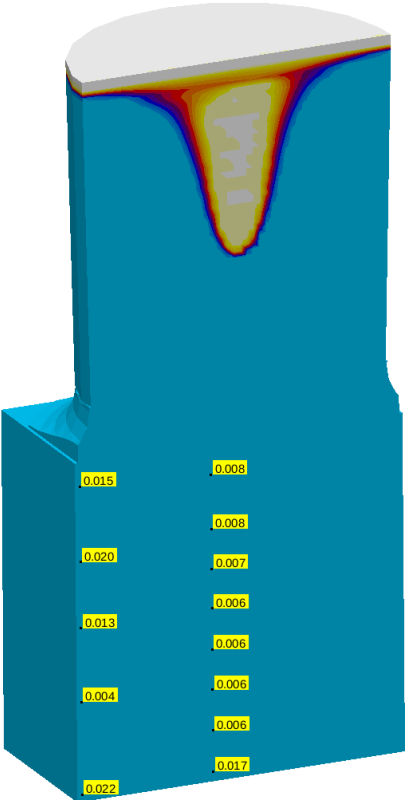
v02
Gradient
1d 0h 0min



MAGMA

Total Porosity

v02
Total Porosity
1d 0h 0min



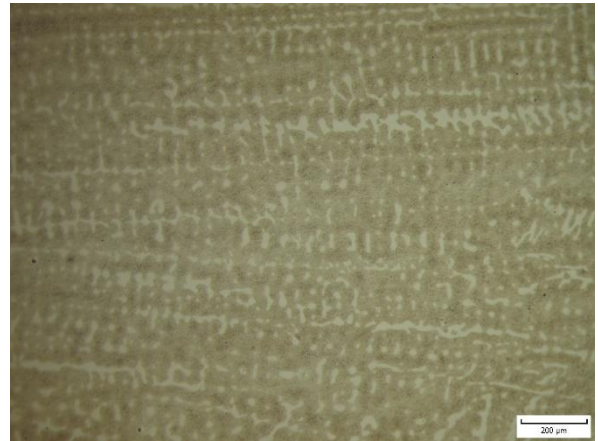
MAGMA

Příloha 2 a)

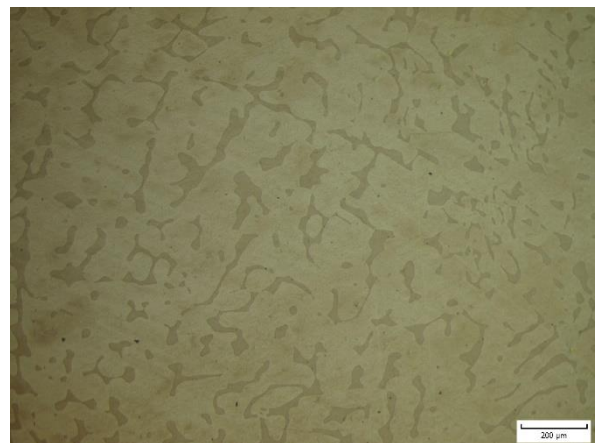
Mikrostruktura vzorku A1SZ



Mikrostruktura vzorku A2SZ

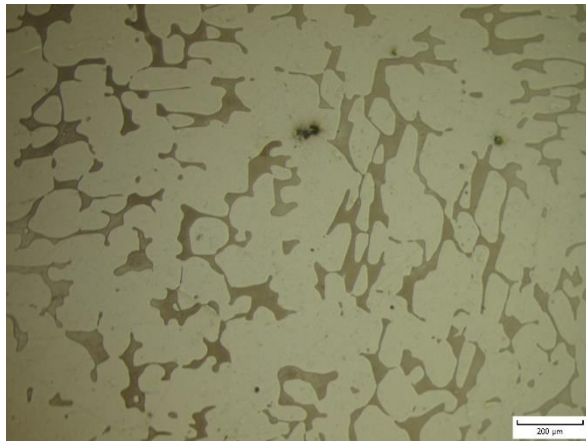


Mikrostruktura vzorku B1SZ



Příloha 2 b)

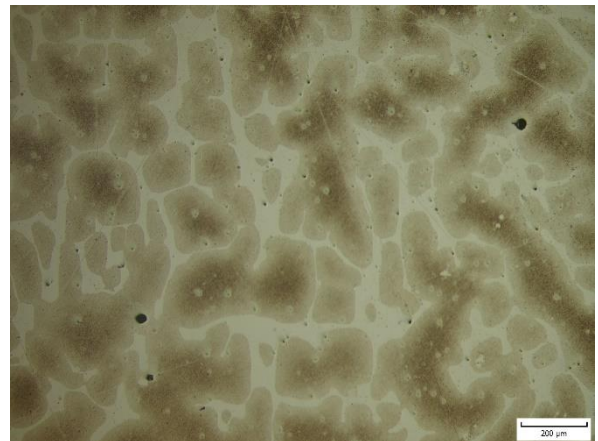
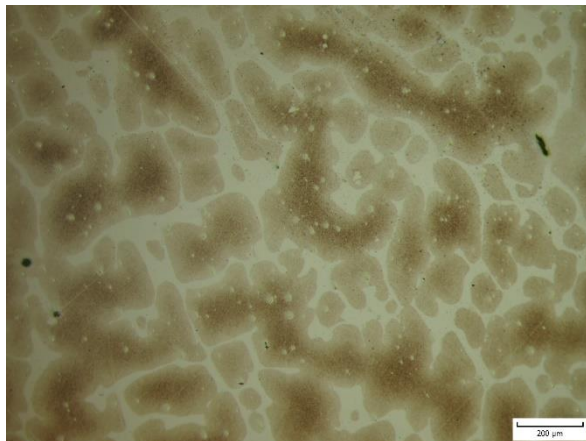
Mikrostruktura vzorku B2SZ



Mikrostruktura vzorku C1HZ

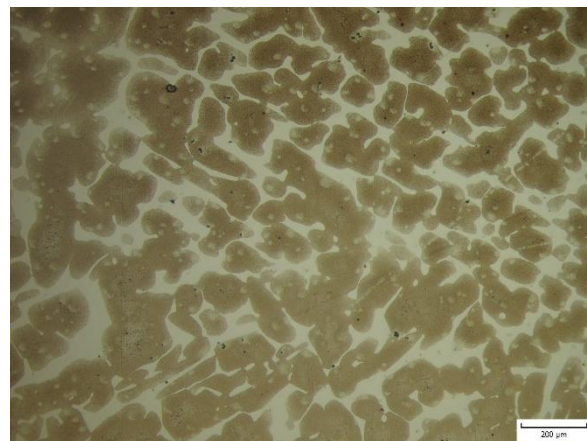
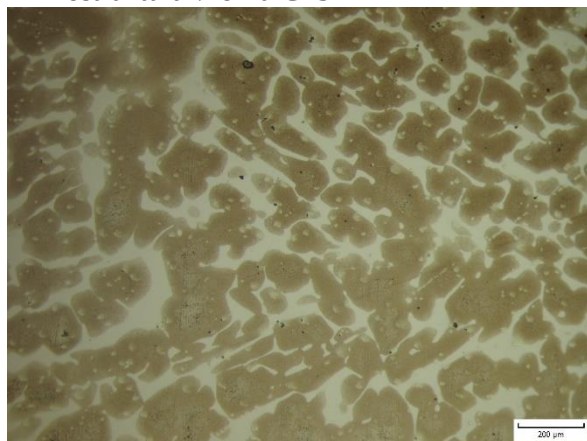


Mikrostruktura vzorku C1SZ

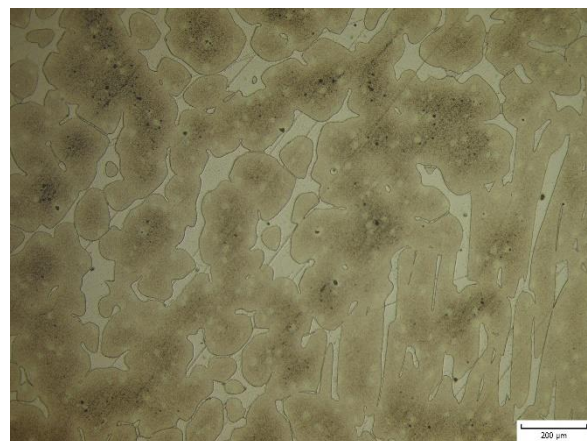
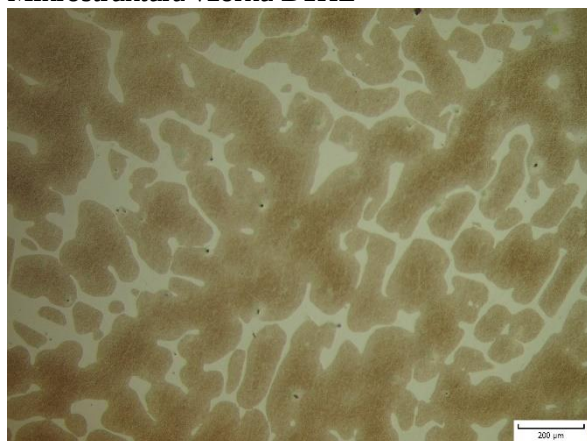


Příloha 2 c)

Mikrostruktura vzorku C2SZ



Mikrostruktura vzorku D1HZ

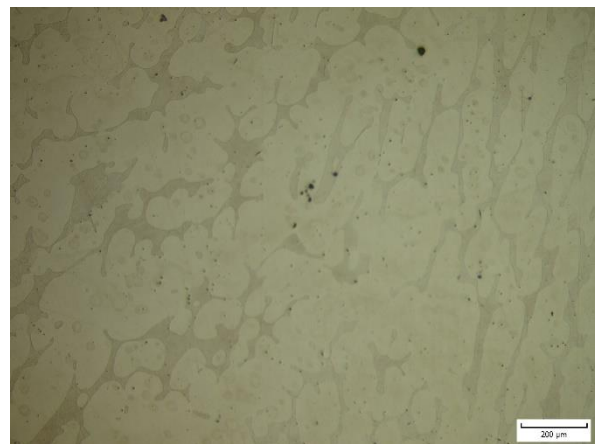


Mikrostruktura vzorku D2SZ

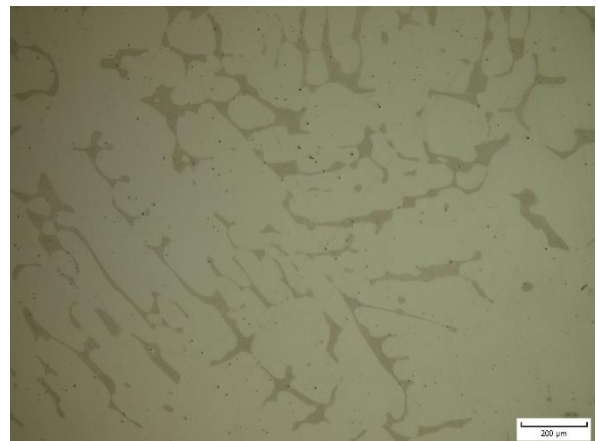


Příloha 2 d)

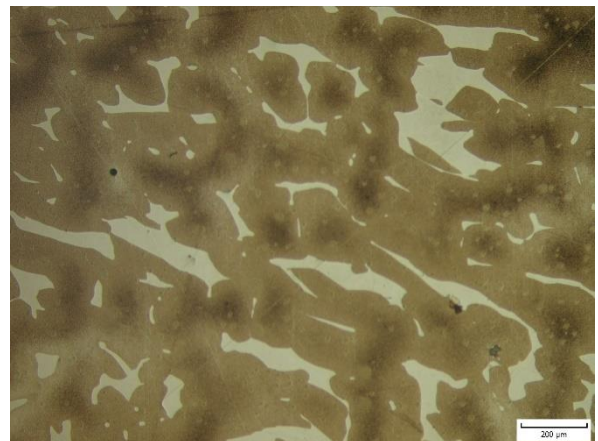
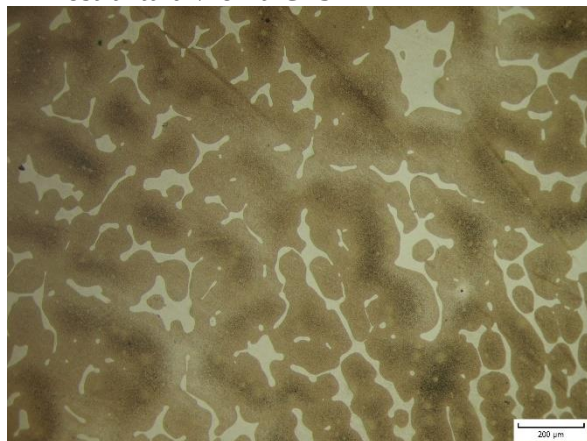
Mikrostruktura vzorku E2SZ



Mikrostruktura vzorku F2SZ



Mikrostruktura vzorku G2SZ



Příloha 2 e)

Mikrostruktura vzorku H2HZ

