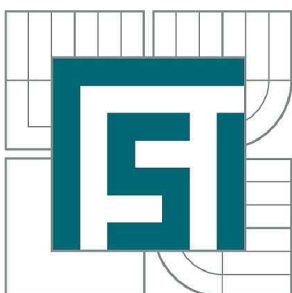


VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ

BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY



FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ
ÚSTAV STROJÍRENSKÉ TECHNOLOGIE

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING
INSTITUTE OF MANUFACTURING TECHNOLOGY

VLIV CHEMICKÉHO SLOŽENÍ OCELI NA STRUKTURU A VLASTNOSTI KOROZIVZDORNÝCH OCELÍ

INFLUENCE OF CHEMICAL COMPOSITION OF STEEL ON STRUCTURE AND PROPERTIES OF
STAINLESS STEELS

DIPLOMOVÁ PRÁCE

MASTER'S THESIS

AUTOR PRÁCE

AUTHOR

Bc. PAVEL VALENTA

VEDOUCÍ PRÁCE

SUPERVISOR

Ing. ANTONÍN ZÁDĚRA, Ph.D.

BRNO 2013

Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství

Ústav strojírenské technologie

Akademický rok: 2012/2013

ZADÁNÍ DIPLOMOVÉ PRÁCE

student(ka): Bc. Pavel Valenta

který/která studuje v **magisterském navazujícím studijním programu**

obor: **Slévárenská technologie (2301T014)**

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 chemického složení oceli na strukturu a vlastnosti korozivzdorných ocelí

v anglickém jazyce:

Influence of chemical composition of steel on structure and properties of stainless steels

Stručná charakteristika problematiky úkolu:

Korozivzdorné oceli jsou materiály s vysokou přidanou hodnotou, které mají širokou oblast použití v mnoha sektorech průmyslu i stavebnictví. Nejčastěji se dělí podle struktury, která může být feritická, austenitická, martenzitická a austeniticko-feritická (duplexní). Mezi progresivní korozivzdorné oceli používané při výrobě odlitků patří duplexní a austenitické oceli, které se používají také pro zařízení, která jsou v kontaktu s mořskou vodou, včetně tzv. off-shore systémů.

Cíle diplomové práce:

Posoudit vliv chemického složení na strukturu korozivzdorných ocelí s podílem austenitu ve struktuře. Dále na základě laboratorních zkoušek ověřit vliv chemického složení oceli na její vlastnosti a výskyt nekovových a intermetalických fází.

Seznam odborné literatury:

1. ŠENBERGER, J. ZÁDĚRA, A., aj. Metalurgie oceli na odlitky. Brno: Vysoké učení technické v Brně - Nakladatelství VUTIUM, 2008. 311 s. ISBN 978-80-214-3632- 9.
2. ALVAREZ, A.- I. Duplex Stainless Steels: Brief History and Some Recent Alloys. Recent Patents on Mechanical Engineering. 2008, no. 1, p. 51-57.
3. MESQUITA, T.-J., et al. Lean duplex stainless steels—The role of molybdenum in pitting corrosion of concrete reinforcement studied with industrial and laboratory castings. Materials Chemistry and Physics. 2012, no. 132, p. 967– 972.
4. EL YAZGI, A.- A., HARDIE, D. Stress corrosion cracking of duplex and super duplex steels in sour environments. Corrosion Science. 1998, vol. 39, no. 5, p. 909-930.
5. LEVÍČEK, P., STRÁNSKÝ, K. Metalurgické vady ocelových odlitků. Praha: SNTL, 1984. 269 s.

Vedoucí diplomové práce: Ing. Antonín Záděra, Ph.D.

Termín odevzdání diplomové práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2012/2013.

V Brně, dne 1.11.2012

L.S.

prof. Ing. Miroslav Píška, CSc.
Ředitel ústavu

prof. RNDr. Miroslav Doupovec, CSc., dr. h. c.
Děkan fakulty

ABSTRAKT

Tato diplomová práce je zaměřená na vysokolegované austenitické a austeniticko-feritické (duplexní) oceli. Teoretická část práce zahrnuje rozdělení vysokolegovaných ocelí a základní seznámení s touto problematikou. V praktické části byly provedeny zkušební tavby austenitické žárovevné oceli 30CH3N17G2L, korozivzdorné duplexní oceli 1.4462, nízkouhlíkové oceli a vysokouhlíkové oceli. Na odlitcích z austenitické oceli byly provedeny mechanické a technologické zkoušky. Byly hodnoceny vlivy rozdílné lící teploty a tloušťky stěn odlitků na mikro a makro strukturu oceli, tahovou pevnost a nárazovou práci. V rámci technologických zkoušek byly porovnávány technologické vlastnosti zmíněných ocelí.

Klíčová slova

Austenitická ocel, duplexní ocel, korozivzdorná ocel, žárovevnost, 30CH3N17G2L, 1.4462, technologické vlastnosti, mechanické vlastnosti, hrubozrnná struktura, metalografický rozbor, lící teplota

ABSTRACT

The thesis is focused on high-alloy austenitic and austenitic-ferritic (duplex) steel. The theoretical part includes research about high-alloy steels and basic introduction to this issue. In the practical part of the test there were casted refractory austenitic steel 30CH3N17G2L, duplex stainless steel 1.4462, low carbon steel and high carbon steel. On the castings of austenitic steel were made mechanical and technological tests. There were evaluated the effects of different casting temperature and casting wall thickness to the microstructures and macrostructures of steel, tensile strength and charpy impact tests. The technological tests compared technological properties of these steels.

Key words

Austenitic steel, duplex steel, stainless steel, refractoriness, 30CH3N17G2L, 1.4462, technological properties, mechanical properties, coarse-grained structure, metallographic analysis, temperature of casting

BIBLIOGRAFICKÁ CITACE

VALENTA, P. *Vliv chemického složení oceli na strukturu a vlastnosti korozivzdorných ocelí*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2013. 74 s., 13 s. příloh. Vedoucí diplomové práce. Ing. Antonín Záděra, Ph.D.

Prohlášení

Prohlašuji, že jsem diplomovou práci na téma: Vliv chemického složení oceli na strukturu a vlastnosti korozivzdorných ocelí. vypracoval samostatně s použitím odborné literatury a pramenů, uvedených na seznamu, který tvoří přílohu této práce.

Datum: 24.5.2013

.....

podpis

Bc. Pavel Valenta

Poděkování

Děkuji tímto Ing. Antonínu Záděrovi, Ph.D., Ing. Václavu Kaňovi, Ph.D. Ing. Jakubu Haluzovi, Ing. Vítězslavu Pernicovi a Ondřeji Štočkovi za cenné připomínky a rady při vypracování diplomové práce a odborné pomoci v průběhu její praktické části.

OBSAH

Abstrakt.....	4
Prohlášení.....	5
Poděkování.....	6
Obsah.....	7
Úvod.....	8
1 VYSOKOLEGOVANÉ OCELI.....	9
1.1 Schäfflerův digram.....	10
1.2 Legující prvky.....	11
1.2.1 Chrom.....	11
1.2.2 Nikl.....	12
1.2.3 Mangan.....	13
1.2.4 Uhlík.....	14
1.2.5 Dusík.....	15
1.2.6 Křemík.....	15
1.2.7 Molybden.....	16
2 AUSTENITICKÉ A AUSTENITICKO-FERITICKÉ OCELI.....	16
2.1 Austenitické oceli.....	17
2.2 Žárupevné austenitické oceli.....	20
2.3 Austeniticko-feritické oceli.....	22
3 METALICKÉ A INTERMEDIÁLNÍ FÁZE.....	25
3.1 Karbidy $M_{23}C_6$, M_7C_3	25
3.2 Sigma fáze (σ -fáze).....	27
3.3 Chí fáze (χ -fáze).....	28
4 EXPERIMENT.....	30
4.1 Příprava forem.....	33
4.2 Tavba zkoušek č.1,2 – austenitická ocel 30CH3N17G2L.....	35
4.3 Tavba zkoušky č.3 – vysokouhlíková ocel.....	37
4.4 Tavba zkoušky č.4 – nízkouhlíková ocel.....	38
4.5 Tavba zkoušky č. 5 a 6 – duplexní ocel 1.4462.....	39
4.6 Technologické vlastnosti materiálu.....	40
4.6.1 Hustota.....	40
4.6.2 Volné smrštění.....	41
4.6.3 Dosazovací vzdálenost.....	42
4.6.4 Tvorba staženin.....	44
4.6.5 Metalografický rozbor I. (laboratoře ŽĐAS a.s.).....	47
4.6.6 Metalografický rozbor II. (VUT – FSI).....	57
4.6.7 Chemické složení vměstků.....	60
4.7 Mechanické vlastnosti v litém stavu.....	63
4.7.1 Zkouška tahem.....	63
4.7.2 Zkouška vrubové houževnatosti.....	67
Závěr.....	69
Seznam použitých zdrojů.....	71
Seznam použitých zkratk a symbolů.....	73
Seznam příloh.....	74

ÚVOD

Přestože se historie vývoje korozivzdorných ocelí začala psát již v předminulém století, vývoj těchto materiálů nemůžeme zdaleka považovat za ukončený. V posledních dvou desetiletích je možno pozorovat prudký nárůst v množství značek vysokolegovaných korozivzdorných a žáruvzdorných oceli.

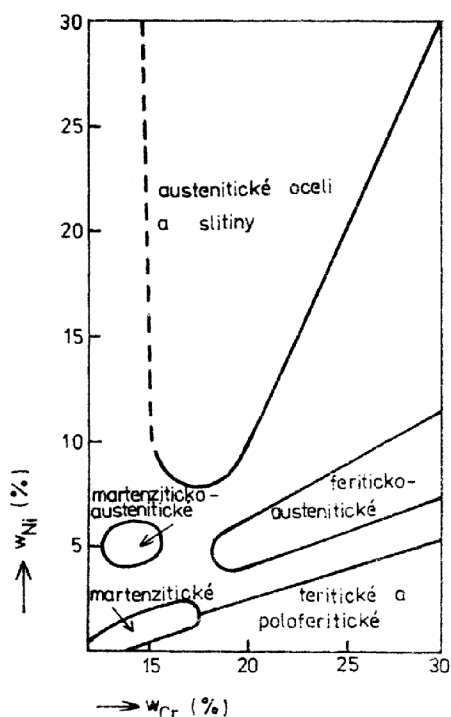
Účel použití korozivzdorných materiálů spočívá ve zvýšení technických parametrů zařízení a konstrukcí. A to jak v prodloužení životnosti zařízení, tak i ve změně standardních pracovních podmínek a bezpečnosti (zvýšení provozních teplot a tlaků, odolnosti vůči kyselinám a vysoce korozním prostředím). Díky tomu je možno dosáhnout lepší energetické bilance, finančních úspor na opravách a repasování zařízení a konstrukcí. Z tohoto pohledu je ovšem nutná správná volba použitého materiálu, který bude optimálně vyhovovat daným požadavkům a to nejen z pohledu materiálových a fyzikálních vlastností ale i z již zmíněného finančního hlediska, kdy cena oceli prudce stoupá v závislosti na použitých legujících prvcích a jejich množství ve slitině.

Vývoj v tomto ohledu není zaměřený jen na chemické složení, ale ze značné míry na technologie umožňující dosažení požadované čistoty a struktury materiálu a pochopení dějů probíhajících v materiálu během jeho životnosti.

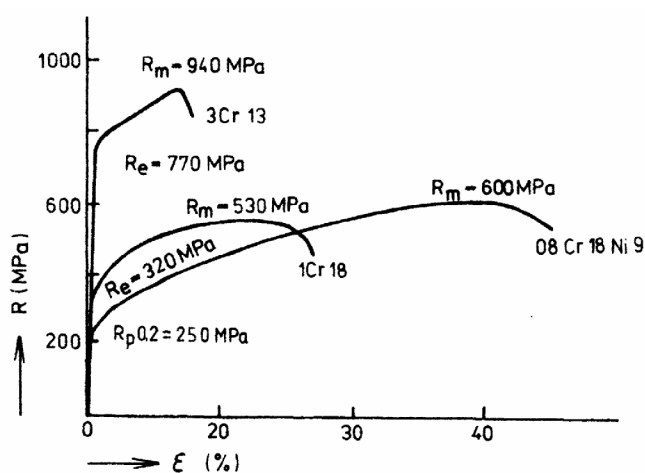
Tato práce je zaměřena na austenitické a duplexní oceli, které se vyznačují vysokou korozivzdorností a pevnostními podmínkami v širokém rozsahu teplot. Rozvoj těchto materiálů je úzce spojen s rozvojem energetického a těžebního průmyslu, kde například použití těchto materiálů umožňuje společně s rozvojem dalších technologií rentabilní těžbu ropy v pobřežních oblastech, které byly dříve z ekonomického a technologického hlediska nedostupné [1,2].

1 VYSOKOLEGOVANÉ OCELI

O vysokolegované oceli hovoříme při obsahu legur vyšším než 5% [3]. Vysokolegované oceli můžeme třídit podle jejich struktury (feritické, martenzitické, austenitické, dvoufázové) nebo podle jejich specifických mechanických a fyzikálních vlastností (korozivzdorné, žáruvzdorné, žárovevné...). Pro vysokolegované korozivzdorné oceli je charakteristický obsah uhlíku nižší než 0,07%C a obsah chromu v matici vyšší než 11,5%Cr, který zajistí pasivaci povrchu. V případě žárovevných a žáruvzdorných ocelí je obsah uhlíku a chromu ve větším rozptýlu hodnot. Tyto oceli nemusí vždy splňovat podmínky dané pro korozivzdorné oceli, mohou tak obsahovat uhlíku až 0,4%C a chromu pod 2%Cr. Jak je patrné z obr.1.1 dalším klíčovým prvkem pro vysokolegované korozivzdorné a žáruvzdorné oceli je nikl.



Obr.1.1 Vyznačení oblastí chemických složení různých typů korozivzdorných ocelí [1]



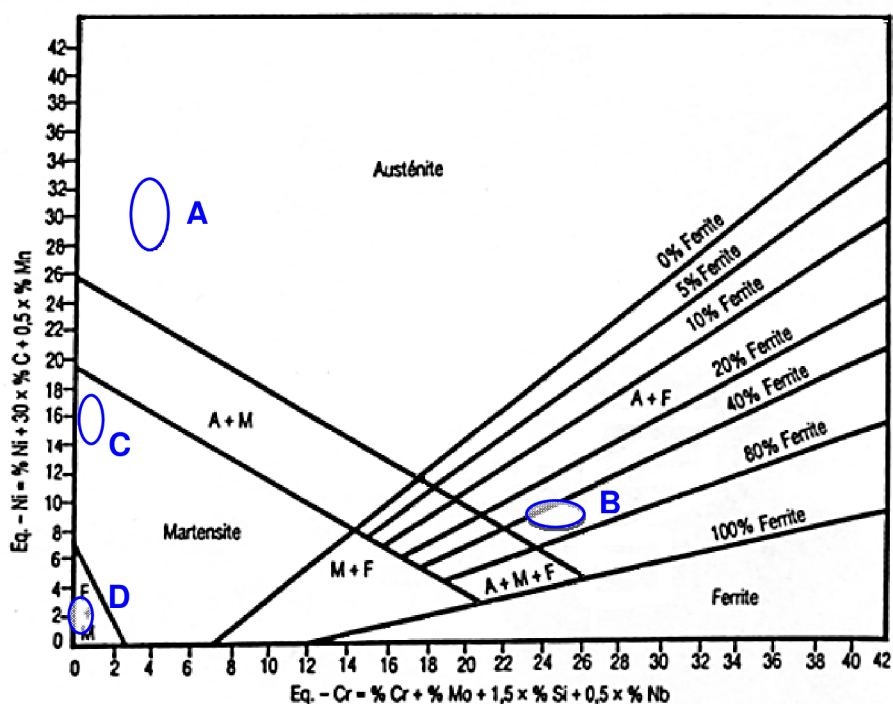
Obr.1.2 Příklad tahových křivek ocelí martenzitických (3Cr13), feritických (1Cr18) a austenitických (08Cr16Ni) s vyznačením hodnot meze kluzu, $R_{p0.2}$ a pevnost [1]

1.1 Schöfflerův digram

K posouzení výsledné struktury na základě chemického složení se používá Schöfflerův diagram (obr.1.3), který zahrnuje vliv jednotlivých legujících prvků na strukturu. Chemické prvky jsou zde podle jejich vlivu na strukturu rozděleny do skupin feritotvorných a austenitotvorných prvků, kde jsou jednotlivé prvky násobeny daným opravným koeficientem. Pro tyto skupiny se používá označení jako ekvivalent chromu $Cr_{ekv.}$ a ekvivalent niklu $Ni_{ekv.}$. Pro výpočet $Cr_{ekv.}$ (1.1) a $Ni_{ekv.}$ (1.2) existuje několik variant podle jednotlivých autorů (Hammar, Schöffler-Delong). Liší se v počtu zohledněných prvků a velikosti opravných koeficientů. Pro stanovení výsledné struktury je ovšem nutné použít patřičně upravený diagram [2,3,4,5].

$$Cr_{ekv.} = [\%Cr] + [\%Mo] + 1,5 \cdot [\%Si] + 0,5 \cdot [\%Nb] \quad (1.1)$$

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



Obr.1.3 Schöfflerův diagram [6]

“Schöfflerův diagram není rovnovážným diagramem, ale zobrazuje strukturu, kterou lze při daném chemickém složení získat v litém stavu, tj. v odlitku. Tohoto diagramu se také využívá při odhadu výsledné struktury

svarového kovu, vznikajícího mícháním svarového kovu s legovaným či nelegovaným základním materiálem [3].“

Schäfflerův diagramu na obr.1.3 je rozšířen o body A, B, C, D. Bod A znázorňuje oblast, ve které se nachází žárovečná austenitická ocel 30CH3N17G2L testovaná v této práci. Body B, C a D vyznačují oblasti materiálů, které byly použity pro porovnání technologických vlastností testované oceli A. Materiál B je duplexní ocel 1.4462, materiál C vysokouhlíková ocel, materiál D nízkouhlíková ocel. Výsledky a průběhem zkoušek se zabývá praktická část této práce (viz. kap. 4.).

1.2 Legující prvky

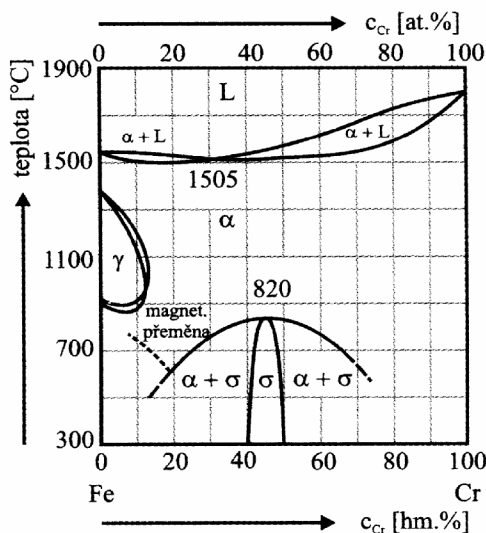
Jak bylo uvedeno výše, legující prvky se dělí podle jejich vlivu na strukturu na austenitotvorné a feritotvorné. Prvky dále dělíme podle jejich mechanických a korozních vlastností na výslednou strukturu.

1.2.1 Chrom

Chrom je základním legujícím prvkem pro vysokolegované korozivzdorné oceli, řadí se do skupiny feritotvorných prvků. Zvyšováním obsahu chromu se uzavírá oblast γ -fáze binárního diagramu Fe-Cr, která je při koncentraci 12% zcela uzavřena (obr.1.4). Díky tomu nelze oceli s obsahem Cr vyšším než 12% zakalit, pokud není oblast γ -fáze ovlivněna některým z austenitotvorných prvků. V oblasti eutektoidní přeměny je teplota Ac_1 vyšší, díky tomu jsou tyto oceli zpravidla samokalitelné (martenzitické oceli), zvýšením teploty Ac_1 se rovněž zvyšuje odolnost ocelí proti popouštění [4].

Zásadní přínos chromu spočívá ve tvorbě pasivační vrstvy, a to za předpokladu, že v kovové matici je obsaženo minimálně 11,7%Cr [5]. Pasivační vrstva značně zpomaluje korozní pochody oceli v oxidačním prostředí, zvýšení účinnosti a rozsahu odolnosti této vrstvy lze docílit zvyšováním obsahu chromu v matici kovu a přidáním dalších legujících prvků (např. Ni, N, Mo). Množství chromu v legovaných ocelích je omezeno tvorbou intermetalických fází ve struktuře např. sigma fáze (σ -fáze), které mají negativní

vliv na mechanické a korozní vlastnosti materiálu. Chrom je dále spojen s tvorbou karbidů Cr_{23}C_6 , které mají vliv na vznik mezikrystalické koroze (viz. kap. 3) [4,5].



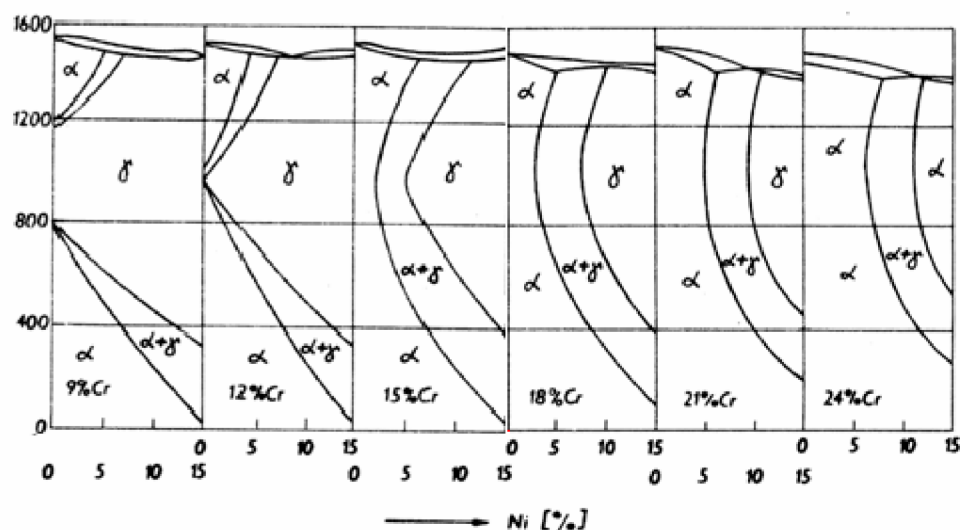
Obr.1.4 Rovnovážný diagram soustavy Fe-Cr [3]

1.2.2 Nikl

Nikl je austenitotvorným prvkem, který otevírá oblast γ a snižuje teplotu překrystalizace A_{c1} . Při vysokých obsazích Ni je možno dosáhnout zcela austenitické struktury. Rovněž přispívá ke zvýšení korozní odolnosti v redukčních kyselinách (např. kyselina chlorovodíková, kyselina fosforečná) [1,4]. Maximální rozpustnost niklu v α -fázi je při teplotě 475°C $6,1 \pm 0,5\%$ Ni. Za vyšších a nižších teplot se rozpustnost snižuje. Rozpustnost niklu ve γ -fázi dosahuje při teplotě 300°C asi $54,6\%$ [5]. Na základě toho je nikl v austenitické matici u chromniklových ocelí zcela rozpuštěný. Oceli s vysokým obsahem niklu mají dobrou žáruvzdornost, a to díky pomalému okysličování niklu. Nikl dále zvyšuje odolnost ocelí v prostředí s vysokým obsahem dusíku, jelikož zpomaluje jeho difúzi. Nikl rozpuštěný v matici zvyšuje pevnost feritu a při normalizačním žhání zjemňuje perlit. Toto navýšení mechanických hodnot není zcela úměrné k vysoké ceně niklu, proto jsou tendence snížit obsah niklu nahrazením levnějšími prvky jako je mangan a dusík. Nikl se používá zejména u ocelí, u nichž požadujeme vysokou houževnatost zejména v záporných teplotách. V ocelích s vysokým obsahem niklu mají zpravidla austenitickou

nemagnetickou strukturu [1,4,7]. Se zvyšujícím se obsahem niklu v austenitické struktuře se snižuje rozpustnost uhlíku. V austenitické oceli s 32 % niklu se rozpustí jen 1/3 uhlíku rozpustného v oceli typu 18/10 [8].

Jak je z předešlých částí patrné vliv Ni a Cr na výslednou strukturu je protichůdný. K posouzení průběhu tuhnutí jsou rovnovážné diagramy Fe-Cr a Fe-Ni nedostačující. Pro vysokolegované chrom-niklové oceli je důležitější ternární diagram Fe-Cr-Ni (obr.1.5) respektive Fe-Cr-Ni-C, jelikož uhlík má i přes své nízké koncentrace v těchto ocelích značný vliv (1.2) na výslednou strukturu.



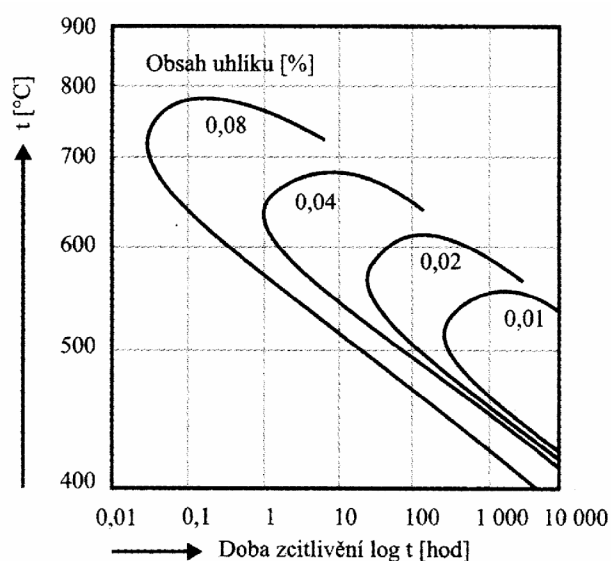
Obr.1.5 Řezy ternárním diagramem Fe-Cr-Ni pro obsahy chromu 9%, 12%, 15%, 24% [9].

1.2.3 Mangan

Mangan je austenitotvorným prvkem s malou difúzní rychlostí. Ve slitinách Fe-Mn-C je mangan částečně rozpuštěn v základní kovové matici (austenit x ferit) zbytek je vyloučen v podobě podvojného cementitu $(Fe,Mn)_3C$. Poměr rozpuštěného a vyloučeného manganu závisí na obsahu manganu a uhlíku. Ferit obohacený manganem má vyšší pevnostní vlastnosti. Při obsahu nad 3% Mn přispívá k potlačení praskání svarů. Mangan výrazně ovlivňuje tepelné zpracování, s jeho stoupajícím obsahem se zpomaluje transformace austenitu. (snížení M_s) [1,5].

1.2.4 Uhlík

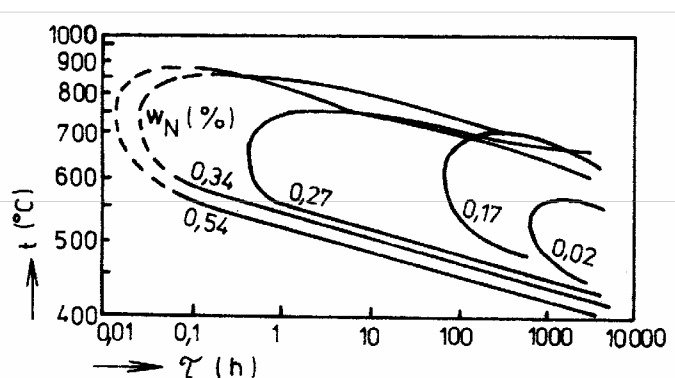
Uhlík je silně austenitotvorným prvkem zvyšujícím mechanické vlastnosti oceli (mez pevnosti, mez kluzu). Obsah uhlíku v korozivzdorných ocelích je omezen jeho rozpustností v základní matici. Nerozpuštěný uhlík se vylučuje na hranici zrn v podobě karbidů $M_{23}C_6$ a M_7C_3 , které zapříčiňují vznik mezikrystalické koroze. Obsah uhlíku v korozivzdorných ocelích, který ještě nezpůsobí mezikrystalickou korozi, je závislý na teplotě a délce výdrže na této hodnotě (obr.1.6). Z tohoto důvodu je potřeba podrobně znát pracovní prostředí a zatížení součásti při volbě materiálu, a stanovení podmínek pro svařování. K odstranění karbidů vzniklých během tuhnutí odlitků, tváření za tepla nebo svařování slouží rozpouštěcí žihání. Během rozpouštěcího žihání je součást ohřátá na teplotu cca $950 \pm 1150^\circ\text{C}$ (v závislosti na chemickém ložení a typu oceli) a následně prudce ochlazená. Při volbě obsahu uhlíku se musí brát v potaz i tloušťka stěny odlitku, kdy u silnostěnných odlitků může dojít z důvodu pomalejšího ochlazení průřezu stěny a delšímu setrvání na kritických teplotách k precipitaci karbidů. Kromě tepelného zpracování se pro stabilizaci uhlíku a zabránění vylučování karbidu chromu z matrice využívá legování prvky s vyšší afinitou k uhlíku než chrom (Ti, Nb, Ta, Zr, W, V). Pro korozivzdorné austenitické oceli je obsah uhlíku zpravidla pod 0,03%C, u feritických ocelí pod 0,08%C, v případě duplexních ocelí je obsah pod 0,03%C. U žárovevých austenitických ocelí se horní hranice uhlíku pohybuje okolo 0,4%C [1,5,10].



Obr.1.6 Vliv obsahu C v austenitických ocelích na sklon oceli k mezikrystalické korozi [3]

1.2.5 Dusík

Dusík je silně austenitotvorným prvkem. U austenitických ocelí s nízkým obsahem uhlíku výrazně zvyšuje mez kluzu bez výraznějšího vlivu na tažnost a houževnatost. Oproti uhlíku nedochází ke snížení odolnosti vůči mezikrystalické korozi až do 0,2%N (obr.1.7) [1]. Dusík společně s molybdenem zvyšuje odolnost proti bodové a štěrbinové korozi. Hlavním významem dusíku je, společně s manganem, nahrazení niklu, resp. snížení jeho obsahu. Na základě výpočtu $Ni_{ekv.}$ (2.3) rozšířeného o vliv dusíku vyplývá, že 1%Ni lze nahradit cca 0,03%N. Z důvodu vzniku endogenních bublin je ovšem obsah dusíku v litých austenitických ocelích s uhlíkem do 0,03%C omezen na 0,25%N (u tvářených ocelí až 0,5%N) [3].



Obr.1.7 Vliv dusíku na oblast zcitlivění k mezikrystalické korozi ocelí typu 01Cr18Ni10 podrobených rozpouštěcímu žíhání 1150°C [1]

1.2.6 Křemík

Křemík náleží do skupiny silně feritotvorných prvků. Rozpustnost křemíku v α -fázi je za pokojových teplot 14%. Díky tomu netvoří v oceli karbidy, ale zcela se rozpustí ve feritu a zvýší jeho pevnost. Obsah křemíku do 0,5%Si není považován za legující prvek, ale pouze dezoxidační přísadu [5]. Křemík vyvolává praskavost svarů. Při koncentraci 3 až 4%Si odstraňuje náchylnost k mezikrystalické korozi a zvyšuje celkovou odolnost proti korozi ve vroucí vysoce koncentrované kyselině dusičné (více než 80%) a v prostředí této kyseliny s přísadou oxidačních látek [1,4].

1.2.7 Molybden

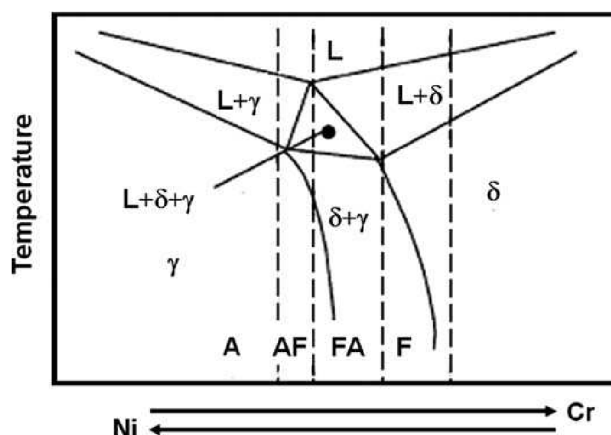
Jedná se o feritotvorný prvek, zvyšující korozní odolnost ve všech prostředích, hlavně proti bodové a štěrbinové korozi. Výjimkou jsou vroucí kyseliny dusičné. Zvyšuje žárovevnost a žáruvzdornost. Má významný vliv na tvorbu intermediálních fází (obr.3.1) [1].

2 AUSTENITICKÉ A AUSTENITICKO-FERITICKÉ OCELI

Austenitické a austeniticko-feritické korozivzdorné oceli se vyznačují vysokou korozní odolností a specifickými mechanickými vlastnostmi, díky nimž jsou v řadě průmyslových oblastí nenahraditelnými.

Austenitické korozivzdorné oceli mají velmi dobrou korozní odolnost a v řadě případů vysokou žáruvzdornost. Tyto oceli jsou nemagnetické s velmi vysokou hodnotou vrubové houževnatosti a to i v oblasti kryogenních teplot. Austeniticko-feritické oceli korozivzdorné oceli dosahují dvojnásobných pevnostních hodnot ve srovnání se standardními austenitickými oceli při srovnatelné korozní odolnosti. Na rozdíl od austenitické oceli jsou ovšem náchylné ke křehnutí z důvodu strukturních změn [9].

Jak je patrné z obr.2.1 chemické složení mezi austenitickými a austeniticko-feritickými oceli tvoří poměrně úzké rozhraní bez jednoznačné hranice. Rozhodující vliv na postup tuhnutí a následnou strukturu má výsledný poměr Cr/Ni respektive Cr_{ekv}/Ni_{ekv} . [11].

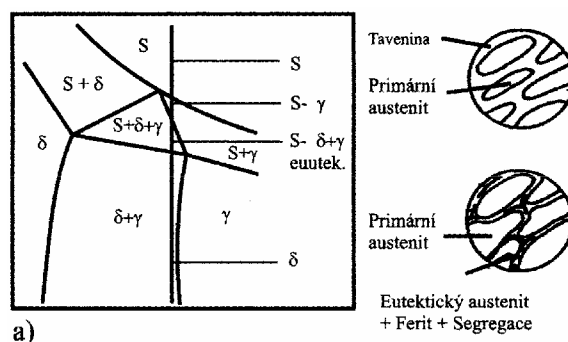


Obr.2.1 Část rovnovážného diagramu Fe-Cr-Ni, vliv poměru Cr_{ekv}/Ni_{ekv} na průběh tuhnutí [11]

A	plně austenitická struktura	$L \rightarrow L + \gamma \rightarrow \gamma$	$\text{Crekv}/\text{Niekv} < 1,25$
AF	austenitická struktura	$L \rightarrow L + \gamma \rightarrow L + \delta + \gamma \rightarrow \gamma + \delta \rightarrow \gamma$	$1,25 < \text{Crekv}/\text{Niekv} < 1,25$
FA	austeniticko-feritická struktura	$L \rightarrow L + \delta \rightarrow L + \delta + \gamma \rightarrow \delta + \gamma$	$1,48 < \text{Crekv}/\text{Niekv} < 1,95$
F	feritická struktura	$L \rightarrow L + \delta \rightarrow \delta \rightarrow \gamma + \delta$	$\text{Crekv}/\text{Niekv} > 1,95$

2.1 Austenitické oceli

U austenitických korozivzdorných ocelí je základním přísadovým slitinovým prvkem chróm. Přísadami niklu, manganu případně dusíku, molybdenu a dalších prvků ve vhodném poměru získá, jak již z názvu vyplývá austenitická struktura. Tato struktura je v oceli zachována za normálních, ale i minusových teplot. Během tuhnutí austenitických ocelí nedochází k fázovým přeměnám (obr.2.2). Z tohoto důvodu jsou tyto oceli citlivé k růstu zrna za vysokých teplot, bez možnosti regenerace zrna tepelným zpracováním. Na rozdíl od feritických ocelí nevede zhrubnutí zrna ke zkřehnutí oceli. Důvodem používání austenitických ocelí je kromě jejich korozní odolnosti dobrá tažnost a houževnatost, která zpravidla vyvažuje jejich vyšší cenu danou zvýšeným obsahem niklu [1].



Obr.2.2 Část rovnovážného diagramu Fe-Cr-Ni – tuhnutí austenitických ocelí [3]

Na základě normy ČSN EN 10283 jsou korozivzdorné oceli na odlitky děleny podle struktury na oceli martenzitické, austenitické, plně austenitické a austeniticko-feritické. Stanovení rozdílu mezi austenitickými a plně austenitickými oceli není normou dáno, tyto oceli lze ale rozdělit podle

obsahu niklu. „Austenitické oceli obsahují 8 až 12% niklu (u značek s vyšším obsahem molybdenu až 14,5% Ni). Struktura těchto ocelí nebývá zcela austenitická. Ve struktuře těchto ocelí se může vyskytnout i sigma fáze. Plně austenitické oceli mají vysoký obsah niklu v rozmezí cca 24 až 30,5%. Kromě chromu a niklu je významným legujícím prvkem molybden. Plně austenitické značky obsahují až 7%Mo. U plně austenitických, austeniticko-feritických a austenitických ocelí se používá u některých značek k legování také dusík a to v koncentraci až do 0,25%. Mědi jsou korozivzdorné oceli u některých značek legovány až do 4%“ [3].

Austenitické korozivzdorné oceli lze na základě obsahu základních prvků dále dělit do tří skupin:

Chrómniklové oceli – oceli o obsahu 12÷25%Cr, 8÷38%Ni, 0,01÷0,15%C, které mohou být dále legované N, Mo, Cu,

Chrómmanganniklové oceli – oceli o obsahu 12÷22%Cr, 5÷12%Mn, 3÷8%Ni, 0,02÷0,15%C, dále pak mohou obsahovat N, Cu, Mo,

Chrómmanganové oceli – oceli o obsahu 10÷18%Cr, 14÷25%Mn, 0,02÷0,08%C, dále pak N, Cu, Mo [1].

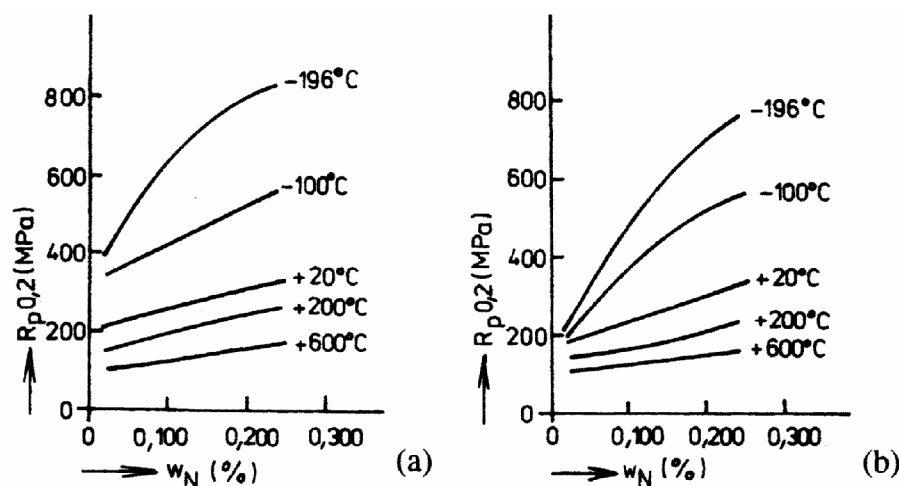
Pro posouzení korozní odolnosti v prostředí obsahujícím chloridy se využívá hodnota PREN (Pitting Resistance Equivalent Number), též index bodové korozní odolnosti. Tato hodnota je odvozena na základě dlouhodobých zkoušek. Pro materiály vystavené působení mořské vody je požadována hodnota $PREN > 40$. Austenitické oceli splňující tuto podmínku dále obsahující uhlík pod 0,03%C (případně 0,02%C) a obsahem síry pod 0,003%S se nazývají super-austenity [3,12].

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

Austenitické oceli běžných tříd dosahují poměrně nízké meze kluzu okolo 200MPa [10]. To je dáno vlivem austenitotvorných prvků, především účinkem niklu na matici kde způsobuje snížení meze kluzu. Z důvodu absence překryštalizačního pásma není možné dosáhnout zvýšení pevnosti kalením (za standardních teplot). Jistého zpevnění lze dosáhnout tvářením za studena.

Zvýšení pevnostních charakteristik austenitických ocelí se docílí vytvrzováním pomocí legujících prvků dusíku a molybdenu. Ke zvýšení obsahu dusíku se používá dusíkatý ferochrom nebo sycení taveniny plynným dusíkem. Dosáhne se tak výrazného zvýšení hodnoty $R_{p0,2}$ bez významnějšího snížení plastických vlastností. Jak již bylo zmíněno obsah dusíku je obvykle 0,1 až 0,2%N. Zvýšením obsahu dusíku u nízkouhlíkových austenitických ocelí nedochází ke snížení korozní odolnosti ani proti mezikrystalické korozi jako je tomu v případě uhlíku. Výjimku tvoří oceli s obsahem uhlíku pod 0,01%C, kde se projevuje negativní vliv zvýšené koncentrace dusíku na mezikrystalickou korozi (obr.1.7). Pro zabránění vzniku endogenních bublin v odlitcích z chromniklových ocelí je limitní obsah dusíku 0,2 až 0,25%N [1,3].

Přestože austenitické oceli nedosahují za normálních teplot vysokých pevnostních charakteristik v prostředí značně minusových a plusových teplot převyšují ostatní vysokolegované oceli. Při kryogenních teplotách až do -196°C dochází ke zvýšení meze kluzu. U vysokých teplot až do 600°C můžeme na základě jejich odolnosti považovat i standardní typy austenitických ocelí za žárovečné oceli. Tento efekt lze ještě zvýšit dalším legováním například dusíkem (obr.2.3).



Obr.2.3 Vliv obsahu dusíku na hodnotu $R_{p0,2}$ při různých teplotách pro ocel 03Cr18Ni11 [1]

Výsledná struktura austenitických ocelích není zcela stabilní. Dlouhodobým vystavením vysokým teplotám dochází ke vzniku sekundárních fází, které mají vliv na mechanické charakteristiky a korozní odolnost. Dochází k tomu na

základě precipitace karbidů typu $M_{23}C_6$, M_7C_3 a intermetalických fází jako σ -fáze, χ -fáze (viz. kapitola 3). K odstranění (rozpuštění) těchto fází a získání homogenního tuhého roztoku slouží rozpouštěcí žíhání. Rozpouštěcí žíhání spočívá v ohřevu oceli na 950 až 1150°C a zchlazením do vody, tím se zamezí precipitaci karbidů. V případě ocelí legovaných titanem nebo niobem z důvodu stabilizace uhlíku se kromě rozpouštěcího žíhání provádí žíhání stabilizační při teplotě 850 až 950°C po dobu 2 až 4 hodiny.

2.2 Žárupevné austenitické oceli

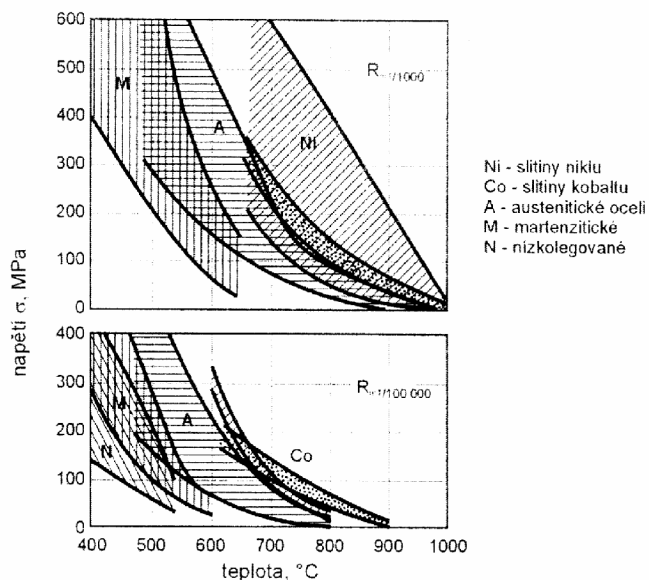
Pro stroje a zařízení pracující za podmínek zvýšených teplot je zapotřebí užití materiálu splňujícího požadavky daného pracovního zatížení. Tyto požadavky jsou označovány jako žárovevnost, která zahrnuje řadu aspektů:

- vysoká dlouhodobá pevnost při tečení
- vysoká mez kluzu a pevnosti v tahu
- dobrá tvárnost, tažnost a odolnost proti křehkému porušení
- vysoká odolnost proti tepelné a tepelně-mechanické únavě během životnosti – zejména proti nízkocyklové únavě
- výhodné fyzikální vlastnosti – vysoká tepelná vodivost, nízká tepelná roztažnost
- dobrá žáruvzdornost a korozní odolnost v prostředí spalin a vodní páry
- cena

Odběratelem těchto materiálů je zejména energetický průmysl (tj. kotle, rozvody páry, výměníky, parní a plynové turbíny,...), chemický průmysl, letectví.

Žárupevné austenitické oceli splňují technické požadavky pro použití v teplotním intervalu cca 550 až 700°C (obr.2.4). Základem většiny žárovevných ocelí jsou chrom-niklové korozivzdorné oceli typu 18/8, 18/10, 15/27 apod. Pro zvýšení žárovevnosti se oceli legují prvky Mo, Nb, Ti, V, W, Co, N jejichž obsahy se pohybují v řádu desetin až jednotek procenta. Výsledkem jsou pak oceli pracující v přesyceném nebo precipitačně vytvrzeném

stavu. Jak již bylo zmíněno dříve, žárovevné austenitické oceli mají na rozdíl od korozivzdorných austenitických ocelí snížený obsah chrómu. Obsah chrómu tak může dosahovat hodnot hluboko pod 12%Cr tj. absence pasivační vrstvy (v ojedinělých případech až 2%Cr). Společně se sníženým obsahem chrómu se zpravidla zvyšuje obsah niklu a to až do 13 až 17%Ni. Cílem těchto kroků je zamezení vzniku feritu v základní matici. Ferit přesycený prvky jako Cr, Mo a Nb se v austenitických ocelích při teplotách nad 500°C rozpadá na $M_{23}C_6$ a σ -fázi (viz. kap. 3.) Se sníženým obsahem chrómu je spojeno zvýšení obsahu uhlíku, který je až 0,4%C. Většina žárovevných austenitických ocelí je používána ve stavu po rozpouštěcím žíhání. Některé typy jsou používány ve stavu zpevněném precipitáty, v důsledku přesycení a stárnutí [8].



Obr.2.4 Tepelné rozmezí časové pevnosti při tečení $R_{mT/1000}$ a $R_{mT/100000}$ hlavních skupin žárovevných slitin [8]

2.3 Austeniticko-feritické oceli

V austeniticko-feritické ocelích se vedle sebe vyskytuje austenitická a feritická struktura. Pro výsledné mechanické a korozní vlastnosti je důležitý poměr těchto fází stejně jako velikost zrn austenitu a feritu. Austeniticko-feritické oceli s podílem feritu cca 5% řadíme stále mezi čistě austenitické oceli. Jedná se například o oceli třídy 18/8. Nejdůležitějším zástupcem austeniticko-feritických ocelí jsou duplexní oceli. Jedná se o slitiny, v nichž je dosaženo dvoufázové struktury tvořené 40 až 50% feritu a zbylým podílem austenitu. Použití této struktury přináší výhody oproti čistě austenitické struktuře, ty se projevují hlavně ve zvýšení pevnostní charakteristiky (zvýšení meze kluzu, meze pevnosti). S rostoucím obsahem feritu ovšem klesá vrubová houževnatost. Duplexní oceli dosahují dobré korozní odolnosti vyznačující se odolností proti bodové, mezikrystalické a štěrbinové korozi a odolností proti koroznímu praskání, a to i v prostředích obsahujících anorganické kyseliny, kyselinu sírovou a fosforečnou, v mořské vodě a chloridech [1].

Jak již bylo naznačeno, hlavním důvodem použití duplexních ocelí je jejich vyšší pevnostní charakteristika, která zlepšuje poměr pevnost / hmotnost součásti. Ve srovnání s austenitickými oceli dosahují dvojnásobné meze kluzu tj. $R_{p0,2} = 400\text{MPa}$ v litém stavu [10]. Zvýšení meze kluzu a meze pevnosti je dáno vlivem legujících prvků na dvoufázovou strukturu oceli. Mez kluzu feritu se zvyšuje se stoupajícím podílem chromu a niklu ve struktuře, naopak se stoupajícím obsahem niklu se snižuje mez kluzu austenitu. Při rovnovážném poměru obou fází je tak možno dosáhnout zmiňované meze kluzu. Korozní odolnost duplexní oceli nedosahuje hodnot čistě austenitických korozivzdorných ocelí, je ale vyšší než u oceli martenzitických. Pro dosažení stejné pevnosti u austenitických ocelí je nutné legovat ocel molybdenem umožňujícím následné vytvrzování. Výsledkem je ocel s vyšším stupněm legování a s tím související vyšší cenou materiálu. Duplexní oceli jsou proto používány na součásti s požadovanými vysokými korozními a pevnostními charakteristikami, bez výrazného navýšení ceny. Z těchto důvodů nachází široké uplatnění v energetickém, chemickém, stavebním a lodním průmyslu [1,10].

Optimálních vlastností se dosahuje po rozpouštěcím žháním na teplotu 950 až 1050°C s následným rychlým ochlazením. U duplexních ocelí se dosahuje snížení sklonu ke koroznímu praskání díky zrnům feritu ve kterých se zadržuje šíření trhlin vznikajících v austenitických zrnech nebo na jejich hranicích. Dalšími pozitivními vlastnostmi je zlepšení svařitelnosti ve srovnání s austenitickými ocelmi dané nižším koeficientem tepelné roztažnosti, které způsobuje menší pnutí ve svarových spojích a snižuje náchylnost k praskání za tepla. Pro duplexní oceli jsou omezující teploty nad 300°C. V této oblasti dochází ke strukturálním změnám, zejména při dlouhodobých výdržích, kdy se zvyšuje sklon ke tvorbě intermediálních fází především sigma fáze (σ -fáze) [10].

Duplexní oceli je možné na základě chemického složení a PREN indexu rozdělit do pěti tříd:

Lehké duplexní – oceli bez obsahu Mo

Duplexní oceli – standardní materiál používaný v 80 % aplikacích

Duplexní oceli se zvýšeným obsahem chromu – 25%Cr s PREN > 40

Super duplexní oceli – s PREN = (40 až 45), 25÷26%Cr

Hyper duplexní oceli – vysokolegované duplexní oceli s PREN > 45 [12].

Pro zjištění výsledné struktury austeniticko-feritické oceli na základě Schäfflerova diagramu (obr.1.1), je výhodnější použití rozšířené rovnice pro výpočet $Cr_{ekv.}$ a $Ni_{ekv.}$, ve které se uvažuje vliv dusíku, mědi a chromu.

$$Cr_{ekv.} = [\%Cr] + [\%Mo] + 1,5 \cdot [\%Si] + 0,5 \cdot [\%Nb] + 5 \cdot [\%V] + 3 \cdot [\%Al] \quad (2.2)$$

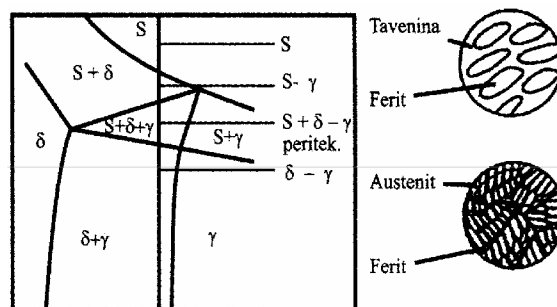
$$Ni_{ekv.} = [\%Ni] + 30 \cdot [\%C] + 0,74 \cdot [\%Mn] + 0,33 \cdot [\%Cu] + a \cdot ([\%N] - 0,045) \quad (2.3)$$

a-konstanta závislá na dusíku

a = 30, při N (< 0,2%); a = 22, při N (0,21÷0,25%); a = 20, při N (0,26÷0,35%) [1].

Duplexní oceli jsou stejně jako oceli austenitické náchylné ke tvorbě sekundárních fází v podobě karbidů a intermediálních fází. Oproti čistě austenitickým ocelím ovšem tyto procesy probíhají vyšší rychlostí, to je dáno vyšší difúzní rychlostí prvků ve feritu oproti austenitu (při teplotě okolo 700°C

probíhá difúze chrómu ve feritu stokrát rychleji než v austenitu [1]. Dalším faktorem ovlivňujícím rychlost a intenzitu tvorby sekundárních fází je rozdílné složení feritu a austenitu, kdy jsou precipitační a fázové přeměny soustředěny do feritu přesyceného Cr, Mo, Si. Z toho vyplývá, že austenitická struktura zůstává poměrně čistá, tj. obsahuje menší podíl precipitačních vměstků a intermetalických fází [1].



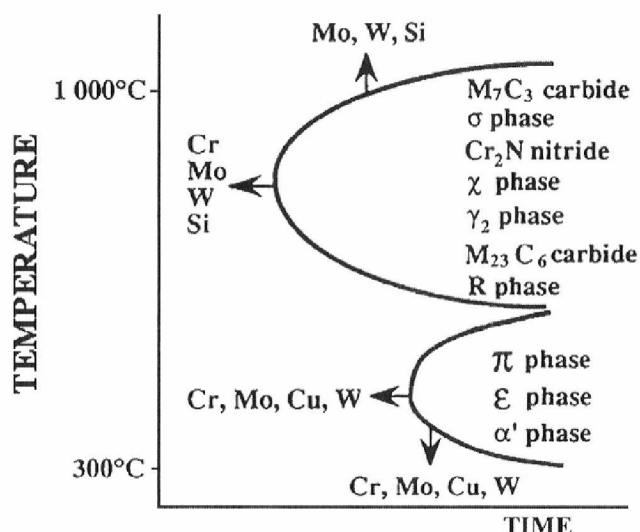
Obr.2.5 Část rovnovážného diagramu Fe-Cr-Ni - tuhnutí duplexních ocelí [3]

V duplexních ocelích dochází ke tvorbě karbidů na hranicích zrn austenitu a feritu při teplotách pod 1000°C. Karbidy se vylučují zejména v podobě karbidu chromu $M_{23}C_6$, který však nemá takový vliv na náchylnost k mezikrystalické korozi jako je tomu u austenitických ocelí. Stejně jako u austenitických ocelí dochází ke tvorbě σ -fáze, tento proces je zde mnohonásobně rychlejší. S ohledem na složení může dojít ke tvorbě σ -fáze již po několika minutách výdrže na teplotě. Ke tvorbě σ -fáze (viz. kap. 3.) dochází během precipitačního vylučování austenitu z feritu (obr.2.5) mezi teplotami 700 až 950°C. Ve stejném rozsahu teplot je možné pozorovat nárůst křehkosti oceli, který je spojen s křehnutím feritické fáze. Z těchto důvodů nejsou duplexní oceli průmyslově využitelné pro teplotní oblast 700 až 1000°C a je třeba se vyhnout výdržím na těchto teplotách. K dalším změnám mechanických vlastností dochází mezi teplotami 350 až 550°C, kdy dochází ke stárnutí oceli. Tento proces se týká feritické fáze a stejně jako u čistě feritických ocelí dosahuje maxima při teplotě cca 475°C, z tohoto důvodu je označován jako křehnutí „475°C“. Při dlouhé výdrži na těchto teplotách lze pozorovat zvýšení tvrdosti a prudký pokles tažnosti a houževnatosti feritické fáze. Výskytu tohoto křehnutí nelze zabránit přísadami prvků, jeho rozsah a rychlost lze pouze zmírnit a to snížením obsahu chromu. Ke zvýšení rychlosti stárnutí oceli přispívá titan a molybden. U

duplexních ocelí lze tento proces využít ke zvýšení pevnosti, žíháním na teplotu 450°C. Při této teplotě dochází k pozvolnému nárůstu pevnosti v závislosti na době výdrže. Výsledkem je zvýšení pevnosti při zachování dostatečné tažnosti a houževnatosti [1,12].

3 METALICKÉ A INTERMEDIÁLNÍ FÁZE

Austenitické a duplexní oceli podléhají strukturním změnám. Tyto změny závisí na teplotě (do 1000°C), době výdrže a chemickém složení oceli (obr.3.1). Výsledkem je tvorba karbidů a intermediálních fází, které mají zpravidla nepříznivý vliv na mechanické a fyzikální vlastnosti materiálu. K odstranění nebo zmírnění rozsahu tvorby sekundárních struktur se uplatňuje rozpouštěcí žíhání.

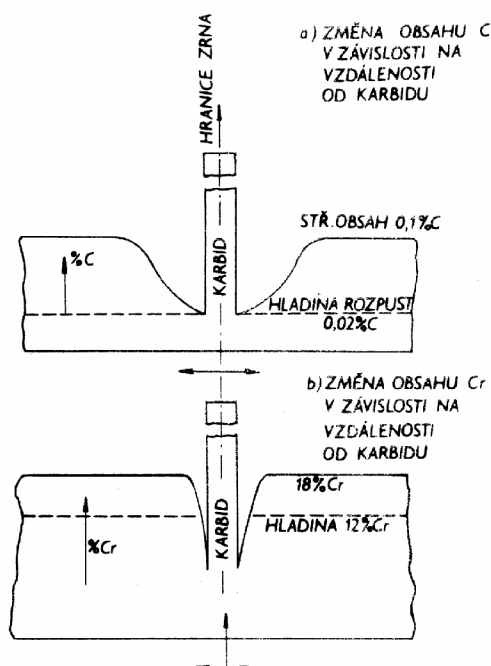


Obr.3.1 Sekundární fáze a vliv legur na jejich vznik [13].

3.1 Karbidy $M_{23}C_6$, M_7C_3

Karbidy jsou základní sekundární fázi vyskytující se ve vysokolegovaných ocelích. Precipitace karbidu v austenitu a feritu je dána rozpustností uhlíku v jednotlivých fázích v závislosti na teplotě a jeho difuzní rychlosti. Oblast vylučování karbidů je v teplotním rozmezí 450 až 900°C. Množství vyložených karbidů je závislé také na délce času, po který je ocel vystavena zmiňovaným teplotám. Karbidy se vylučují nejčastěji v podobě $M_{23}C_6$, při vysokém obsahu

uhlíku v oceli jako M_7C_3 . Jedná se o komplexní karbidy, kromě hlavního podílu prvků tvořeného Cr obsahují také Fe, Ni, Mo, Mn. Karbidy krystalizují v podobě BCC mřížky. Kromě teploty a času je tvorba karbidu ovlivněna chemickým složením slitiny. Molybden snižuje rozpustnost uhlíku a tím urychluje precipitaci karbidů $M_{23}C_6$. Vznik karbidů má vliv na mechanické a fyzikální vlastnosti oceli. U austenitických ocelí se projevuje vznikem mezikrystalické koroze. Duplexní oceli jsou proti vzniku mezikrystalické koroze odolnější. Díky vysokému obsahu chrómu ve feritických zrnech a rychle difúzi chrómu ve feritu nemá tvorba karbidů na hranicích zrn tak negativní účinek tj. na hranicích zrn nedochází k poklesu koncentrace Cr pod kritickou mez. Jak již bylo řečeno, hlavním způsobem zamezení vzniku karbidů v oceli je snížení obsahu uhlíku v oceli (obr.3.2). Při tavbě oceli na EOP je proto nutné zařadit proces sekundární metalurgii. Pro odstranění karbidů vyloučených v oceli se uplatňuje rozpouštěcí žíhání [1].



Obr.3.2 Schématická závislost rozdělení uhlíku a chrómu v blízkosti vylučovaného karbidu na hranicích zrna [9]

3.2 Sigma fáze (σ -fáze)

Sigma fáze je intermetalická sloučenina vznikající v systému Fe-Cr (obr.1.4). Skládá se z 1 atomu Fe a 1 atomu Cr. Jedná se o tvrdou, křehkou nemagnetickou fázi krystalizující v tetragonální soustavě. Obecné podmínky vzniku σ -fáze nastávají u slitiny dvou kovů s FCC mřížkou, u nichž se atomové poloměry neliší více jak o 8%. V matrici obsahující feritickou fázi se σ -fáze vyskytuje v koncentraci od 20 do 70% Cr, při dlouhodobém působení teplot v rozmezí 500 až 800°C. Na vznik σ -fáze mají vliv prvky jako Mo, Si, Ni, Mn, které posunují hranici tvorby fáze k nižším obsahům Cr a urychlují její tvorbu. Zvýšení obsahu uhlíku má stejný účinek jako snížení obsahu chrómu, protože chróm je vázán uhlíkem v podobě karbidů. K rozpuštění σ -fáze se provádí ohřevem s krátkou výdrží nad teplotou 800°C a následným zachlazením, u slitin legovaných Mn, Ni, Mo je zapotřebí vyšších teplot nebo delší časové prodlevy. Vznik σ -fáze u většiny slitin Fe-Cr nastává v řádech stovek hodin. Díky tomu obvykle nedochází ke vzniku σ -fáze během svařování a lití [1]. Problematikou růstu σ -fáze v závislosti na teplotě a výdrži v duplexních ocelích se podrobněji zabývají v publikaci [13].

Nejčastějším místem výskytu σ -fáze je ferit, díky nižší rozpustnosti Cr v matrici. Tvoří se zde souvislé řady ostrůvků σ -fáze kolem rozhraní feritických zrn. V austenitických a duplexních ocelích probíhá prvotním vylučováním v trojných bodech, následně na rozhraních zrn. Při delší době výdrže na vyšších teplotách dochází k precipitaci i na vměstcích uvnitř zrna. Tvorba σ -fáze v austenitické matrici probíhá nejčastěji na vysoce energetickém fázovém rozhraní. Na tvorbu σ -fáze v austenitu má vliv i tváření za studena s následnou rekrystalizací. Rovněž se tvoří na karbidech chrómu jejich oduhličováním a rozpouštěním. S tvorbou σ -fáze souvisí i teplota rozpouštěcího žíhání. S rostoucí teplotou žíhání se zpomaluje vylučování σ -fáze, za předpokladu, že zvyšování teploty nezapříčiní vznik feritu ve kterém je tvorba σ -fáze velice rychlá. Oproti σ -fázi vznikající v čistě Fe-Cr systému, se v korozi-vzdorných ocelích vylučuje na základě obecných podmínek ve vícesložkové fázi jako $(\text{FeNi})_x(\text{CrMo})_y$, $\text{FeMo.Fe}(\text{Cr},\text{Mo})$ [1].

Vyloučená σ -fáze se v oceli projevuje snížením tažnosti, kontrakce a nárůstem křehkosti, tvrdosti, pevnosti a meze kluzu. Účinek je tím větší, čím více se vyloučí σ -fáze. Největší účinek na mechanické vlastnosti je zaznamenán v oblasti normálních teplot. Změny mechanických vlastností lze zaznamenat i při obsahu σ -fáze, který ještě není zachytitelný metalograficky nebo rentgenograficky. Za jistých podmínek může docházet k selektivnímu koroznímu napadení, z důvodu přednostního napadení souvislých řad σ -fáze [1].

3.3 Chí fáze (χ -fáze)

Vyskytuje se společně s σ -fází, při vyšších koncentracích molybdenu ji zcela nahradí. Krystalografická struktura mřížky χ -fáze je BCC. χ -fáze má široký interval chemického složení se záměnou atomů různých kovů, např. $(\text{FeNi})_{36}\text{Cr}_{18}\text{Mo}_4$, $\text{Cr}_6\text{Fe}_{18}\text{Mo}_5$, $\text{Fe}_{36}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_{10}$, M_{18}C . χ -fáze precipituje obdobně jako karbidy chrómu na všech typech hranic zrn a při delších dobách žíhání (nad 100 hod.) i uvnitř austenitických zrn. Fáze χ rozpouští uhlík a může se chovat jako intermetalická sloučenina nebo jako karbid typu M_{18}C . Precipitace na hranicích zrn probíhá nezávisle na precipitaci karbidů. Obdobně jako u σ -fáze je při dlouhodobém ohřevu na vyšší teploty pozorován růst χ -fáze přímo z karbidů, které se tak rozpouštějí. Při teplotách stoupajících cca nad 900°C pozoruje zmenšování částic χ -fáze. Vliv χ -fáze na mechanické vlastnosti je obdobný jako u σ -fáze [1].

Tab.3.1 Obecné informace o sekundárních fázích [13]

Fáze	Typ krystalické mřížky (složení)	Parametr mřížky	Teplota vzniku [°C]	Vlastnosti
δ	bcc (W)	$a = 2,86 \div 2,88$	za všech teplot	dobrá korozní odolnost
γ/γ_2	fcc (Cu)	$a = 3,58 \div 3,62$	700÷ 900 (γ_2)	dobré mechanické vlastnosti, γ_2 může mít eutektickou morfologii
σ	tetragonální (CrFe)	$a = 8,79; c = 4,54$	600÷ 1000	zhoršení mechanické vlastnosti a korozní odolnost
χ	kubická (Mn)	$a = 8,92$	700÷ 900	podobné jako sigma, při vysokém obsahu Mo ($\approx 20\%$)
R	romboedrická (Mo)	$a = 10,90; c = 19,34$	550÷ 800	při vysokém obsahu Mo ($\approx 40\%$ max.), škodlivý vliv
π	kubická (Mn)	$a = 6,47$	≈ 600	zhoršení houževnatostí a bodové korozní odolnosti
Cr ₂ N	hexagonální (Fe-N)	$a = 4,80; c = 4,47$	700÷ 900	zhoršení korozivzdornosti
M ₂₃ C ₆	kubická (Cr ₂₃ C ₆)	$a = 10,56 \div 10,65$	<950	malá významnost, při nízkém C
M ₇ C ₃	Ortombická (Cr ₇ C ₃)	$a = 4,52; b = 6,99; c = 12,11$	950÷ 1050	převážně v duplexních nebo super-duplexních ocelích

Kromě uvedených sekundárních struktur vzniká v austenitických a austeniticko-feritických ocelích řada dalších sekundárních fází. Obecný přehled poskytuje Tab.3.1 a obr.3.1. K zabránění či omezení vzniku těchto fází je nutné dodržení chemické čistoty oceli a správná volba materiálu s ohledem na provozní podmínky. Přes všeobecně negativní vliv sekundární struktury na mechanické a fyzikální vlastnosti oceli, lze tyto pochody využít ke zvýšení meze kluzu a meze pevnosti v tahu pomocí vytvrzování a stárnutí.

4 EXPERIMENT

Cílem praktické části této diplomové práce je provedení mechanických a technologických zkoušek na žárovevné austenitické oceli 30CH3N17G2L a porovnání některých jejích technologických vlastností s jinými typy ocelí. Jako porovnávací oceli byly zvoleny: korozivzdorná duplexní ocel 1.4462, nelegované oceli s vysokým a dále nízkým obsahem uhlíku.

Experiment je zaměřen na porovnání vlivu licí teploty a tloušťky stěny odlitku na mechanické a technologické vlastnosti oceli 30CH3N17G2L. Na části odlitých vzorků (řada č.1 a 2 viz. dále) byly provedeny tahové zkoušky a zkoušky vrubové houževnatosti, rovněž byly provedeny metalografické rozborů mikro a makro struktury. V rámci experimentu bylo na odlitcích řady č.1÷6 provedeno měření volného smrštění, dosazovací vzdálenosti a tvorby staženin.

Volba žárovevné austenitické oceli 30CH3N17G2L pro tuto práci vznikla na základě spolupráce VUT v Brně se společností ŽĐAS a.s. Jedná se o perspektivní materiál požadovaný zahraničními zákazníky na díly určené pro turbogenerátory.

ocel 30CH3N17G2L

Jak již bylo uvedeno výše, ocel 30CH3N17G2L je žárovevná austenitická ocel. Požadované chemické složení udává Tab.4.1. Struktura oceli na základě Schäfflerova diagramu je znázorněna na obr.1.3 v bodě A. Tab.4.2 udává požadované minimální mechanické vlastnosti této oceli v litém stavu. Oproti standardním značkám žárovevných austenitických ocelí je tato ocel atypická vysokým obsahem uhlíku a nízkým obsahem chromu. Tento typ materiálu je blíže popsán výše na listu 21.

Tab.4.1 Chemické složení oceli 30CH3N17G2L

30CH3N17G2L	prvek	C %	Si %	Mn %	Cr %	Ni %	Cu %	S %	P %
obsah prvku	min.	0,25	0,30	2,0	3,0	16,0	-	-	-
	max.	0,35	0,60	3,0	4,0	18,0	0,40	0,030	0,045

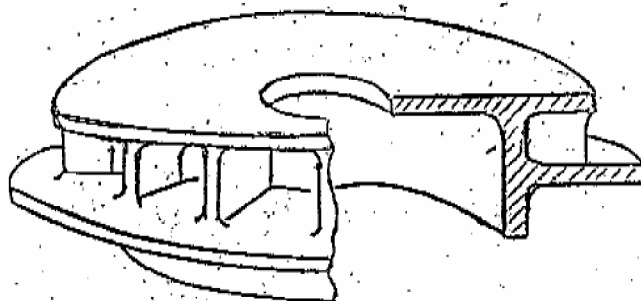
Tab.4.2 Požadované fyzikální vlastnosti oceli 30CH3N17G2L

smluvní mez kluzu $R_{p0,2}$ [MPa]	přechodný odpor R_B [MPa]	tažnost A_5 [%]	kontrakce Z [%]
Minimální hodnota			
186	372	15	20

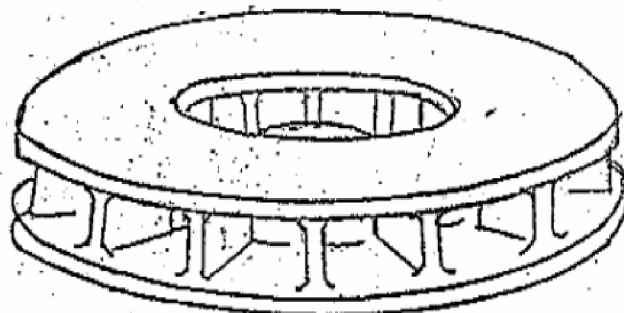
Vzhledem k určení oceli 30CH3N17G2L pro energetický průmysl musí fyzikální vlastnosti odlitku vyhovovat také požadavkům uvedeným v Tab.4.3

Tab.4.3 Požadované fyzikální vlastnosti oceli 30CH3N17G2L

Elektrický měrný odpor, Ohm.m (ohm.mm ² /m)	Poměrná permeabilita při intenzitě magnetického pole 15,92kA/m (200 E)
minimálně	maximálně
0,75 10 ⁻⁶ (0,75)	1,5



Obr.4.1 Konstrukce odlitku, Typ I.
Pozn. náčrtek odlitku z výše uvedené poptávky



Obr.4.2 Konstrukce odlitku, Typ II.
Pozn. náčrtek odlitku z výše uvedené poptávky

ocel 1.4462

Ocel 1.4462 je korozivzdorná duplexní ocel, V Schäfflerově diagramu na obr.1.3 se tato ocel nachází v oblasti *B*. Chemické složení a mechanické vlastnosti udávají Tab.4.4 až 4.5. Odlitky z této oceli jsou díky svým výborným korozivzdorným vlastnostem vhodné do prostředí se zvýšeným obsahem chloridů a sirovodíků. Používají se pro součásti zařízení na těžbu, transport a zpracování ropy a zemního plynu. Tato ocel je též vhodná pro použití v prostředí zředěné kyseliny sírové a organických kyselin. Jak již bylo zmíněno v předešlých kapitolách, oproti austenitickým ocelím je tento materiál vhodný pro zařízení s vysokým zatížením [15].

Tab.4.4 Chemické složení [15].

1.4462	prvek	C	Cr	Ni	Mo	N	Si	Mn	S	P
		%	%	%	%	%	%	%	%	%
obsah prvku	min.	-	21,0	4,5	2,5	0,10	-	-	-	-
	max.	0,03	23,0	6,5	3,5	0,22	1,0	2,0	0,015	0,035

Tab.4.5 Požadované fyzikální vlastnosti oceli 1.4462

smluvní mez kluzu	mez pevnosti	tažnost
R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A ₅ [%]
Minimální hodnota		
450	650	25

Nízkouhlíková ocel

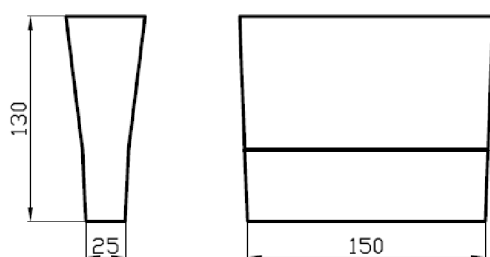
V rámci experimentu byla odlita níže popsaná technologická zkouška nízkouhlíkové oceli. K odlití byl použit materiál s obsahem uhlíku nižším než 0,05%. Cílem bylo pouze posoudit dosazovací vzdálenost kovu a velikost smrštění oproti ověřovanému austenitickému a duplexnímu materiálu. Mechanické vlastnosti nízkolegované oceli nebyly nijak hodnoceny. V Schäfflerově diagramu na obr.1.3 je tato ocel vymezena oblastí *D*.

Vysokouhlíková ocel

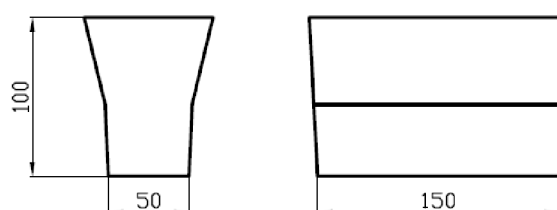
Stejně jako v případě nízkouhlíkové oceli byla vysokouhlíková ocel odlita pouze do technologické zkoušky a její výsledek slouží pouze pro porovnání s austenitickou a duplexní ocelí. Ekvivalent materiálu nebyl významný a proto i mechanické vlastnosti nebyly sledovány ani hodnoceny. V Schäfflerově diagramu na obr.1.3 je tato ocel ohraničena oblastí C.

4.1 Příprava forem

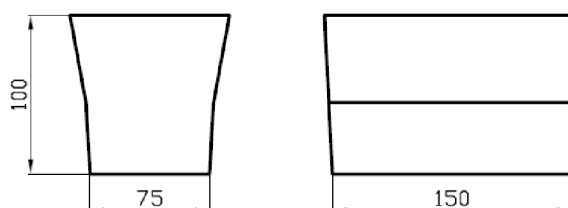
Mechanické vlastnosti v litém stavu jsou určovány na litých klínech tloušťky 25, 50, 75, 100 mm (obr.4.3- 4.6). Na technologické zkoušky je použit „Lukešův model“¹ (obr.4.7). Použití tohoto modelu umožňuje na jedné zkoušce provést měření nebrzděného smrštění oceli, dosazovací vzdálenost při tvorbě ředin a sklon oceli ke tvorbě staženin. Jelikož se v tomto případě jedná o prozatím nestandardní zkoušku, jsou pro validitu tohoto měření odlity materiály o známých technologických vlastnostech. Pro výrobu forem bylo použito křemičité ostřívo pojené fenologickou pryskyřicí FENOTEC a esterovým tvrdidlem HX 35. K ošetření povrchu forem byl použit korundový nátěr na lihové bázi (obr.4.8).



Obr.4.3 Model - klín "25"

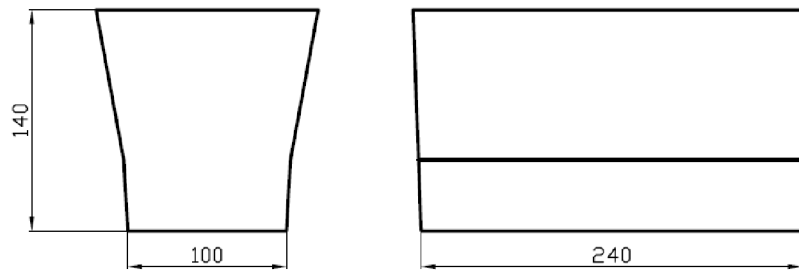


Obr.4.4 Model - klín "50"

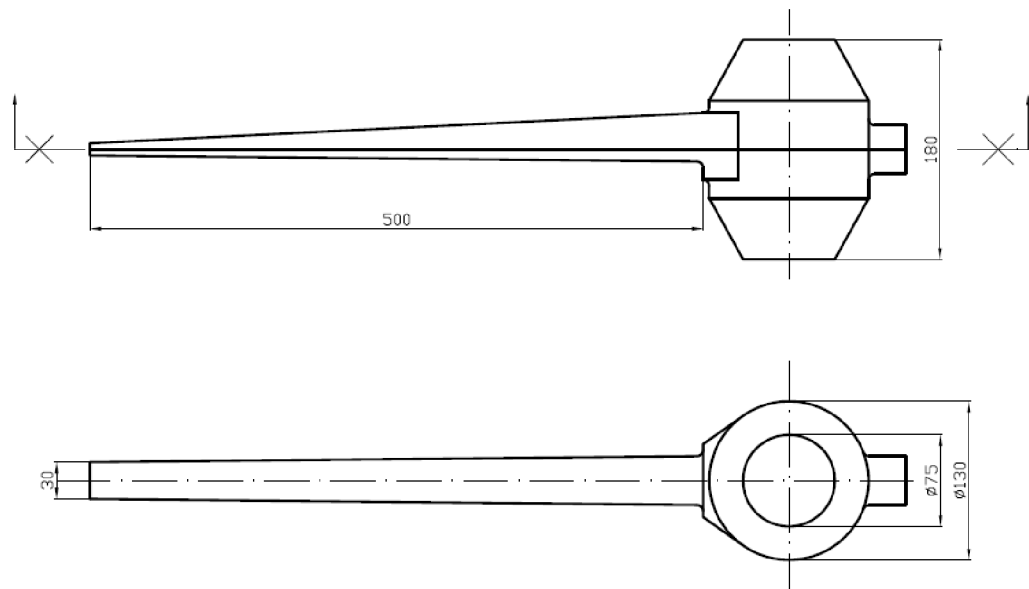


Obr.4.5 Model - klín "75"

¹ Model technologické zkoušky navržený ing. Lukešem, S+C alfanametal s.r.o

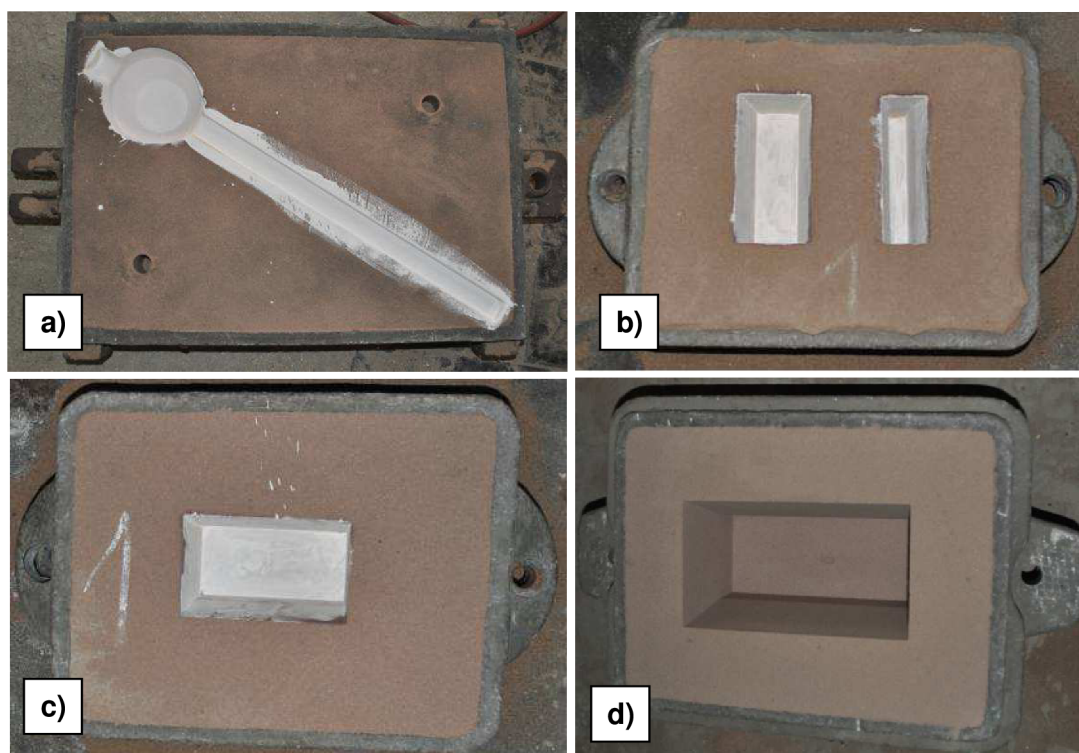


Obr.4.6 Model - klín "100"



Obr.4.7 Model technologické zkoušky (Lukešův model)

Zavtokování modelu technologické zkoušky není provedeno podle zamýšlené koncepce modelu (tj. z boku). Kvůli vrchnímu zaústění vtoku do odlitku funguje vtokový kůl současně jako nálitek, čímž byla ovlivněna a zhoršena možnost vyhodnocení zkoušky z hlediska velikosti vnitřní staženiny.



Obr.4.8 Formy: a) spodek "Lukešova modelu", b) forma zkušebního klínu "25" a "50", c) forma zkušebního klínu "75", d) forma zkušebního klínu "100" (bez nátěru)

4.2 Tavba zkoušek č.1,2 – austenitická ocel 30CH3N17G2L

První tavba byla provedena na 250kg EIP s neutrální vyzdívkou. Složení vsázky udává Tab.4.6. Výsledné chemické složení na základě spektrální analýzy obsahuje Tab.4.7. Měření bylo provedeno v laboratoři ŽĐAS a.s. (příloha 1). V tavbě byl zaznamenán nižší obsah chromu, než odpovídá normě (2,8 % oproti normě $3,0 \div 4,0$ %), což souvisí s nepřesností kontrolního měření chemického složení taveniny během tavby. Důvodem byla absence vhodného etanolového materiálu pro nastavení spektrometru a jeho kalibraci pro dané podmínky (nízký chrom x vysoký nikl). Předpokládá se, že tento nižší obsah chromu nebude mít vliv na slévárenské vlastnosti oceli, ale může ovlivnit mechanické vlastnosti oceli.

Tab.4.6 Vsázka 1.tavba materiálu 30CH3N17G2L (zkouška č.1,2)

Vsázka	Hmotnost [kg]	Pozn.
A351	10,2	
Ni	42	
GX40NiCr	20	
GS20Mn5	203,6	
FeMn	5	(1%C, 80%Mn)
FeCr	3,3	(0,03%C, 70%Cr)
Al	0,2	dezoxidace, do pánve (1kg/t)
CaSiMn	0,6	dezoxidace, do pánve (3kg/t)
celkem	284,1	

Tab.4.7 Chemické složení oceli 30CH3N17G2L (zkouška č.1,2)

Označení	C %	Mn %	Si %	P %	S %	Cr %	Ni %	Cu %	Al %	Nb %	Ca %
30CH3N17G2L	0,3	2,0	0,6	0,02	0,01	2,8	17,6	0,1	<0,01	0,06	0,003

V rámci této tavby byly odlity dvě sady odlitků. Každá sada obsahovala zkušební klíny "25", "50", "75", "100" a technologickou zkoušku (obr.4.9 a 4.10). Odlití první sady odlitků (označení č. 1) bylo provedeno z lící teploty 1603°C, odlití druhé sady odlitků (označení č.2) proběhlo z lící teploty 1524°C. Výsledná surová hmotnost obou sad odlitků je 135kg.



Obr.4.9 Lící pole - odlitá zkušební sada odlitků č.2



Obr.4.10 zkušební sada odlitků č.2

4.3 Tavba zkoušky č.3 – vysokouhlíková ocel

Druhá tavba byla provedena na 40kg EIP s kyselou vyzdívkou. V rámci této tavby byl nataven vysokouhlíkový materiál, z něhož byla odlita technologická zkouška číslo 3 o surové hmotnosti 19,4 kg. Lící teplota 1600°C. Složení vsázky udává Tab.4.8, výsledné chemické složení bylo změřeno v laboratořích ŽĐAS a.s Tab.4.9 (příloha 2).

Tab.4.8 Vsázka 2.tavba vysokouhlíková ocel VS (zkouška č.3)

Vsázka	Hmotnost [kg]	Pozn.
Ocelový vrat	39,2	(ocelový vrat) 0,2%C, do 0,37÷0,42%Si, 1÷1,1%Mn
Al	0,03	dezoxidace, do pánve
FeSiMn	0,3	dezoxidace, do pánve
celkem	39,5	

Tab.4.9 Chemické složení vysokouhlíkové oceli (zkouška č.3)

Označení	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	V	Al
	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%
VS	0,53	0,67	0,70	0,025	0,02	0,45	0,16	0,11	0,07	<0,01	0,060

Zvýšený obsah C je dán difúzí z vyzdívky pece při prodlevě na odpichové teplotě (zdržení z důvodu problému s měřením teploty). Ze stejného důvodu je v nataveném materiálu nižší obsah Mn (propal) a zvýšený obsah Si (rozpuštění vyzdívky).

4.4 Tavba zkoušky č.4 – nízkouhlíková ocel

Třetí tavba byla provedena na 40kg EIP s kyselou vyzdívkou. Během této tavby byla stejně jako u předchozí tavby natavena nízkouhlíková ocel, z níž byla odlita technologická zkouška číslo 4 o surové hmotnosti 19,1 kg. Licí teplota 1620°C. Druhové složení vsázky udává Tab.4.10, výsledné chemické složení Tab.4.11. Chemická analýza byla provedena v laboratořích ŽDAS a.s. (příloha 2)

Tab.4.10 Vsázka 3.tavba nízkouhlíková ocel NS (zkouška č.4)

Vsázka	Hmotnost [kg]	Pozn.
ARENA	32,5	čisté Fe
ocel	7,5	plechy, tyčovina
FeSi75	0,1	
FeMn	0,2	
FeMn affine	0,5	
Al	0,02	dezoxidace, do pánve
celkem	40,8	

Tab.4.11 Chemické složení nízkouhlíkové oceli (zkouška č.4)

Označení	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	V	Al
	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%
NS	0,04	1,12	0,40	0,013	0,03	0,05	0,05	0,05	0,01	<0,01	0,033

4.5 Tavba zkoušky č. 5 a 6 – duplexní ocel 1.4462

U čtvrté tavby byla na 40kg EIP tavena korozivzdorná austeniticko-feritická ocel. Z této tavby byly odlity dvě technologické zkoušky číslo 5 a 6. Obě zkoušky byly odlity z jedné pánve. Zkouška č. 5 byla odlita z teploty 1638°C, surová hmotnost odlitku je 18,5 kg. Zkouška č. 6 z teploty 1615°C, surová hmotnost odlitku 18,9 kg. Složení vsázky a výsledné chemické složení udávají Tab.4.12 ÷ 4.13. Chemická analýza byla provedena v laboratořích ŽŽAS a.s. (příloha 2)

Tab.4.12 Vsázka 4.tavba 1.4462 (zkouška č.5,6)

Vsázka	Hmotnost [kg]	Pozn.
1.4462	39,5	
CaSiMn	0,12	dezoxidace, do pánve 3kg/t
celkem	39,5	

Tab.4.13 Chemické složení oceli 1.4462 (zkouška č.5,6)

Označení	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	V	Al
	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%
1.4462	0,03	0,93	0,75	0,026	0,011	21,4	6,00	0,09	3,13	0,05	0,005

V rámci celého experimentu bylo odlito 13 zkušebních odlitků o celkové surové hmotnosti 215kg. Pro přehlednost jsou základní údaje o odlitcích seřazeny v Tab.4.14. Tabulka obsahuje seznam odlitých zkušebních odlitků a jejich základní údaje (značení odlitků, typ odlitku, lící teplota, materiál odlitku). Na vzorcích odebraných z klínových odlitků byly následně provedeny trhací a vrubové zkoušky, měření mikrostruktury a makrostruktury. Na technologických zkouškách daných ocelí bylo měřeno volné smrštění a měření dosazovací vzdálenosti charakterizující sklon oceli k tvorbě ředin a staženin (viz. kap. 4.2, 4.3).

Tab.4.14 Seznam odlitků a jejich značení

Označení vzorku	Typ odlitku	Licí teplota [°C]	Materiál
1	tech.zkouška	~1603	30CH3N17G2L
1-1	klín“25“	~1603	30CH3N17G2L
1-2	klín“50“	~1603	30CH3N17G2L
1-3	klín“75“	~1603	30CH3N17G2L
1-4	klín“100“	~1603	30CH3N17G2L
2	tech.zkouška	~1524	30CH3N17G2L
2-1	klín“25“	~1524	30CH3N17G2L
2-2	klín“50“	~1524	30CH3N17G2L
2-3	klín“75“	~1524	30CH3N17G2L
2-4	klín“100“	~1524	30CH3N17G2L
3	tech.zkouška	1600	Vysokouhlíková ocel
4	tech.zkouška	1620	Nízkouhlíková ocel
5	tech.zkouška	1638	1.4462
6	tech.zkouška	1615	1.4462

4.6 Technologické vlastnosti materiálu

V rámci měření technologických vlastností bylo na všech odlitcích technologických zkoušek (č.1 až 6) provedeno měření volného smrštění, měření dosazovací vzdálenosti a sklonu oceli k tvorbě staženin. U oceli 30CH3N17G2L bylo na vzorcích odebraných z klínových zkoušek (1-1 až 1-4) a (2-1 až 2-4) provedeno měření hustoty oceli a vyhodnocení mikrostruktury a makrostruktury na základě metalografických výbrusů.

4.6.1 Hustota

Hustota oceli 30CH3N17G2L byla určena metodou dvojího vážení. Princip měření spočívá ve dvojím vážení vzorku materiálu na vzduchu a v destilované vodě o teplotě 20°C ($\rho_{\text{vody}}=0,9982 \text{ g/cm}^3$). Hustota je poté určena na základě vztahu (4.1). Zkušební vzorek byl vážen na laboratorních vahách Kern ABS s přesností $d=0,1\text{mg}$. Naměřené hodnoty a výslednou hustotu udává Tab.4.15.

$$\rho_{kov} = \frac{m_1 \cdot \rho_{voda}}{m_3 - m_2} \quad (4.1)$$

Tab.4.15 Hustota oceli 30CH3N17G2L

m1 [g]	31,9016
m2 [g]	49,7753
m3 [g]	53,7359
Hustota oceli [kg.dm ⁻³]	8,0414

4.6.2 Volné smrštění

Podstatou volného smrštění je objemová změna tekuté a tuhé fáze materiálu a změny objemu při fázových transformacích v tuhém stavu. Výsledkem těchto smrštění jsou rozměrové a tvarové změny odlitku, vznik staženin, ředin, vznik vnitřních napětí a s ním spojené nebezpečí vniku trhlin a prasklin v odlitku [14]. Znalost hodnoty smrštění daného materiálu je nejdůležitější pro výrobu modelu odlitku. Rozměry modelu jsou zvětšeny o hodnotu smrštění oceli, a tak je dosaženo výsledné požadované velikosti odlitku.

Velikost volného smrštění je stanovena na základě smrštění technologického modelu. Konkrétně změřením smrštění "jazyku" o původní délce 500mm (obr.4.7). Měření bylo provedeno posuvným měřidlem s rozměrovou přesností 0,05mm. Naměřené hodnoty a výsledné volné smrštění jsou zaznamenány v Tab.4.16.

Tab.4.16 Volné smrštění oceli 30CH3N17G2L

měření	Technologická zkouška					
	č. 1	č. 2	č. 3	č. 4	č. 5	č. 6
	Délka [mm]					
1	487,5	487,1	491,2	493,4	491,7	490,3
2	487,2	486,9	491,4	493,3	491,9	490,5
3	487,5	486,8	491,2	493,2	491,3	490,8
4	487,1	487,4	491,3	493,0	491,2	490,4
5	487,1	486,7	491,8	493,7	491,5	490,8
6	486,9	486,6	491,4	493,9	492,2	491
smrštění [%]	2,56	2,62	1,72	1,32	1,67	1,87
směrodatná odchylka +/-	0,04	0,05	0,04	0,06	0,07	0,05

Na základě naměřených hodnot je smrštění pro materiál 30CH3N17G2L v závislosti na lící teplotě $2,56 \div 2,62\%$. Velikost volného smrštění austenitické oceli je téměř o 1% vyšší než je tomu u měřených uhlíkových a duplexní oceli. Dle měření lze konstatovat, že s ohledem na rozdílné lící teploty je smrštění vysokouhlíkové a duplexní oceli rovnocenné ($1,72 \div 1,87\%$). Z měřených ocelí vykazuje nejnižší hodnoty volného smrštění nízkouhlíková ocel ($1,32\%$). Jak již bylo řečeno tyto hodnoty smrštění jsou nezbytné při návrhu modelů a modelových zařízení pro zajištění rozměrové přesnosti odlitku. U reálných odlitků dochází k tzv. brzděnému smrštění a hodnoty volného smrštění tak představují jejich limitní hodnotu. Znalost hodnoty volného smrštění však umožňuje lépe predikovat hodnoty brzděného smrštění.

4.6.3 Dosazovací vzdálenost

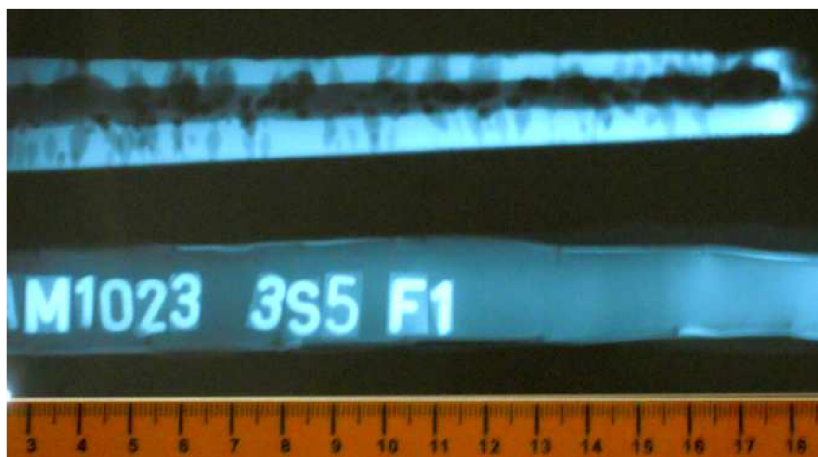
S dosazovací vzdáleností je spojena tvorba ředin v tepelné ose odlitku. K zamezení těchto vad je zapotřebí dosažení alespoň minimálního teplotního gradientu v odlitku. K dosažení vhodného teplotního gradientu je v mnohých případech nutná změna geometrie odlitku v podobě technologických přídávku. Tyto přídávky ovšem zvyšují hmotnost odlitku a náklady na jeho opracování. Znalost dosazovací vzdálenosti dané oceli umožňuje předcházet vzniku osových ředin a současně minimalizovat navýšení ceny odlitku omezením nadbytečných technologických úprav již v průběhu návrhu odlitku.

Jak již bylo naznačeno, dosazovací vzdálenost je ovlivňována tvarem dané části odlitku, licí teplotou, teplotním gradientem v kovu během tuhnutí, tepelnou akumulací formy, chemickým složením oceli a s tím spojených specifických vlastností (šířka dvoufázového pásma, tepelná vodivost, hustota, tepelná kapacita...). Při vyhodnocování a porovnávání výsledků technologické zkoušky můžeme brát řadu proměnných jako konstantní. Jako proměnné zde uvažujeme pouze licí teplotu a chemické složení oceli. Dosazovací vzdálenost oceli je určena na technologickém odlitku v části "jazyku". Směrodatná je zde délka zdravé části odlitku, která je měřena od paty "jazyku" až po oblast výskytu osových ředin respektive osovou staženinu. Kromě délky zdravé části se hodnotí i velikost ředin. Zde je pravděpodobně vhodnější navzájem porovnávat jen řediny u odlitků ze stejné slitiny.

Zkouška byla provedena na technologických odlitcích č.1 až 6. K měření a posouzení ředin byla použita prozařovací (rentgenová) metoda.

Tab.4.17 Dosazovací vzdálenost

číslo odlitku	Délka zdravé části odlitku [mm]	Poznámka
1	90	Snímky zkoušky v příloze 3
2	0	Staženiny po celé délce odlitku. Snímky zkoušky v příloze 4
3	240	
4	500	Zcela bez staženiny, masivní výskyt porezity způsobené plynem.
5	155	Snímek konce „jazyku“ obr.4.11
6	140	



Obr.4.11 osová staženina na konci „jazyku“ odlitku technologické zkoušky č.5

Na základě porovnání naměřených dosazovacích vzdáleností lze austenitickou ocel 30CH3N17G2L vyhodnotit jako materiál s velmi špatnou dosazovací vzdáleností. U odlitku č. 2 litého z nižší teploty (1524°C) nedošlo ke tvorbě vodorovné osově staženiny jako u odlitku č.1. Vznikla zde soustava svislých staženin po celé délce „jazyku“ (viz. příloha 4). Výrazně lepších dosazovacích vlastností dosáhla duplexní ocel 1.4462. U této oceli lze dobře pozorovat závislost lící teploty na dosazovací vzdálenosti. Při snížení teploty lití z 1638°C na 1615°C se dosazovací vzdálenost duplexní oceli snížila o cca 14mm (tj. o 9%). Největší dosazovací vzdálenosti dosahují uhlíkové oceli. Výsledek na odlitky č. 4 je zobrazen plynovou porezitou.

4.6.4 Tvorba staženin

Na základě velikosti staženiny lze určit součinitel stahování β , který se u vysokolegovaných ocelí pohybuje v rozmezí 6÷9%, u nízkolegovaných ocelí 5÷6%. Stahování je proces zmenšování objemu taveniny, který se ukončí s koncem krystalizace. Poté již dochází ke smršťování tj. zmenšování objemu tuhé fáze. Důsledkem stahování dochází v odlitku ke tvorbě staženin a ředin. K zabránění vzniku těchto vad je nezbytné nálitkování. Znalost součinitele stahování je potřebná pro kontrolu objemové dostatečnosti nálitku s ohledem na co nejvyšší využití tekutého kovu a zlepšení cenové bilance odlitku.

Měření velikosti staženin bylo prováděno na hlavové části technologických odlitků tzv. vylévací zkouškou. Měření spočívalo v otevření vnitřní staženiny

oddělením části vrchlíku odlitku s nálitkem. Staženina se nacházela bezprostředně pod nálitkem a byla s ním propojena. Dutina byla poté vyplněna kapalinou o nízké viskozitě, v tomto případě petrolejem. Posléze byl objem kapaliny odpovídající objemu staženiny změřen. Naměřené hodnoty udává Tab.4.18.

$$\beta = \frac{V_{st}}{V_o + V_n} \quad (4.2)$$

Jak již bylo dříve zmíněno, umístění vtoku z vrchu odlitku působí současně jako nálitek. Z tohoto důvodu je validita této zkoušky poněkud snížena. Kvůli nepřesnosti výsledku a časovým důvodům byl rozsah zkoušky omezen jen na odlitky č. 1, č. 4, č. 5 (austenitická ocel, nízkouhlíková ocel, duplexní ocel). Pro získání dostatečně přesného výsledku je zapotřebí započítat k objemu odlitku i objem nálitku a změřit objem vnitřní staženiny nálitku. Tyto hodnoty se poté dosadí do vztahu (4.2).

Tab.4.18 Velikost staženiny a součinitel stahování

Číslo odlitku	Objem staženiny V_{st} [cm ³]	Součinitel stahování β [%]
1	48	2,26
4	48	2,19
5	28	1,32

Z naměřených hodnot vyplývá, že za daných podmínek je technologická zkouška neprůkazná. Kvůli vrchnímu zavtokování vznikly v odlitku oddělené staženiny, které nejsou vzájemně propojeny. K jejich změření by bylo nutné odlitky a vtokové kúly rozřezat na více kusů. Z časových důvodů bylo od celkového vyhodnocení velikosti staženin a součinitele smrštění ustoupeno (ocel 30CH3N17G2L je špatně obrobitelný materiál). Dalším aspektem je jistá rentabilita tohoto měření. Několikrát zmíněné atypické zavtokování by neumožňovalo porovnání naměřených ocelí s jinými takto testovanými oceli. Naměřené údaje by tak nebylo možno v budoucnu použít při dalších testech.

Rozřezané odlitky byly použity pro vizuální hodnocení staženiny.

Odlitek č. 1 – ocel 30CH3N17G2L, licí teplota 1603°C

pórovitá staženina

větší část staženiny je v odlitku

objem staženiny 48 cm³

staženina obsahuje strusku

Odlitek č. 4 – nízkouhlíková ocel, licí teplota 1620°C

rovnoměrná staženina

většina staženiny je v odlitku

objem staženiny 49 cm³

Odlitek č. 5 – ocel 1.4462, licí teplota 1638°C

rovnoměrná staženina

staženina v části odlitku mělká (předpoklad druhé staženiny v odlitku)

ve vtokovém kůlu dlouhá osová staženina

objem staženiny 28 cm³



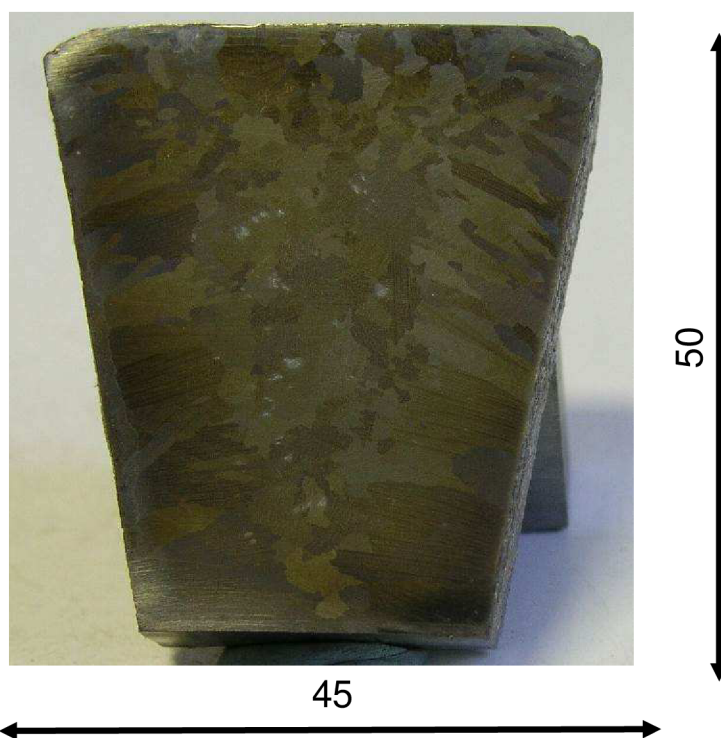
Obr.4.12 Rozříznutá staženina, Technologický odlitek č. 5

4.6.5 Metalografický rozbor I. (laboratoře ŽŽAS a.s.)

V rámci testování materiálu byl proveden metalografický rozbor mikrostruktury a makrostruktury oceli 30CH3N17G2L v litém stavu. Analýzy byly provedeny ze vzorku odebraného z odlitku (1-1 až 1-4) a (2-1 až 2-4). Pro zvýraznění zrn austenitické struktury byl povrch vzorků leptán přípravkem BERAHA II. Tato část metalografického rozboru byla provedena v laboratořích ŽŽAS a.s. Hodnocení vzorků je provedeno na základě zprávy vypracované Ing. J. Novákem (ŽŽAS a.s.).

Makrostruktura

Jak již bylo výše uvedeno, vzorky byly leptány přípravkem BERAHA II. Na plochách výbrusů jsou patrná hrubá a nerovnoměrná zrna a také znaky licí struktury.

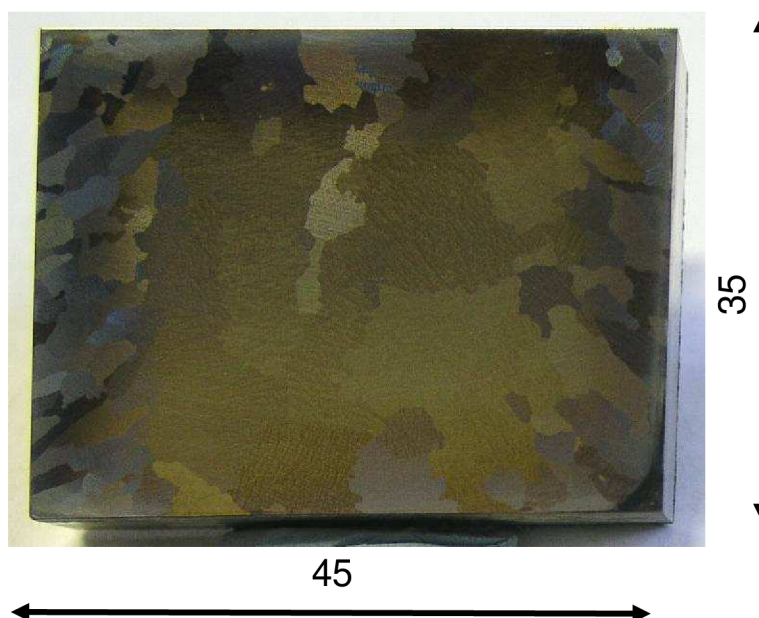


Obr.4.13 **Vzorek 1-1** makroskopická struktura oceli 30CH3N17G2L

Vzorek 1-1 na obr.4.13 byl odebrán z odlitku 1-1 (tloušťka stěny klínového odlitku 25mm, licí teplota 1603°C). Vzorek byl odebrán z hlavové části odlitku. Po obvodu stěn je jasně patrná licí struktura, která se ve spodní části téměř dotýká. Na základě tohoto můžeme usoudit, že u odlitků se stěnou 25 mm a

menší se za těchto podmínek bude v oceli vyskytovat výhradně licí struktura. Toto tvrzení je patrné na snímku metalografickým výbrusem obr.4.27 a), který byl odebrán ve spodní části odlitku 1-1 v osové oblasti. Na snímku lze pozorovat rozhraní licí hrubozrnné struktury s jemnozrnnější osovou strukturou.

Vzorek 1-2 (obr.4.14) byl odebrán z odlitku 1-2 (tloušťka stěny klínového odlitku 50 mm, licí teplota 1603°C). Po svislých stranách výbrusu je patrná licí struktura, která zasahuje 10 ÷ 15mm do odlitku. V osové části se nachází nerovnoměrná hrubozrnná struktura.



Obr.4.14 **Vzorek 1-2** makroskopická struktura oceli 30CH3N17G2L

Vzorek 1-3 (obr.4.15) byl odebrán z odlitku 1-3 (tloušťka stěny klínového odlitku 75 mm, licí teplota 1603°C). Odebraný vzorek obsahuje pouze nerovnoměrná hrubá zrna.

Vzorek 1-4 (obr.4.16) byl odebrán z odlitku 1-4 (tloušťka stěny klínového odlitku 100 mm, licí teplota 1603°C). Struktura je tvořena nerovnoměrnými hrubými zrny. Zrna v této části odlitku dosahují velikosti až 35x17 mm.



35

58

Obr.4.15 **Vzorek 1-3** makroskopická struktura oceli 30CH3N17G2L

50

50

Obr.4.16 **Vzorek 1-4** makroskopická struktura oceli 30CH3N17G2L

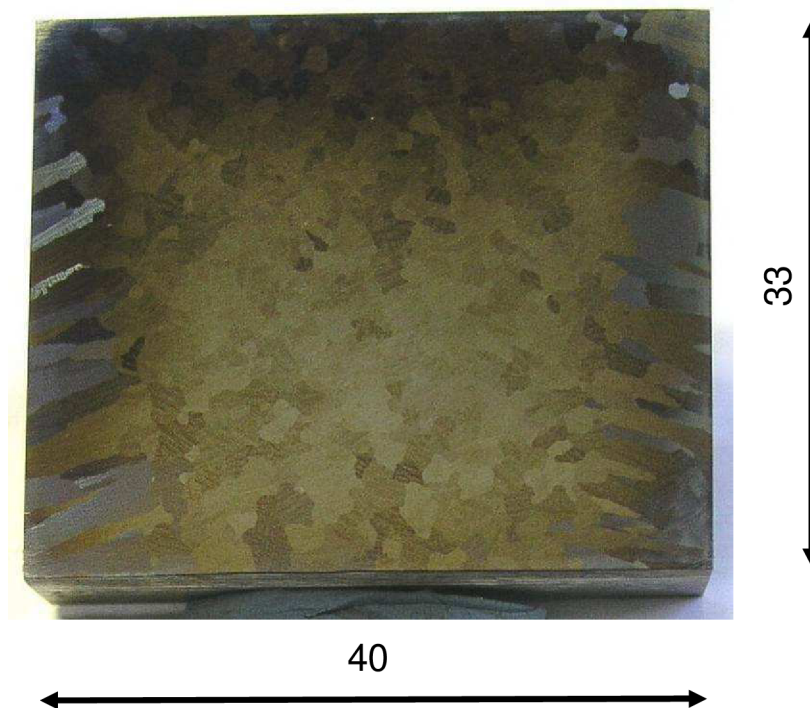
Vzorek 2-1 (obr.4.17) byl odebrán z odlitku 2-1 (tloušťka stěny klínového odlitku 25 mm, licí teplota 1524°C). Vzorek byl odebrán ze stejné části odlitku jako vzorek 1-1. Je zde patrný vliv nižší licí teploty na strukturu. Výsledná struktura má rovnoměrnější charakter. Licí struktura je jemnozrnnější a nezasahuje do takové hloubky jako u odlitku 1-1.



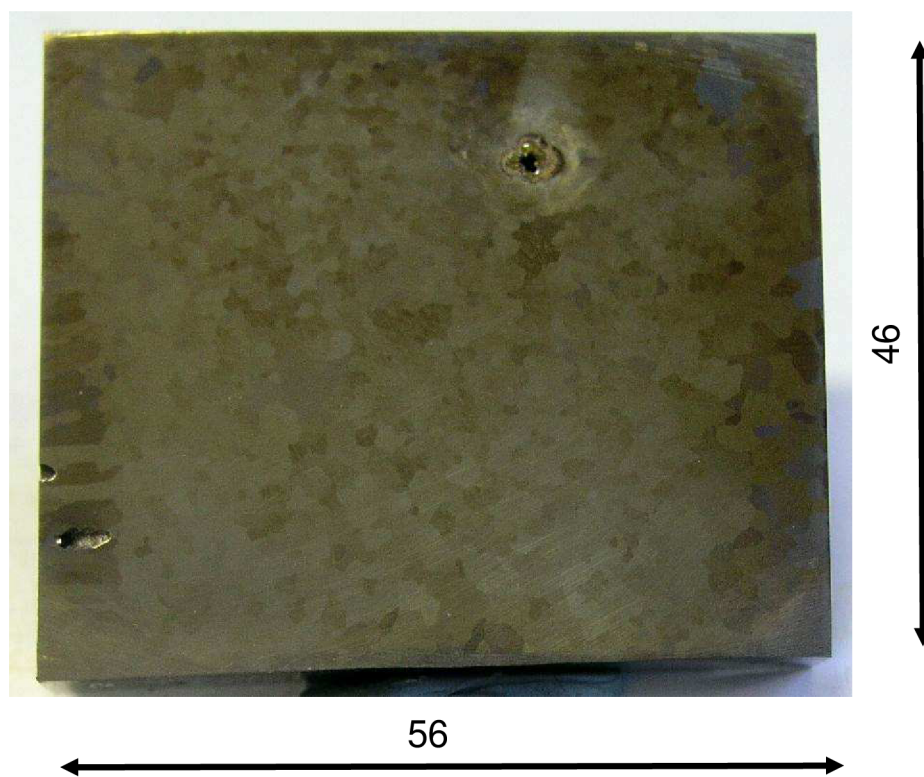
Obr.4.17 **Vzorek 2-1** makroskopická struktura oceli 30CH3N17G2L

Vzorek 2-2 (obr.4.18) byl odebrán z odlitku 2-2 (tloušťka stěny klínového odlitku 50 mm, licí teplota 1524°C). Struktura je tvořena rovnoměrnými zrny, po svislých hranách jsou patrné kolumnární krystaly. Oproti vzorku 1-2 je celková struktura jemnozrnnější.

Vzorek 2-3 (obr.4.19) byl odebrán z odlitku 2-3 (tloušťka stěny klínového odlitku 75 mm, licí teplota 1524°C). Celá struktura je tvořena rovnoměrnými zrny, v levém dolním rohu jsou opět patrná kolumnární krystaly. Při srovnání se vzorkem 1-3 je opět patrný vliv nižší licí teploty na jemnozrnnější strukturu odlitku.



Obr.4.18 **Vzorek 2-2** makroskopická struktura oceli 30CH3N17G2L



Obr.4.19 **Vzorek 2-3** makroskopická struktura oceli 30CH3N17G2L

Vzorek 2-4 (obr.4.20) byl odebrán z odlitku 2-4 (tloušťka stěny klínového odlitku 100 mm, lící teplota 1524°C). Na spodní a levé svislé straně je patrná lící struktura. Vnitřní strukturu tvoří rovnoměrná zrna, která se směrem do středu odlitku zjemňují.



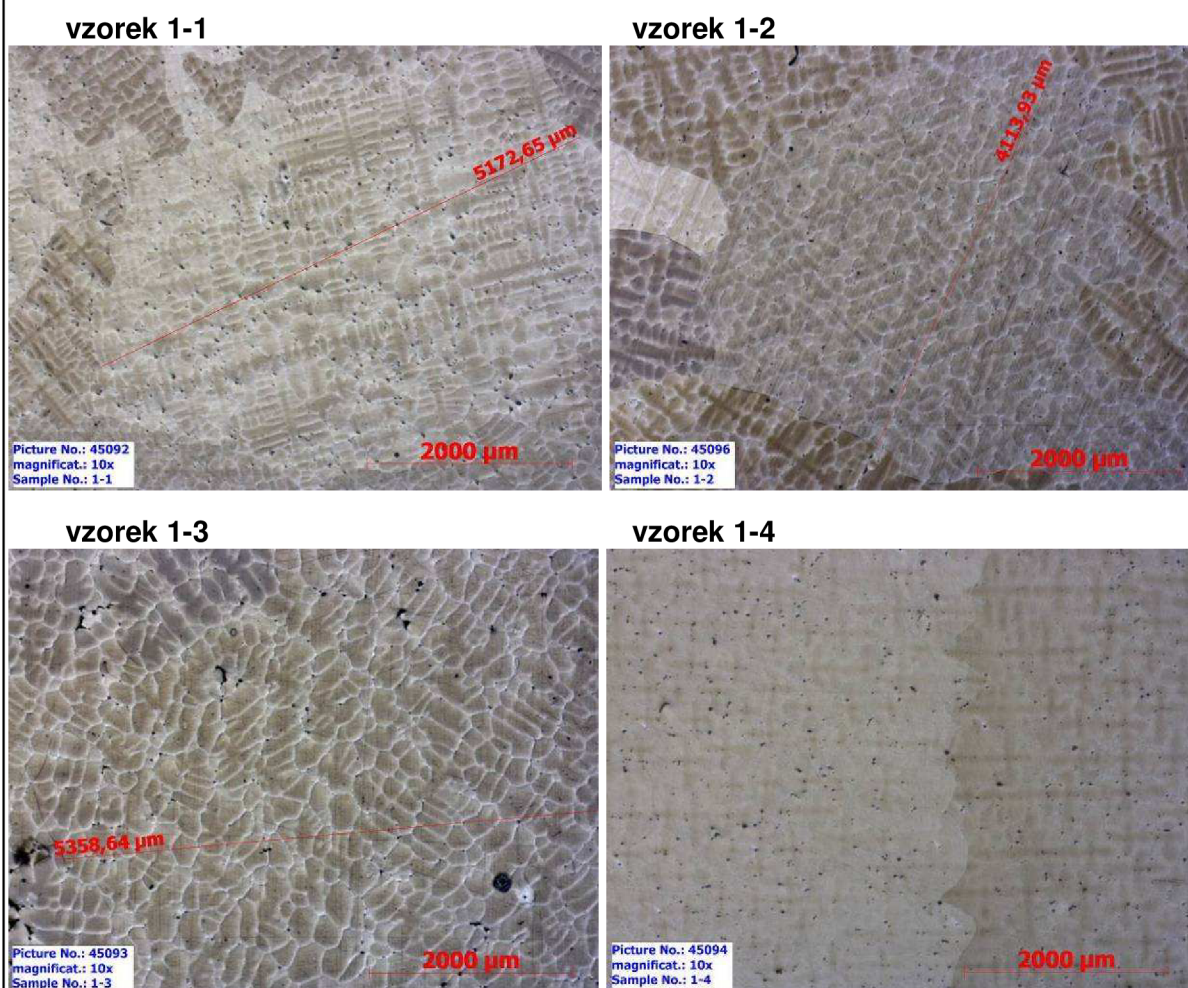
Obr.4.20 **Vzorek 2-4** makroskopická struktura oceli 30CH3N17G2L

Na snímcích makrostruktury vzorků 1-1 až 2-4 lze pozorovat jednoznačný vliv lící teploty na strukturu odlitku. Struktura všech vzorků z odlitků litých za nižší teploty (1524°C) je tvořena rovnoměrnými zrny s jemnozrnnější strukturou ve srovnání se vzorky z odlitků litých z vyšší teploty (1603°C). Vliv tloušťky stěny odlitku na strukturu se nejvíce projevuje u odlitků řady č. 1 (lící teplota 1603°C). Jak již bylo výše řečeno, kolumnární krystaly zasahují 10 ÷ 15 mm pod povrch odlitku. Při tloušťce stěny do 25 mm je odlitek tvořen z větší části pouze kolumnárními krystaly. Při tloušťce stěny nad 25mm dochází k výraznému hrubnutí zrna (při tloušťce stěny 100mm jsou rozměry zrna až 35x17mm) a tvorbě nerovnoměrné struktury. U odlitků řady č. 2 litých z nižší teploty (1524°C) nemá tloušťka stěny odlitku tak výrazný vliv jako u předešlých

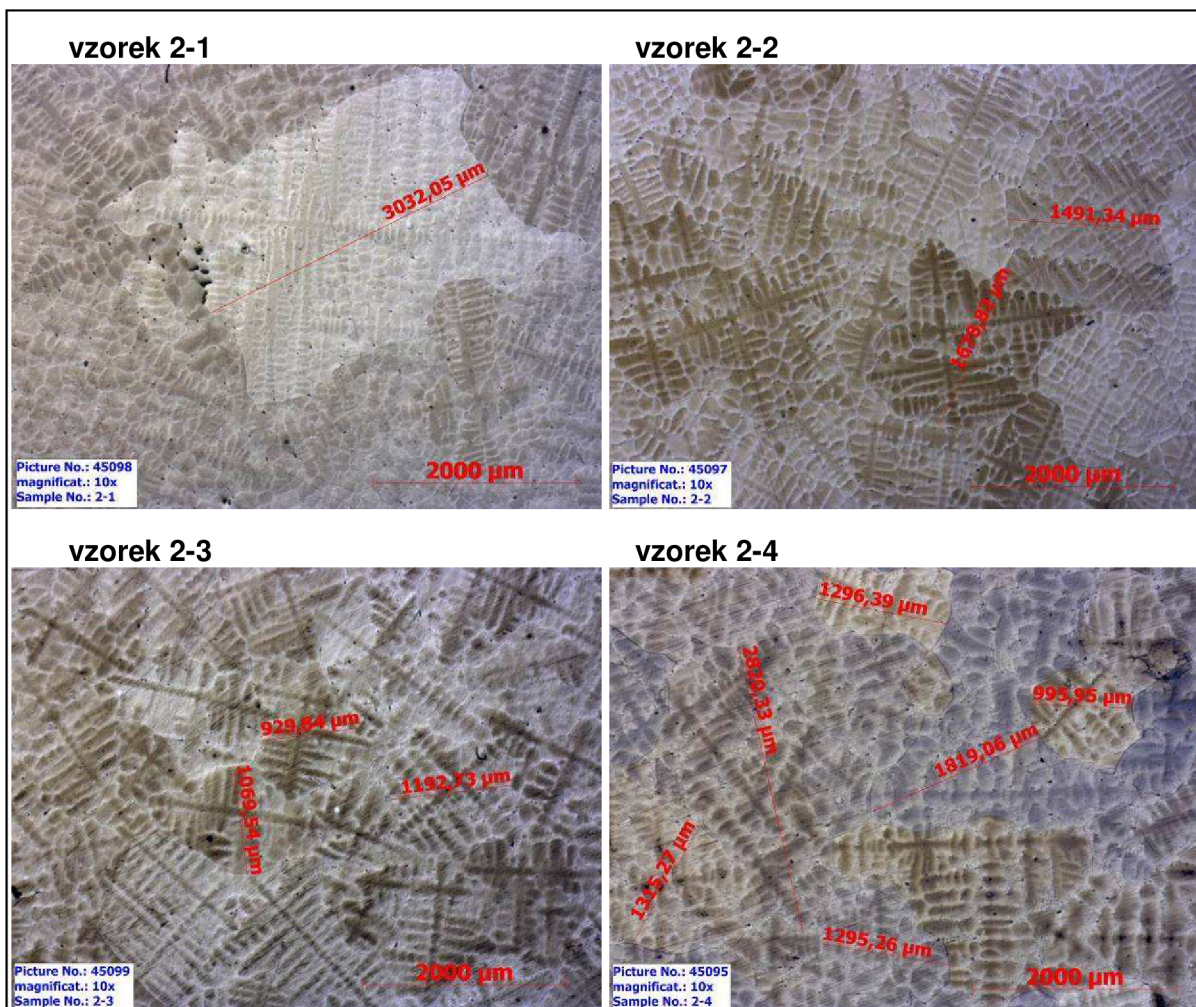
odliték. Licí struktura zasahuje do hloubky cca 10mm a je tvořena kolumnárními zrny. Zbytek odlitku tvoří jemnozrnná rovnoosá struktura (ve srovnání s řadou 1.), která se zvětšující tloušťkou stěny zjemňuje.

Mikrostruktura

Vzorky (1-1 až 1-4) a (2-1 až 2-4) z oceli 30CH3N17G2L v litém stavu. Na výbrusech je patrna austenitická struktura, nerovnoměrné hrubé zrno s viditelnými dendrity. Na sérii snímků (obr.4.21) je zachycena struktura s 10 násobným zvětšením. Na obr.4.22 ÷ 4.25 jsou snímky vzorků 1-1; 1-4; 2-1; 2-4 při zvětšení 100x a 500x. Účelem je posouzení vlivu tloušťky stěny odlitku při stejné licí teplotě na tvorbu vměstků a karbidů v zrnech a na hranicích zrn.

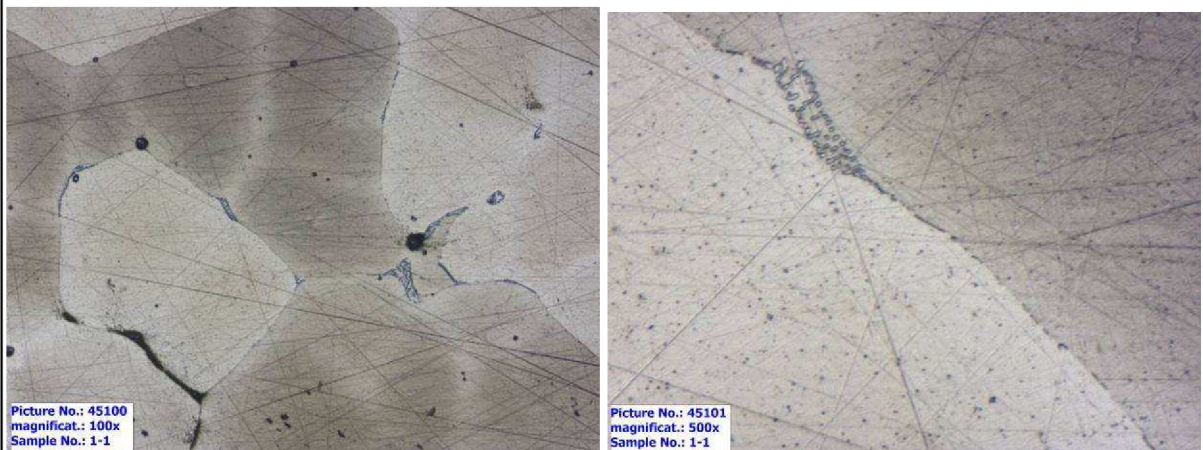


Obr.4.21 a) mikrostruktura oceli 30CH3N17G2L (zvětšeno 10x)



Obr.4.21 b) mikrostruktura oceli 30CH3N17G2L (zvětšeno 10x)

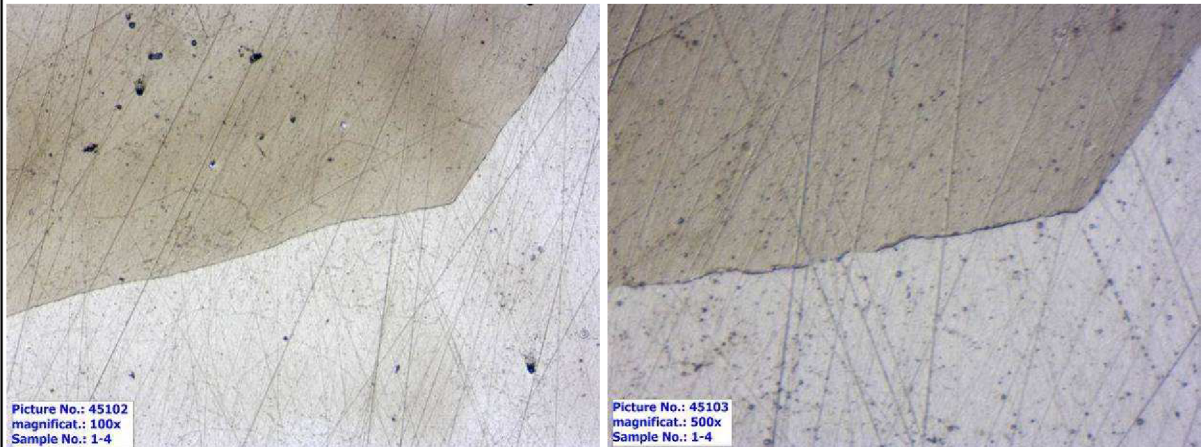
Na základě snímků mikrostruktury na obr.4.21 lze popsat stejný proces, který je popsán u makroskopického pozorování. Struktura odlitků řady 1. (licí teplota 1603°C) je tvořena hrubozrnnými nerovnoměrnými zrny. Tento jev je výraznější s rostoucí tloušťkou stěny odlitku. Struktura odlitků řady 2. (licí teplota 1524°C) je oproti řadě 1. tvořena rovnoměrnějšími zrny s jemnější strukturou. Se zvětšující se tloušťkou odlitku se struktura dále zjemňuje. Na snímcích mikrostruktury na obr.4.21 jsou dobře viditelné dendrity.



Obr.4.22 **Vzorek 1-1** mikrostruktura oceli 30CH3N17G2L (zvětšení 100x a 500x)

VZOREK 1-1 (Obr.4.22) klínový odlitek 1-1 (tl.= 25mm; licí teplota 1603°C)

Austenitická struktura, hrubé a nerovnoměrné zrnó. Po hranicích zrn austenitu jsou vyloučené karbidy, místy se tvoří i větší shluky karbidů na hranicích zrn.



Obr.4.23 **Vzorek 1-4** mikrostruktura oceli 30CH3N17G2L (zvětšení 100x a 500x)

VZOREK 1-4 (Obr.4.23) klínový odlitek 1-4 (tl.= 100mm; licí teplota 1603°C)

Austenitická struktura, velmi hrubé (hrubší, než u vzorku 1-1) a nerovnoměrné zrnó. Po hranicích zrn austenitu jsou místy vyloučené jemné karbidy.



Obr.4.24 **Vzorek 2-1** mikrostruktura oceli 30CH3N17G2L (zvětšení 100x a 500x)

VZOREK 2-1(Obr.4.24) klínový odlitek 2-1 (tl.= 25mm; lící teplota 1524°C)

Austenitická struktura, méně hrubé a více rovnoměrné zrn, než v případě vzorku 1-1. Po hranicích zrn austenitu jsou vyloučené karbidy, místy se tvoří i větší shluky karbidů na hranicích zrn.



Obr.4.25 **Vzorek 2-4** mikrostruktura oceli 30CH3N17G2L (zvětšení 100x a 500x)

VZOREK 2-4(Obr.4.25) klínový odlitek 2-4 (tl.= 100mm; lící teplota 1524°C)

Austenitická struktura, méně hrubé (jemnější, než u vzorku 2-1) a více rovnoměrné zrn, než v případě vzorku č. 1-4. Po hranicích zrn (ale i uvnitř zrn) austenitu jsou vyloučené karbidy, místy se tvoří i větší shluky karbidů na hranicích zrn.

Na základě těchto snímků nebylo možné určit jaký je vliv licí teploty a tloušťky stěny odlitku na vznik karbidů, z tohoto důvodu bylo provedeno další měření mikrostruktury. Toto měření již bylo provedeno na VUT FSI (viz kap.4.6.6)

4.6.6 Metalografický rozbor II. (VUT – FSI)

Druhý metalografický rozbor byl proveden v kooperaci oboru slévárenství a ústavu materiálového inženýrství. Metalografická analýza byla provedena ze vzorků odebraných ze závitových hlav trhacích tyčí (1-1 ÷ 1-4) a (2-1 ÷ 2-4) (obr.4.32 a 4.33). Bylo tak celkem vyrobeno 8 metalografických vzorků.

Důvodem druhého metalografického rozboru bylo stanovení nedostatečných hodnot mechanických vlastností při tahových zkouškách. Na základě metalografického rozboru bylo provedeno hodnocení velikosti zrn v závislosti na licí teplotě a tloušťce stěny odlitku. Dále byl proveden rozbor množství karbidů na hranicích zrn a měření chemického složení karbidů a vmětku na elektronového mikroskopu metodou EDAX.

Postup přípravy vzorku zahrnoval zalisování vzorků do dentacrylové pryskyřice na lisovacím stroji (při tlakové síle 20kN ohřev na 180°C a následné ochlazení, doba ohřev/chlazení = 7min/3min). Broušení a leštění vzorků bylo provedeno v osmi krocích na preparačním zařízení LaboPol-5 firmy Struers (obr.4.26).



Obr.4.26 LaboPol-5, firma Struers

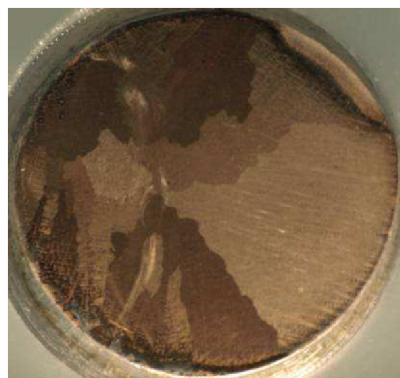
Během kroku 1. až 4. probíhalo broušení na brusných kotoučích, a to až po zrnitost 1200 μm (omývání vodou). V kroku 5. až 7. bylo provedeno leštění vzorků na leštících kotoučích s dávkováním brusné pasty (9 μm ; 3 μm ; 1 μm). Pro usnadnění leptání a získání lepší kvality naleptaného povrchu byla v 8. kroku použita oxidická leštící suspenze (chemicky aktivní s povrchem broušeného materiálu). Při následném leptání bylo v první fázi použito leptadlo Viella-Bain 5+5 (5ml kys. hydrochloridové + 5g kys. pikrové). Toto leptadlo nezajistilo požadované zvýraznění zrn austenitu. Konečného zviditelnění struktury bylo dosaženo pomocí leptadla Mabel (4g síran měďnatý, 20ml H₂O, 20ml HCl) po předchozím zařazení kroku 8. Jak bylo uvedeno výše, na základě těchto metalografických výbrusů bylo provedeno měření střední velikosti zrna, hodnocení množství karbidů na hranicích zrn a analýza karbidů a vměstků metodou EDAX.

Střední velikost zrna

Na základě výbrusů bylo provedeno porovnání a určení střední velikosti austenitického zrna oceli 30CH3N17G2L. Cílem měření bylo potvrzení vlivu doby tuhnutí (licí teplota a tloušťka stěny odlitku) na velikost primárního austenitického zrna.

Vzhledem k hrubozrnnosti austenitických zrn bylo toto měření provedeno na stereolupě. K vyhodnocení měření byla použita upravená metoda počítání zrn. Plocha měření vzorku byla vymezena středním průměrem závitů závitové hlavy d_2 , která je pro závit M16x3 $d_2=14,7\text{mm}$. Výsledek měření viz. Tab.4.19.

Jak je vidět z výsledků v Tab.4.19 a obr.4.27 počet zrn neodpovídá předpokládanému výsledku, tj. se zvětšující se tloušťkou stěny odlitku roste rovnoměrně velikost austenitického zrna. Vzhledem k velikosti austenitických zrn nemají vzorky pro získání validního měření dostatečnou plochu. Směrodatné jsou zde proto makroskopické snímky z předešlé kapitoly (viz. kap.4.6.5, obr.4.13 ÷ 4.20). Nicméně i při tomto měření je možné posoudit vliv licí teploty na rovnoměrnost zrna, kdy při nižší licí teplotě (1524 $^{\circ}\text{C}$) je dosaženo rovnoměrněji zrnité austenitické struktury než za vyšší licí teploty (1603 $^{\circ}\text{C}$).



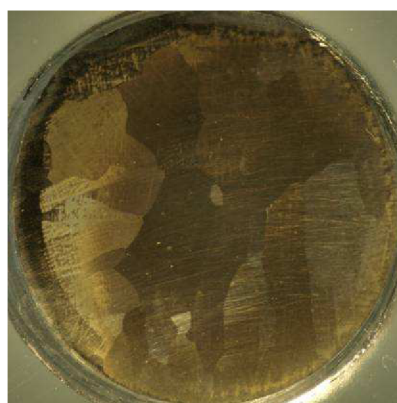
a) vzorek 1-1



b) vzorek 1-4



c) vzorek 2-3



d) vzorek 2-4

Obr.4.27 Snímky výbrusů závitových hlav tahových zkoušek, d=14,7mm

Pozn. Světlé stíny na snímcích b,c nejsou světelné odlesky, pravděpodobně se jedná o plastickou deformaci materiálu (viditelná až po naleptání materiálu).

Tab.4.19 Střední velikost zrna

Vzorek	Počet zrn [ks]	Střední velikost zrna [mm ²]	Pozn.
1-1	12	14,143	obr.4.27 a)
1-2	20	8,486	
1-3	37	4,587	
1-4	4	42,429	obr.4.27 b)
2-1	57	2,977	
2-2	31	5,475	
2-3	37	4,587	obr.4.27 c)
2-4	39	4,352	obr.4.27 d)

Množství karbidů na hranicích zrn

Určení karbidů na hranicích zrn bylo prováděno při zvětšení 500x. Pro hodnocení množství karbidů na hranicích zrn byla použita bodová stupnice 0 až 4. Kdy stupeň 0 znamená žádné karbidy na hranicích zrn a stupeň 4 souvislá linie karbidů na hranicích zrn. Výsledné hodnocení viz. Tab.4.20.

Tab.4.20 Množství karbidů na hranicích zrn

Vzorek	Stupeň	Pozn.
1-1	0÷4	tl.=25mm; T = 1603°C
1-2	2÷3	tl.=50mm; T = 1603°C
1-3	1÷3	tl.=75mm; T = 1603°C
1-4	3	tl.=100mm; T = 1603°C
2-1	0÷1	tl.=25mm; T = 1524°C
2-2	0÷3	tl.=50mm; T = 1524°C
2-3	0÷2	tl.=75mm; T = 1524°C
2-4	2÷3	tl.=100mm; T = 1524°C

Jak je patrné z Tab.4.20 množství karbidů na hranicích zrn není stejnoměrné a v rámci vzorku se na rozhraní zrn značně liší. Na základě tohoto měření lze soudit, že licí teplota a tloušťka stěny odlitků (doba tuhnutí) nemá zásadní vliv na množství karbidů. Pro příklad je v příloze 5 a) až c) uvedena část metalografických snímků.

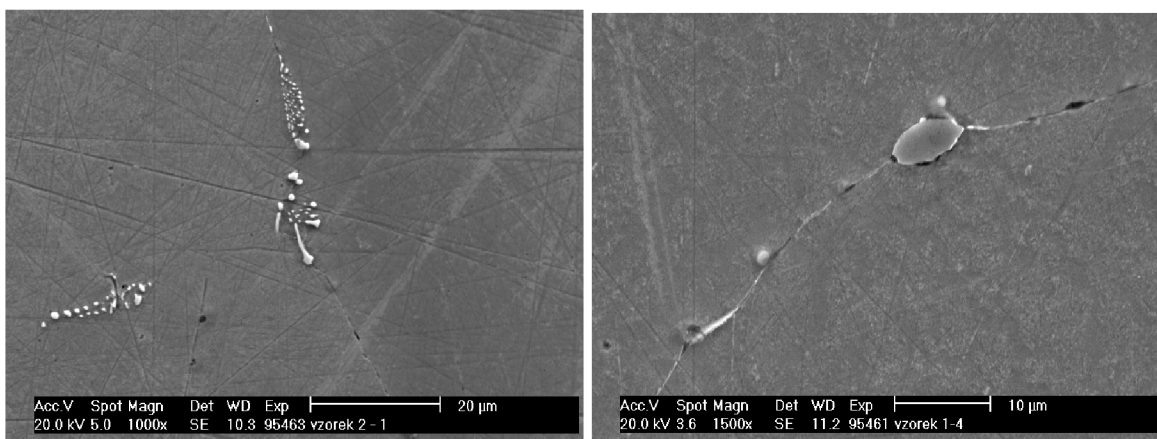
4.6.7 Chemické složení vměstků

V rámci měření mikrostruktury byla provedena i klasifikace vměstků v zrnech. Měření bylo provedeno na elektronovém mikroskopu MICROSPEC WDX 400 metodou EDAX. Měření bylo zaměřeno na karbidové vměstky na hranicích zrn. Důvodem je jejich pravděpodobný vliv na požadované mechanické vlastnosti oceli (viz kap. 4.7). Měření bylo provedeno na vzorcích s nejdelší a nejkratší dobou tuhnutí tj. vzorek 1-4 (tl.= 100mm, licí teplota 1603°C) a 2-1 (tl.= 25mm, licí teplota 1524°C). Kro mě karbidů se v matici

nachází i oxidické a sulfidické vměstky a to jak uvnitř zrna, tak na jeho hranicích jak je patrné i z předchozích metalografických snímků.

Karbidy

Záměrem bylo zjistit, zda se jedná o jednosložkové nebo komplexní karbidy a jaké je jejich chemické složení. Vzhledem k vysokému obsahu uhlíku v této oceli (0,3%C) byl kromě karbidů typu $M_{23}C_6$ předpokládán výskyt karbidů typu M_7C_3 , které budou tvořeny převážně chrómem (tj. karbidy $Cr_{23}C_6$ a Cr_7C_3). Chemické složení karbidů vyloučených v zrnech a na jejich hranicích bylo poněkud překvapující. Hlavní složkou zde byl niob, kterého je v dané oceli 0,06%Nb. Prvky jako Cr, Mn, Ni, Fe jsou v karbidech obsaženy v nižších koncentracích (viz. příloha 6). V samotné matici není Nb obsažen vůbec, všechen niob je tudíž vyloučen v podobě karbidu a případně jiných vměstků.

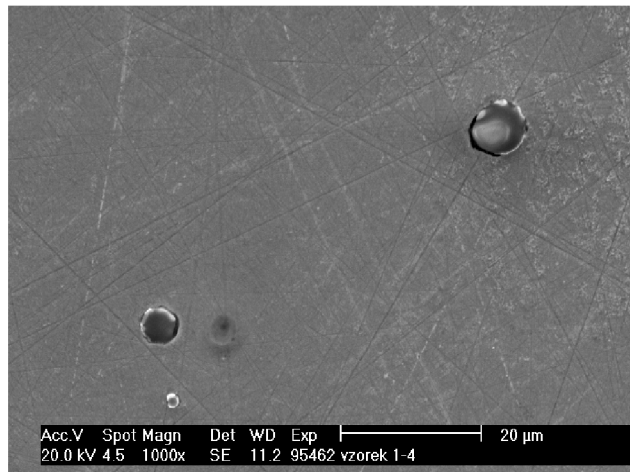


Obr.4.28 Karbidické vměstky uvnitř zrna a na jeho hranicích.

Stejného výsledku měření bylo dosaženo u obou měřených vzorků a to jak z pohledu chemického složení tak četnosti výskytu a tvaru karbidů. Na základě tohoto lze předběžně soudit, že doba tuhnutí nemá zásadní vliv na tvorbu těchto karbidů. Tento výsledek se shoduje s předešlou mikroskopickou analýzou množství karbidů na hranicích zrn.

Oxidy

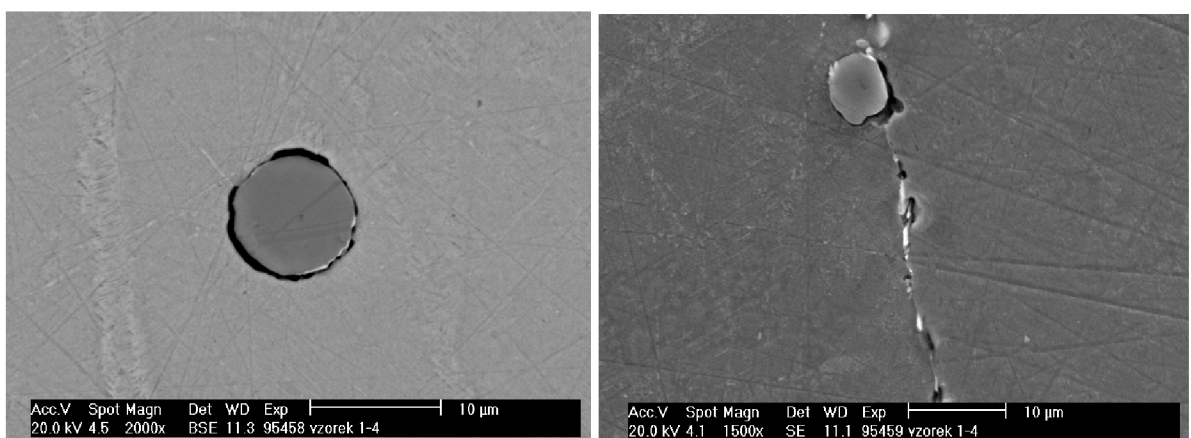
Naměřené oxidy jsou komplexního charakteru obsahující hlavně Al, Si, Ca, Fe bez obsahu Nb (viz příloha 7). Jejich výskyt je u obou vzorků převážně uvnitř zrn austenitu (obr.4.29).



Obr.4.29 oxidické vměšky

Sulfidy

Ocel obsahuje sulfidy MnS (atomový poměr 1:1), obálka sulfidu obsahuje Mo (viz příloha 8). Sulfidy se opět vyskytují u obou vzorků a to jak na hranicích tak uvnitř zrna (obr.4.30).



Obr.4.30 sulfidy v matrici a na hranici zrn

4.7 Mechanické vlastnosti v litém stavu

Mechanické zkoušky byly provedeny na vzorcích odebraných z klínových odlitků (1-1 ÷ 1-4) a (2-1 ÷ 2-4) oceli 30CH3N17G2L v litém stavu. V rámci zkoušek mechanických vlastností byly provedeny zkoušky tahem a zkoušky vrubové houževnatosti.

4.7.1 Zkouška tahem

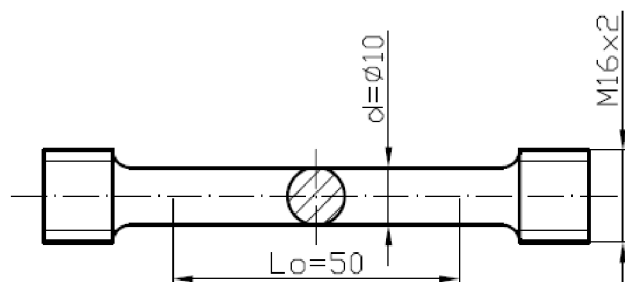
Z každého klínového odlitku z oceli 30CH3N17G2L v litém stavu (1-1 až 1-4) a (2-1 až 2-4) byl odebrán jeden vzorek o rozměrech 25x25x120. Číselné označení vzorků se shoduje s označením odlitků, ze kterého byl odebrán. Z odlitků 1-4 a 2-4 byly odebrány dva vzorky (vzorky odebrány ze středu odlitku jsou označené písmenem S). Hranoly byly následně obrobeny na válcovou zkušební trhací tyč se závitovou hlavou (obr.4.31). Část hodnot naměřených v průběhu trhací zkoušky obsahuje Tab.4.21 (kompletní tabulku výsledných hodnot obsahuje příloha 9). Požadované mechanické vlastnosti oceli 30CH3N17G2L jsou obsaženy v Tab.4.22.

Tab.4.21 Tahová zkouška oceli 30CH3N17G2L

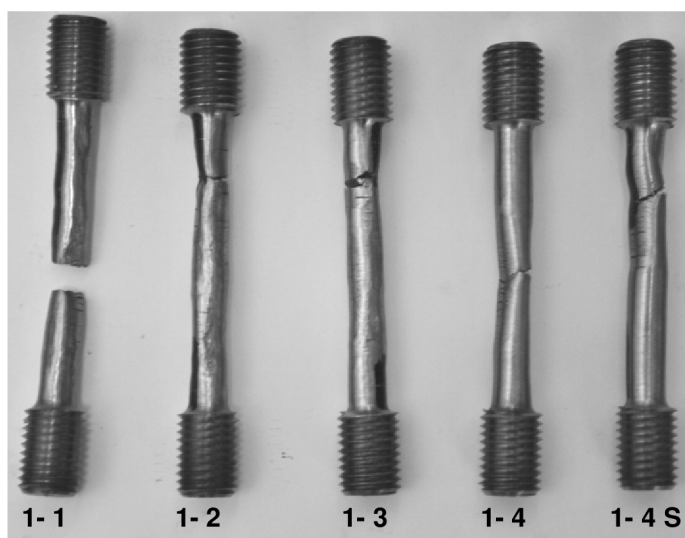
Zkouška	Číslo vzorku	E	Rp0.2	Fmax	Rm	A5	Z
		Gpa	MPa	N	MPa	%	%
1	1-1	165,76	178	25720	325	16,5	29,0
2	2-1	184,17	189	31064	391	20,4	25,0
3	1-2	129,08	171	25464	320	22,4	27,6
4	1-3	133,12	175	24568	310	19,4	24,6
5	2-2	167,84	182	28344	357	20,8	25,1
6	2-3	132,75	180	27546	348	19,0	24,1
7	1-4	147,54	161	17087	215	17,8	26,8
8	2-4	177,95	186	26418	335	20,0	24,3
9	1-4 S	239,22	176	21298	269	17,0	26,8
10	2-4 S	180,74	188	29551	372	18,9	21,7

Tab.4.22 Požadované fyzikální vlastnosti oceli 30CH3N17G2L

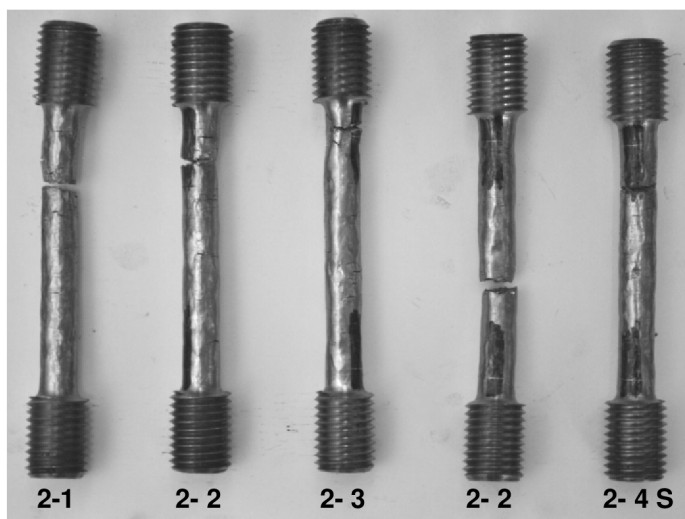
smluvní mez kluzu Rp _{0,2} [MPa]	přechodný odpor R _B [Mpa]	tažnost A ₅ [%]	kontrakce Z [%]
Minimální hodnota			
186	372	15	20



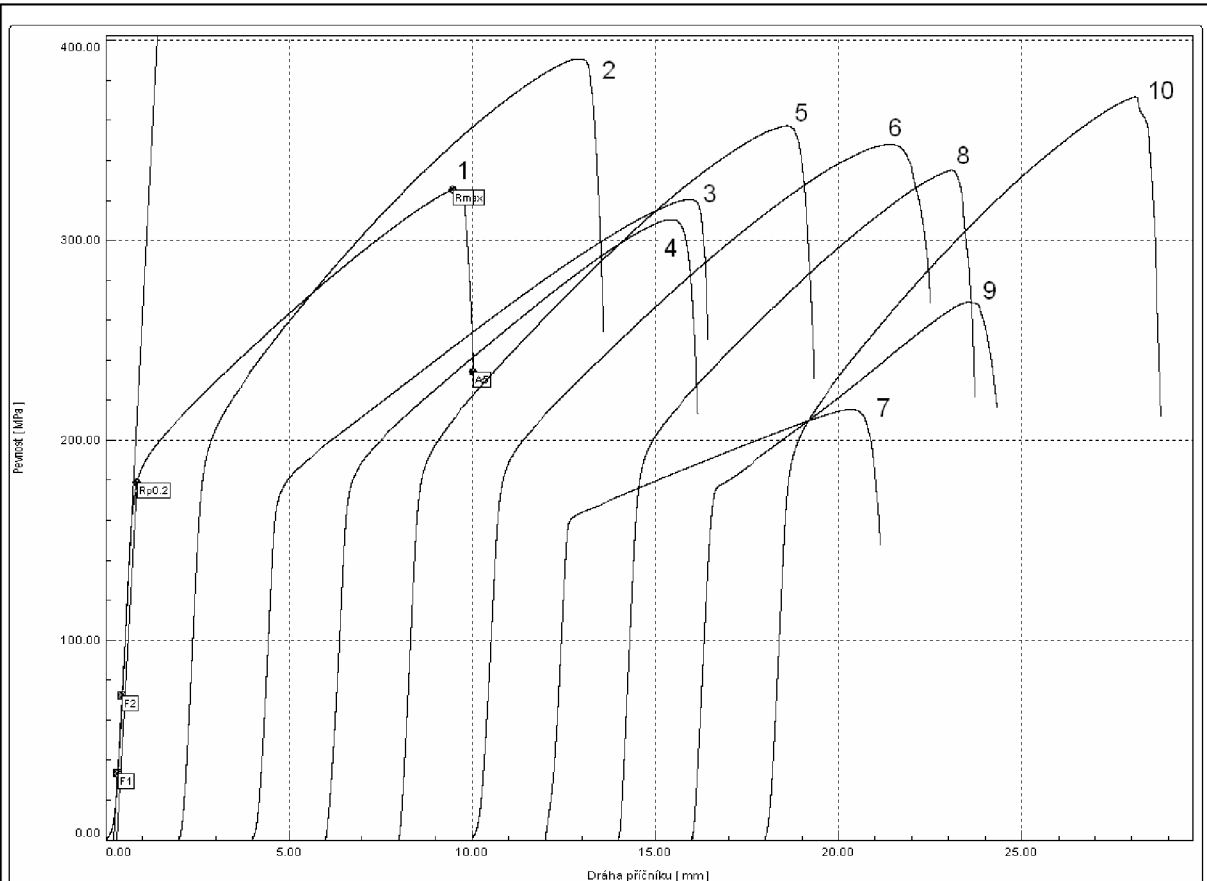
Obr.4.31 Zkušební válcová tyčka se závitovou hlavou pro zkoušku tahem



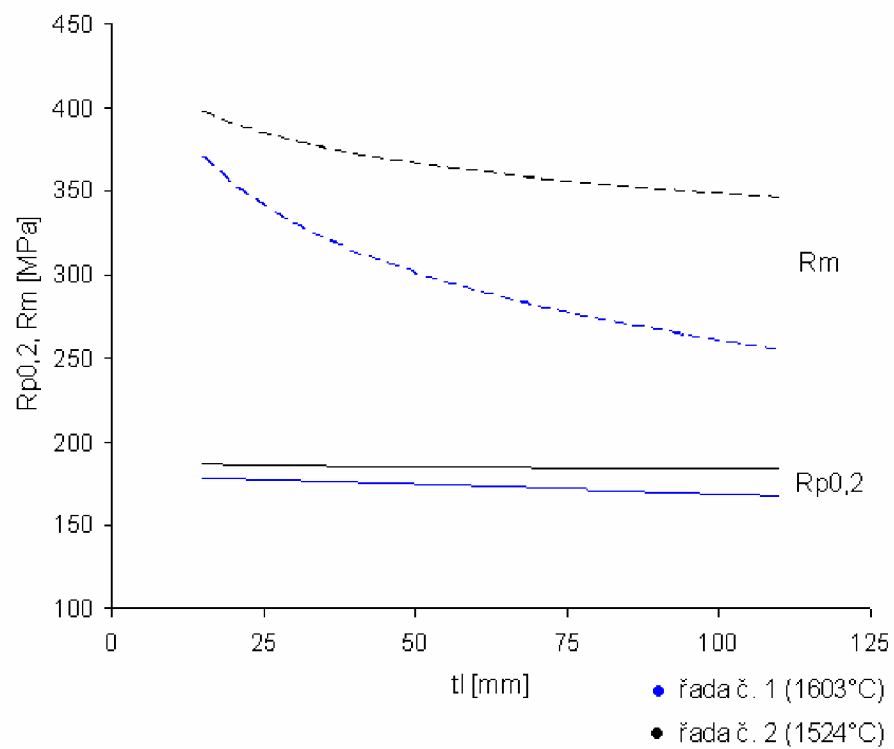
Obr.4.32 Zkušební tyčky po tahové zkoušce (sada č.1)



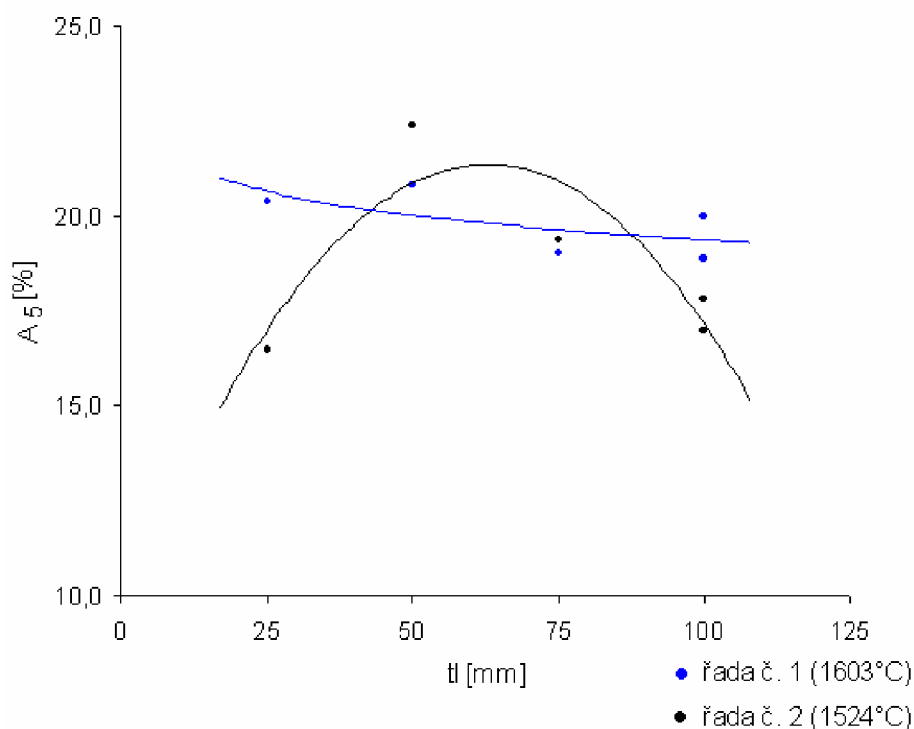
Obr.4.33 Zkušební tyčky po tahové zkoušce (sada č.2)



Obr.4.34 Tahový diagram oceli 30CH3N17G2L



Obr.4.35 Závislost meze pevnosti a meze kluzu na tloušťce stěny odlitku a lící teplotě.



Obr.4.36 Závislost tažnosti na tloušťce stěny odlitku a licí teplotě.

Testovaná ocel 30CH3N17G2L nedosáhla při měření pevnosti požadovaných hodnot meze kluzu a meze pevnosti. Požadované hodnoty tažnosti a kontrakce byly splněny. Z naměřených hodnot a diagramu obr.4.35 je patrné, že vliv doby tuhnutí (licí teplota a tloušťka stěny) na mez kluzu je u tohoto materiálu minimální. U naměřených hodnot meze pevnosti je viditelný znatelný pokles. Převážný vliv zde má licí teplota, s jejímž zvyšováním se snižují mechanické vlastnosti. Tažnost ocele vyhovuje požadovaným podmínkám ve všech bodech obr.4.36. U odlitků litých z vyšší teploty (1603°C) není tažnost výrazně závislá na tloušťce stěny. Křivka tažnosti odlitků litých z nižší teploty (1524°C) má konkávní charakter s maximem mezi 50 a 75 mm tloušťky stěny.

Z diagramu obr.4.35 je patrné, že zvýšení meze kluzu $R_{p0,2}$ na požadovanou hodnotu nedocílíme změnou licí teploty. Navýšení mechanických vlastností na požadovanou hodnotu by mohlo být docíleno rovnoměrnější strukturou zrn. Docílení rovnoměrnější struktury pomocí tepelného zpracování není možné ze dvou důvodů: 1.odlitek je požadován v litém stavu, 2.

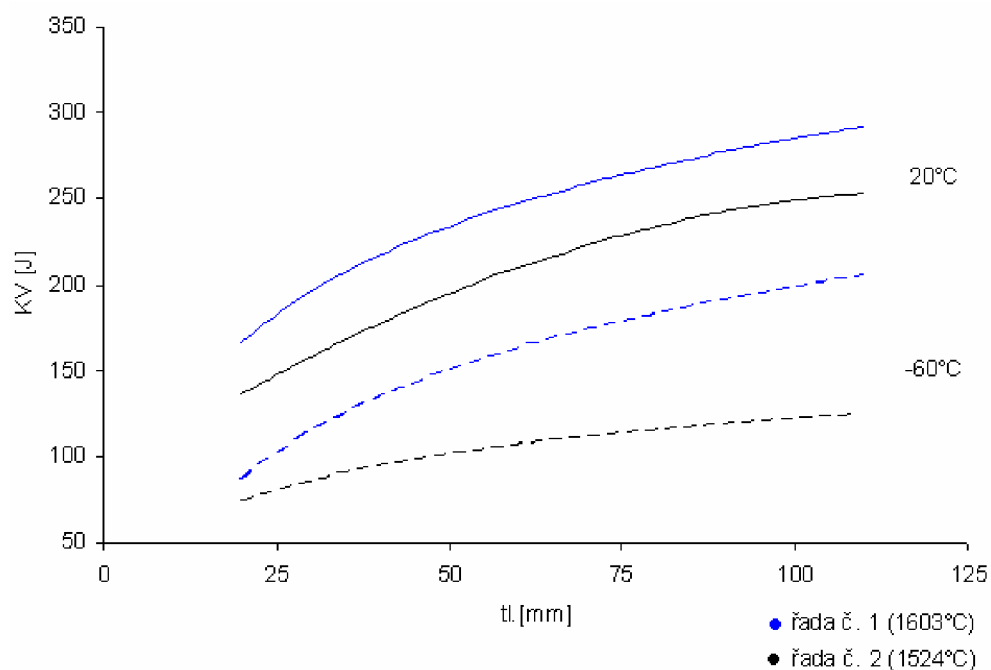
austenitická struktura v tomto ohledu nejde ovlivnit. Pro zvýšení meze pevnosti je možné doporučit zvýšení obsahu Mn a Cr na horní hranici povolené normou u dané oceli.

4.7.2 Zkouška vrubové houževnatosti

Z klínových odlitků (č.1-1 až 1-4) a (č.2-1 až 2-4) z materiálu 30CH3N17G2L v litém stavu byly odebrány zkušební tyče o rozměru cca 15x15x60mm. Z každého odlitku bylo vyrobeno 6 tyčí (celkem 48 kusů). Z těchto polotovarů byly obrobena zkušební tělesa na zkoušku nárazové práce o rozměru 10x10x50mm (celkem 47 kusů – vyroben jeden neshodný kus tyčky 1-1). Na tyčích byl následně vybroušen V-vrub o šířce 3mm a provedena zkouška nárazové práce při teplotách 20°C a -60°C. Výsledky zkoušky jsou uvedeny v Tab.4.23. Výsledná závislost nárazové práce na teplotě vzorku a době tuhnutí odlitku (tj. tloušťce stěny odlitku a lící teplotě) je patrná z diagramu obr.4.37. Měření bylo provedeno v laboratořích ŽĐAS a.s. viz příloha 10.

Tab.4.23 Nárazová práce

Vzorek	Nárazová práce					
	KV ⁺²⁰ [J.cm ⁻²]			KV ⁻⁶⁰ [J.cm ⁻²]		
1-1	222	123	174	120	106	-
1-2	223	250	304	103	176	111
1-3	213	271	261	189	228	156
1-4	280	295	279			
2-1	158	155	134	71	68	79
2-2	209	166	194	148	133	66
2-3	218	253	230			
2-4	253	258	231	107	124	112



Obr.4.37 Velikost nárazová práce v závislosti na tloušťce stěny odlitku a lící teplotě (při teplotách +20°C a -60°C)

Z diagramu obr.4.37 je patrný vliv tloušťky stěny (velikosti austenitického zrna) na houževnatost materiálu. Rostoucí tloušťka stěny odlitku nemá negativní vliv na houževnatost jako je tomu v případě feritických ocelí, naopak zde pozorujeme zvýšení houževnatosti. Vliv tloušťky stěny odlitku je ještě znatelnější u měření nárazové práce při -60°C. Výrazný vliv na nárazovou práci má i zvýšení lící teploty. Z toho vyplývá, že u sledovaných odlitků docházelo s rostoucí tloušťkou odlitku (delší doba tuhnutí) k růstu nárazové práce.

ZÁVĚR

V rámci této diplomové práce byla provedena série taveb během nichž byly odlity celkem čtyři druhy oceli. Hlavním testovaným materiálem této diplomové práce byla žáropevná austenitická ocel 30CH3N17G2L, volba tohoto materiálu vznikla na základě spolupráce VUT v Brně se společností ŽĎAS a.s. Jedná se o perspektivní materiál požadovaný zahraničními zákazníky na díly určené pro turbogenerátory. Z této oceli byly odlity dvě sady odlitku za rozdílných licích teplot. Řada č. 1 byla odlita při licí teplotě 1603°C, řada č.2 za teploty 1524°C. Každá řada obsahovala čtyři lité klíny s rozdílnou tloušťkou stěny (25, 50, 75, 100mm) a jednu technologickou zkoušku (tzv.“Lukešův model“). Celková surová hmotnost této tavby byla 135kg. Z klínových odlitků byly odebrány vzorky na jejichž základě byly provedeny tahové zkoušky, zkoušky nárazové práce a metalografické rozbory. U všech zkoušek byl posuzován vliv tloušťky stěny odlitku a licí teploty. Makrostruktura všech vzorků obsahovala hrubozrnnou nerovnoměrnou strukturu. Prokazatelně byl pozorován vliv licí teploty a tloušťky stěny odlitku na velikost austenitických zrn, kdy se s prodlužující dobou tuhnutí výrazně zvětšuje velikost zrna. U odlitku s tloušťkou stěny 100mm, litého při teplotě 1603°C, bylo možno pozorovat zrna o velikosti 35x17mm. Velikost zrna se znatelně projevila při zkouškách nárazové práce. Se zvětšující se tloušťkou stěny odlitku a licí teploty se zvyšovala houževnatost materiálu. Zkouška nárazové práce v ohybu proběhla při teplotě +20°C a -60°C. Při tahových zkouškách nebylo dosaženo požadovaných hodnot meze kluzu a meze pevnosti. Se zvyšující se tloušťkou stěny a licí teploty byl spojen zanedbatelný pokles meze kluzu, u meze pevnosti byl tento propad zatelnější.

Kromě austenitické oceli 30CH3N17G2L, byla provedena tavba duplexní oceli 1.4462, nízkouhlíkové oceli a vysokouhlíkové oceli. V rámci těchto taveb byly odlity celkem čtyři technologické zkoušky (2x duplex, 1x vysokouhlíková ocel, 1x nízkouhlíková ocel). Na technologických zkouškách byly provedeny měření volného smrštění, dosazovacích vzdáleností a velikost stahování ocelí. Hlavním cílem těchto zkoušek není získání přesných parametrů, ale možnost

vzájemného porovnání jednotlivých ocelí. Na základě takového srovnání lze posléze v praxi účinněji provést změny modelového zařízení při přechodu na jinou značku oceli. Po technologické stránce lze žárovečnou austenitickou ocel 30CH3N17G2L zhodnotit jako špatně obrobitelný materiál s malou dosazovací vzdáleností. Velikost volného smrštění je $2,56 \div 2,62\%$, hustota $8,04 \text{kg.dm}^{-3}$.

V rámci dalšího testování této oceli je nutné zaměřit se na dosažení požadované pevnosti. Možným řešením je zvýšení obsahu chromu a manganu v rámci předepsané tolerance.

SEZNAM POUŽITÝCH ZDROJŮ

- [1] ČÍHAL, V. *Korozivzdorné oceli a slitiny*. Vyd. 1. Praha: Academia, 1999, 437 s. ISBN 80-200-0671-0.
- [2] ČÍHAL, V. *Korozivzdorné oceli a slitiny na přelomu století*. In *Korozivzdorné oceli a slitiny na přelomu století: sborník mezinárodní konference*. [5.-7.10.1999, Řeka, Česká republika]. Ed. ČÍHAL, V. Ostrava: VŠB-Technická univerzita, 1999, 5-9 s. ISBN 80-7078-696-5.
- [3] ŠENBERGER, J. *Metalurgie oceli na odlitky*. Vyd. 1. V Brně: VUTIUM, c2008, 311 s. ISBN 978-80-214-3632-9.
- [4] PTÁČEK, L. *Nauka o materiálu II*. 2. opr. A rozš. Vyd. Brno: CERM, 2002, 392 s. ISBN 80-7204-248-3.
- [5] FREMUNT, P., PODRÁBSKÝ, T. *Konstrukční oceli*. Brno: Akademické nakladatelství CERM, 1996, 261 s. ISBN 80-85867-95-8.
- [6] DUGRANE, J-J. Weldable martensitic and sepermartensitic stainless steels a new family of steels. In *Korozivzdorné oceli a slitiny na přelomu století: sborník mezinárodní konference*. [5.-7.10.1999, Řeka, Česká republika]. Ed. ČÍHAL, V. Ostrava: VŠB-Technická univerzita, 1999, 10-17 s. ISBN 80-7078-696-5.
- [7] PORTISCH, H., MAG, J. Vývoj nových slitin na bázi niklu In *Korozivzdorné oceli a slitiny na přelomu století: sborník mezinárodní konference*. [5.-7.10.1999, Řeka, Česká republika]. Ed. ČÍHAL, V. Ostrava: VŠB-Technická univerzita, 1999, 81-93. ISBN 80-7078-696-5.
- [8] HERNAS, A. *Žáruprvné oceli a slitiny*. Ostrava: Vysoká škola báňská – Technická univerzita, 2009, 389 s. ISBN 978-80-248-2187-0.
- [9] PÍŠEK, F., RYŠ, P., JENÍČEK, L. *Nauka o materiálu*. 2., zcela přeprac. A rozš. Vyd. Praha: Academia, 1975, 542, [1] s.
- [10] ČÍHAL, V. *Mezikrystalová koroze ocelí a slitin: vysokoškolská příručka pro vysoké školy technické.*, 3. přeprac. A dopln. Vyd. Praha: SNTL, 1984, 355 s.
- [11] FU J.W., YANG Y.S., GUO J.J. Formation of a blocky ferrite in Fe–Cr–Ni alloy during directional solidification. In: *Journal of Crystal Growth* [online]. Volume 311, Issue 14, July 2009, Pages 3661–3666. 2009 [cit. 2013-05-18]. Dostupné z: <<http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0022024809005107>>. ISSN 0022-0248.

- [12] Practical Guidelines for the Fabrication of Duplex Stainless Steels. In: *IMOA: The International Molybdenum Association* [online]. druhé vydání. 2009 [cit. 2013-05-18]. Dostupné z: <http://www.imoa.info/_files/stainless_steel/Duplex_Stainless_Steel_2d_Edition.pdf> ISBN 978-1-907470-00-4.
- [13] YOON-JUN KIM, GLEESON, B. Determination of isothermal transformation diagrams for sigma-phase formation in část duplex stainless steels CD3MN and CD3MWCuN. In: *Metallurgical and Materials Transactions* [online], vol. 35A, 11-2004, Pages. 3377-3386 [cit. 2013-11-03]. Dostupné z: <<http://search.proquest.com/docview/213732019?accountid=17115>> ProQuest Research Library: Science & Technology; ProQuest Science Journals; ProQuest Technology Collection. ISSN 10735623.
- [14] PTÁČEK, L. *Nauka o materiálu I*. 2. opr. A rozš. Vyd. Brno: CERM, 2003, 516 s. ISBN 80-7204-248-1.
- [15] FÜRBAACHER, Ivan. Lexikon ocelí: materiálové listy se zahraničními materiály, svazek 4. Praha: Dashöfer, 2006-. ISSN 1802-3029. Aktualizováno čtvrtletně.

SEZNAM POUŽITÝCH ZKRATEK A SYMBOLŮ

Zkratka/Symbol	Jednotka	Popis
A ₅	[%]	tažnost
Cr _{ekv.}	[%]	chrómový ekvivalent
KCU	[J.cm ⁻²]	nárazová práce (U –vrub)
KV ⁺²⁰	[J.cm ⁻²]	nárazová práce při +20°C, (V-vrub)
KV ⁻⁶⁰	[J.cm ⁻²]	nárazová práce při -60°C, (V-vrub)
m ₁	[g]	hmotnost vzorku
m ₂	[g]	hmotnost nádoby + voda
m ₃	[g]	hmotnost nádoby + voda + zavěšený vzorek
M _S	[°C]	martenzit start
Ni _{ekv.}	[%]	niklový ekvivalent
R _B	[MPa]	přechodný odpor
R _e	[MPa]	mez kluzu
R _m	[MPa]	mez pevnosti
R _{P0,2}	[MPa]	smluvní mez kluzu
T	[°C]	teplota lití
tl.	[mm]	tloušťka stěny odlitku
V _N	[cm ³]	objem nálitku
V _o	[cm ³]	objem odlitku
V _{st}	[cm ³]	objem staženiny
Z	[%]	kontrakce
α (fáze)	[-]	ferit
β	[%]	součinitel stahování
χ (fáze)	[-]	chí fáze
δ (fáze)	[-]	delta ferit
γ (fáze)	[-]	austenit
ρ _{kov}	[kg.dm ⁻³]	hustota kovu
ρ _{vody}	[kg.dm ⁻³]	hustota vody
σ (fáze)	[-]	sigma fáze
BCC		prostorově středěná krystalická mřížka
EIP		elektrická indukční pec
FCC		plošně středěná krystalická mřížka
PREN		index bodové koroze

SEZNAM PŘÍLOH

- Příloha 1 Nález o zkoušeném materiálu (ocel 30CH3N17G2L)
Příloha 2 Nález o zkoušeném materiálu (nizkougliková ocel, vysokougliková ocel, ocel 1.4462)
Příloha 3 Rentgenová zkouška, Technologický odlitek č. 1
Příloha 4 Rentgenová zkouška, Technologický odlitek č. 2
Příloha 5 Snímky metalografické struktury oceli 30CH3N17G2L, zvětšení 500x
Příloha 6 Výsledek analýzy EDAX, karbidy
Příloha 7 Výsledek analýzy EDAX, oxidické vměstky
Příloha 8 Výsledky analýzy EDAX, sulfidy
Příloha 9 Výsledky tahové zkoušky oceli 30CH3N17G2L
Příloha 10 Nárazová práce pro ocel 30CH3N17G2L

Příloha 1

ZDAS

ŽĐAS, a. s.

Zapsaná v OR u KS v Brně
oddíl B, vložka 766

oddělení Laboratoře

Strojírenská 6

591 71 ŽĎÁR NAD SÁZAVOU

MOJ 10

NÁLEZ O ZKOUŠENÉM MATERIÁLU

protokol č. 78/2013 L.
ze dne 13.5.2013

Objednatel : stř. 442 - Ing. Jan Čech

Název Dodaný vzorek
- označení 1-4
- materiál 30CH3N17G2L

Zkušební stroj ARL 4460

Výrobek 502-002

Pořadové č. knihy 755

označení	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	Nb	Ca
	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%
1-4	0,3	2,0	0,6	0,02	0,01	2,8	17,2	0,1	<0,01	0,06	0,003

poznámka :

- není STD, orientační rozbor

Výsledky analýz se týkají pouze předněti analýz a neuhrazují jiné dokumenty.

Tento protokol může být reprodukován jedině celý, jinak s písemným souhlasem vedoucího Laboratoře.

Příponky a stížnosti k výsledkům analýz je možné uplatnit do 15 dnů od převzetí protokolu a to písemnou formou.

127 - Laboratoře



Ing. Josef Svatoň

vedoucí oddělení Laboratoře

Telefon:
+420 566 64 2489

Fax:
+420 566 64 2845

IČ 46347160
DIČ CZ46347160

e-mail: josef.svaton@zdas.cz
http://www.zdas.cz

Příloha 2

ZDAS

ŽDAS, a. s.

Zapsaná v OR u KS v Brně
oddíl B, vložka 766

oddělení Laboratoře

Strojírenská 6

591 71 ŽDÁR NAD SÁZAVOU

MOJ 10

NÁLEZ O ZKOUŠENÉM MATERIÁLU

protokol č. 77/2013 L.
ze dne 10.5.2013

Objednatel : stř. 442 - Ing. Jan Čech

Název Dodané vzorky
- označení 3 ; 4 ; 5

Zkušební stroj ARL 4460

Výrobek 502-002

Pořadové č. knihy 741 - 743

označení	C %	Mn %	Si %	P %	S %	Cr %	Ni %	Cu %	Mo %	V %	Al %
3	0,53	0,67	0,70	0,025	0,020	0,45	0,16	0,11	0,07	<0,01	0,060
4	0,04	1,12	0,40	0,013	0,030	0,05	0,05	0,05	0,01	<0,01	0,033
5	0,03	0,93	0,75	0,026	0,011	21,40	6,00	0,09	3,13	0,05	0,005

Výsledky analýz se týkají pouze předmětu analýz a nenahrazují jiné dokumenty.

Tento protokol může být reprodukován jedině celý, jinak s písemným souhlasem vedoucího Laboratoře.

Připomínky a stížnosti k výsledkům analýz je možné uplatnit do 15 dnů od převzetí protokolu a to písemnou formou.

177 - Laboratoře

Ing. Josef Svatoň
vedoucí oddělení Laboratoře

Telefon:
+420 566 64 2489

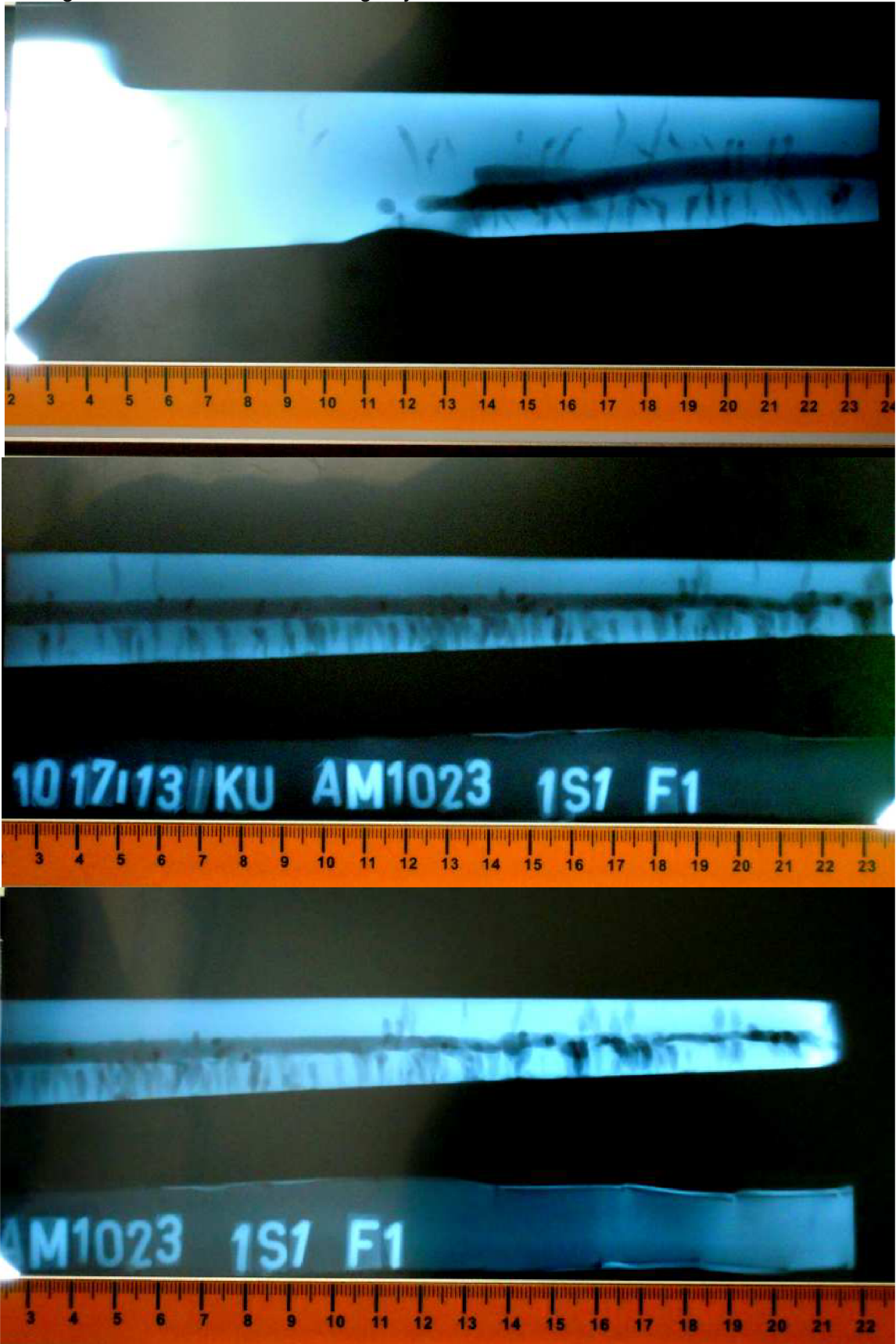
Fax:
+420 566 64 2845

IČ 46347160
DIČ CZ46347160

e-mail: josef.svaton@zdas.cz
http://www.zdas.cz

Příloha 3

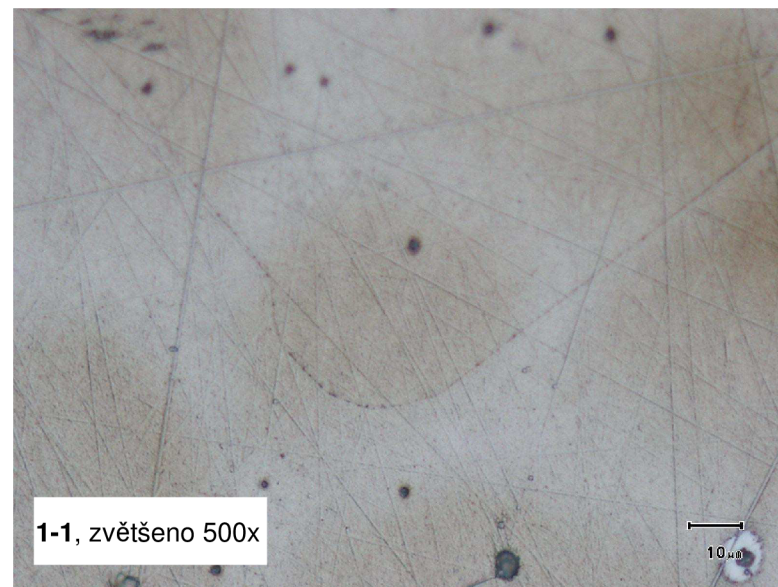
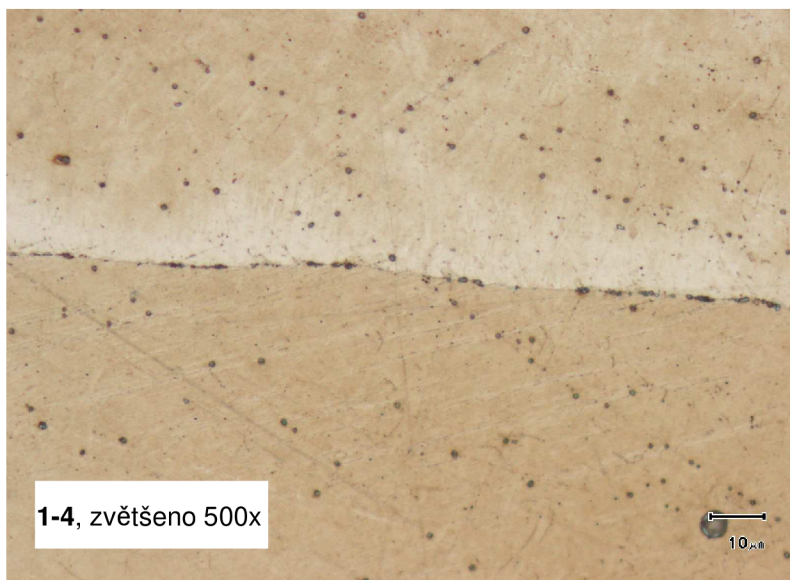
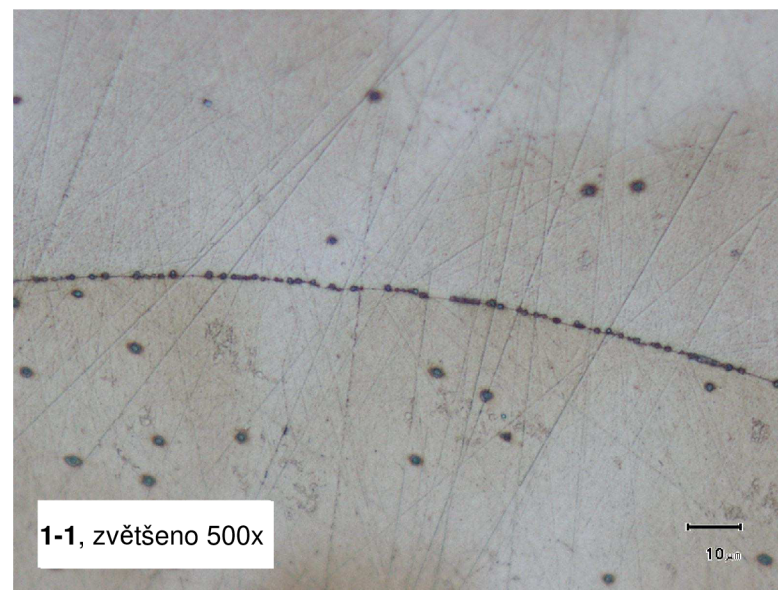
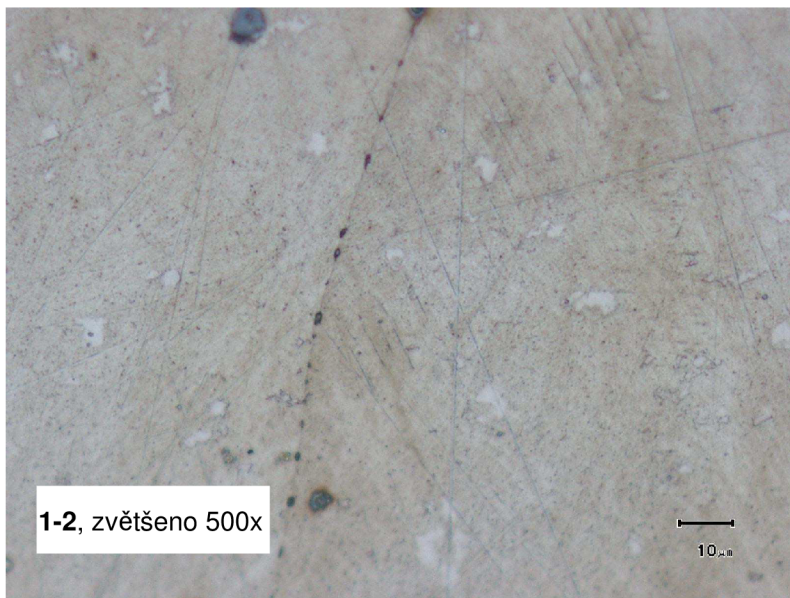
Rentgenová zkouška, Technologický odlitek č. 1

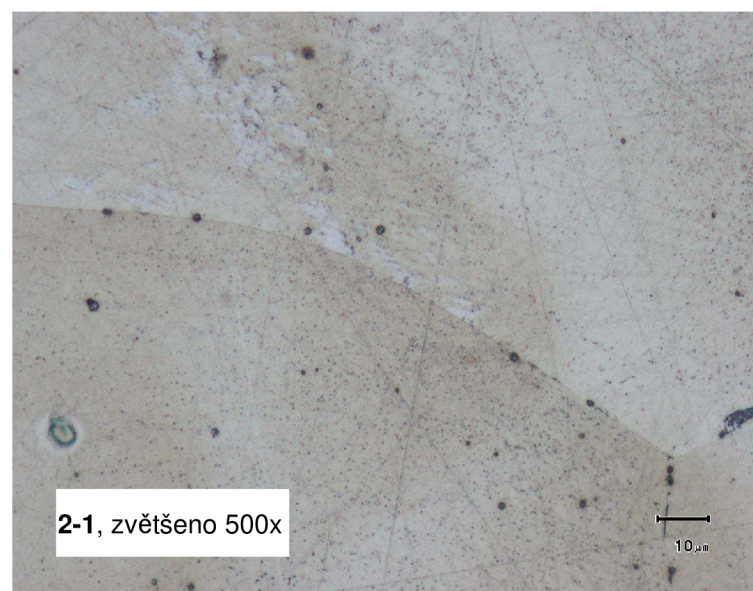
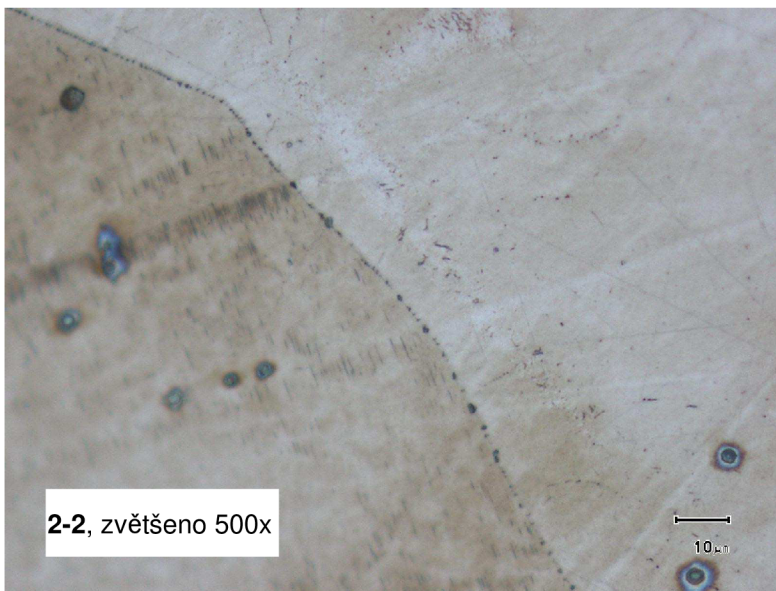
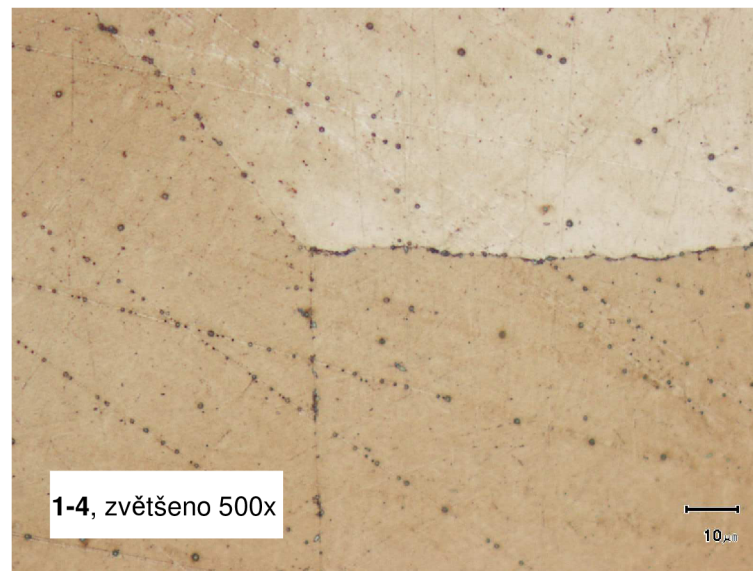
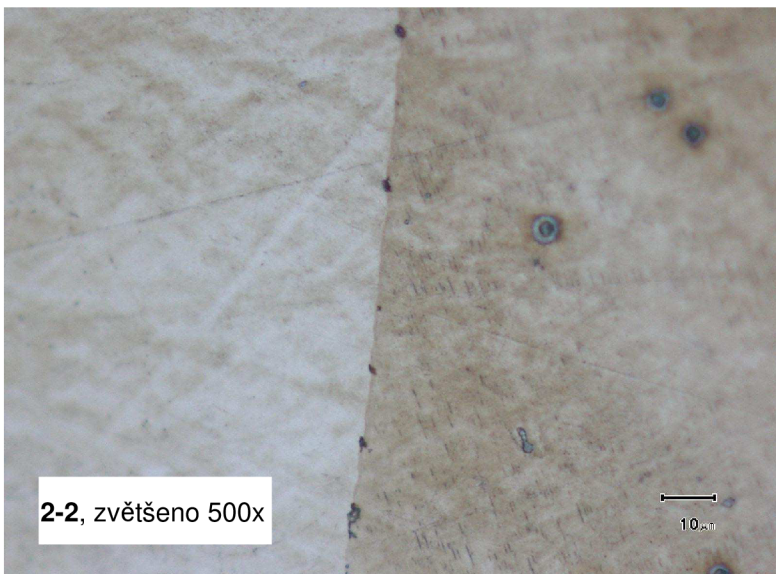


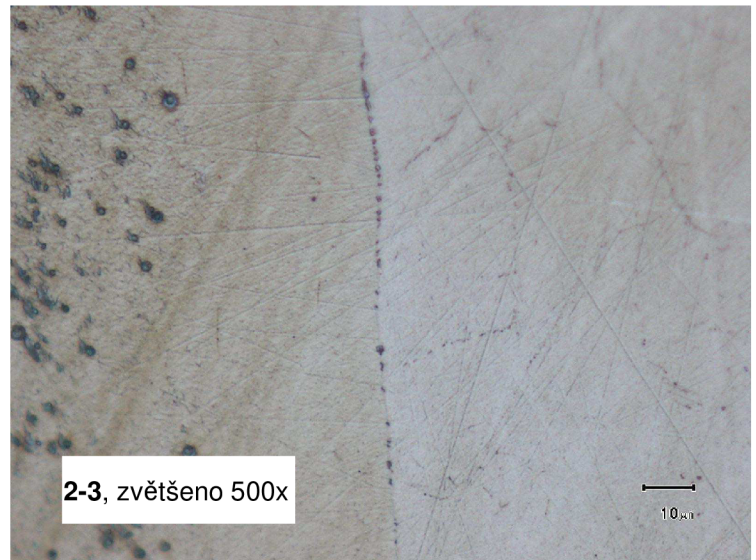
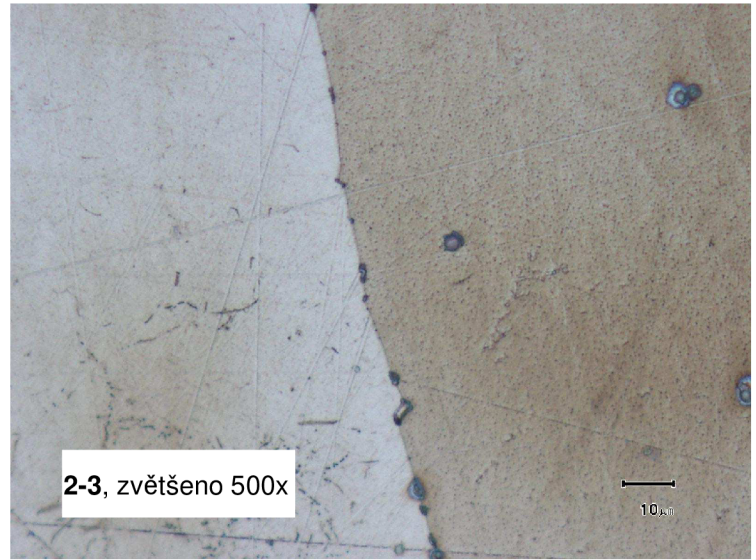
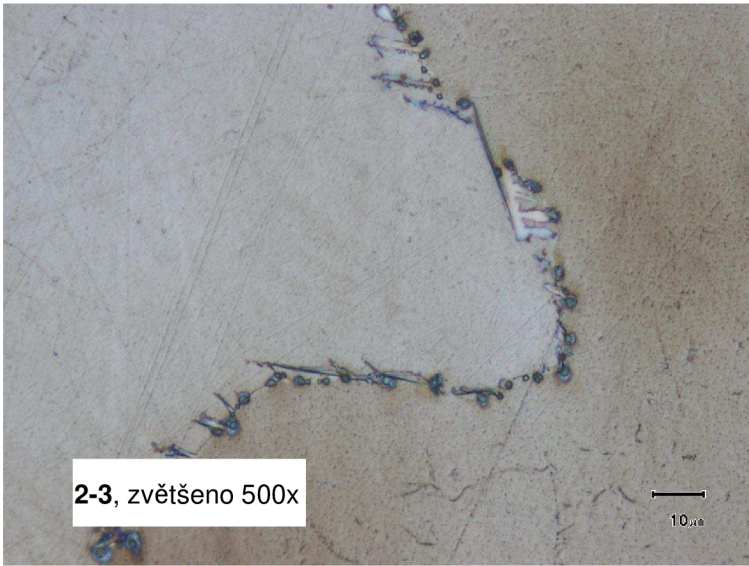
Příloha 4

Rentgenová zkouška, Technologický odlitek č. 2

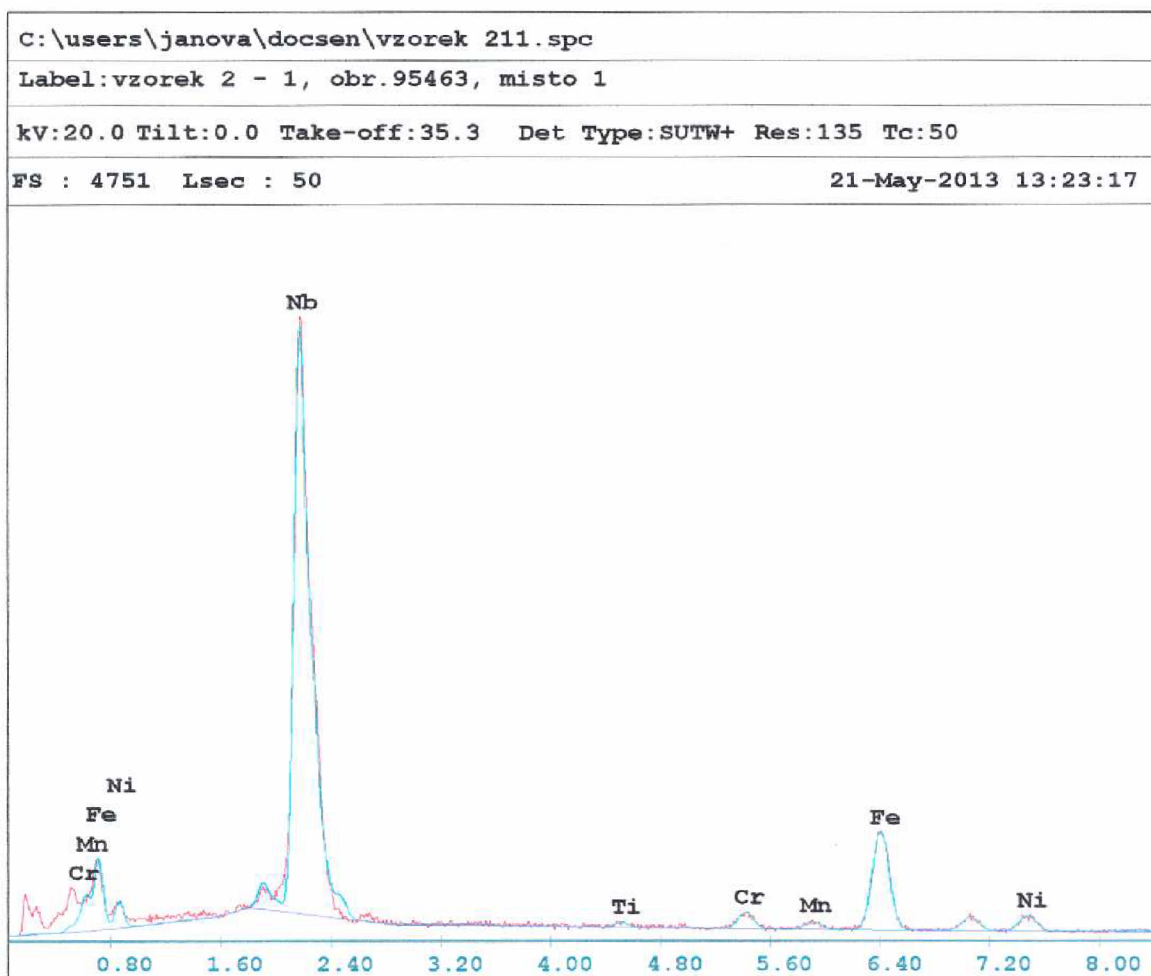








Příloha 6



EDAX ZAF Quantification (Standardless)

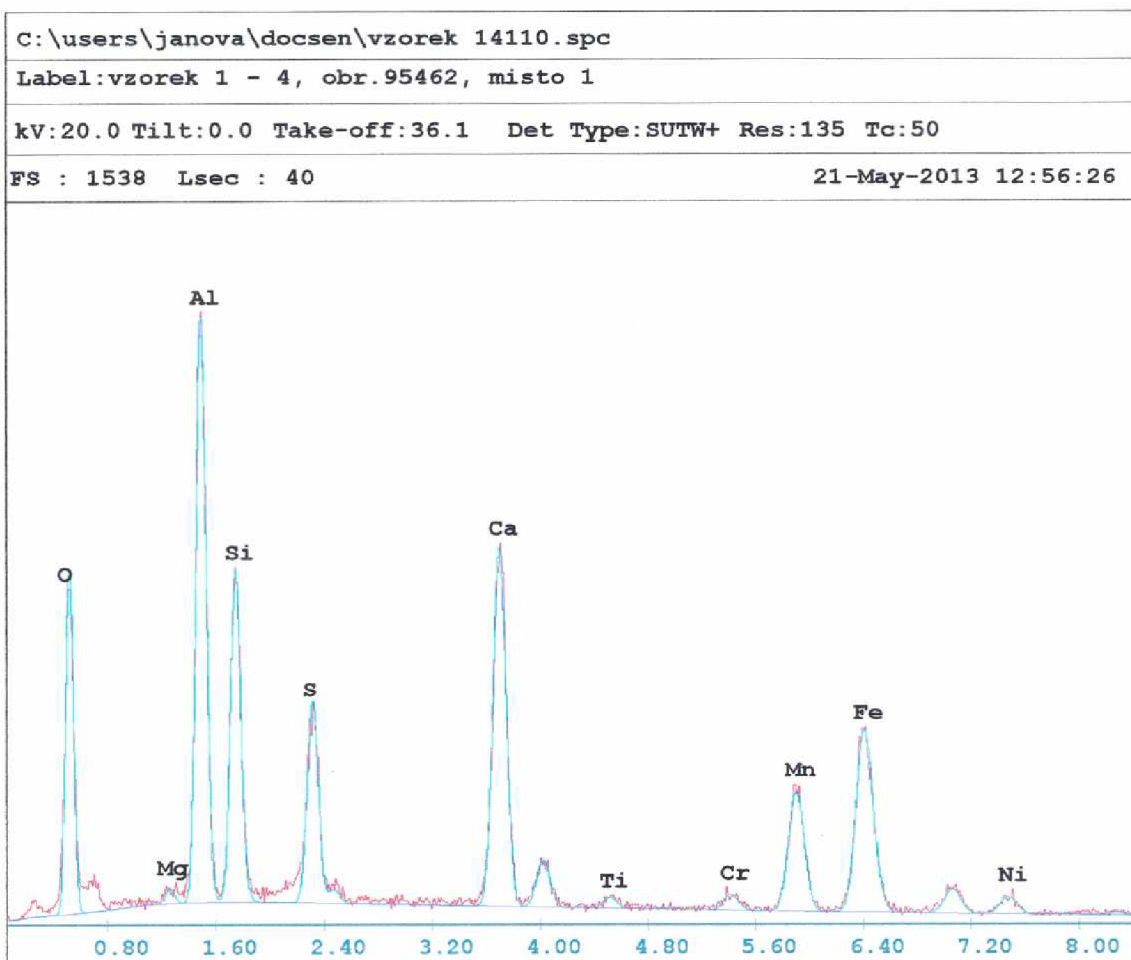
Element Normalized

SEC Table : Default

Element	Wt %	At %	K-Ratio	Z	A	F
NbL	70.59	59.01	0.6253	0.9697	0.9133	1.0002
TiK	0.56	0.90	0.0049	1.0556	0.8255	1.0153
CrK	2.40	3.58	0.0234	1.0569	0.8971	1.0291
MnK	1.02	1.44	0.0098	1.0402	0.9220	1.0044
FeK	20.85	28.99	0.2090	1.0623	0.9374	1.0065
NiK	4.59	6.07	0.0466	1.0841	0.9379	1.0000
Total	100.00	100.00				

Element	Net Inte.	Bkgd Inte.	Inte. Error	P/B
NbL	638.24	29.84	0.59	21.39
TiK	6.34	15.02	13.45	0.42
CrK	23.30	13.36	4.29	1.74
MnK	8.48	12.12	9.54	0.70
FeK	154.52	11.68	1.22	13.23
NiK	24.54	10.00	3.85	2.45

Příloha 7



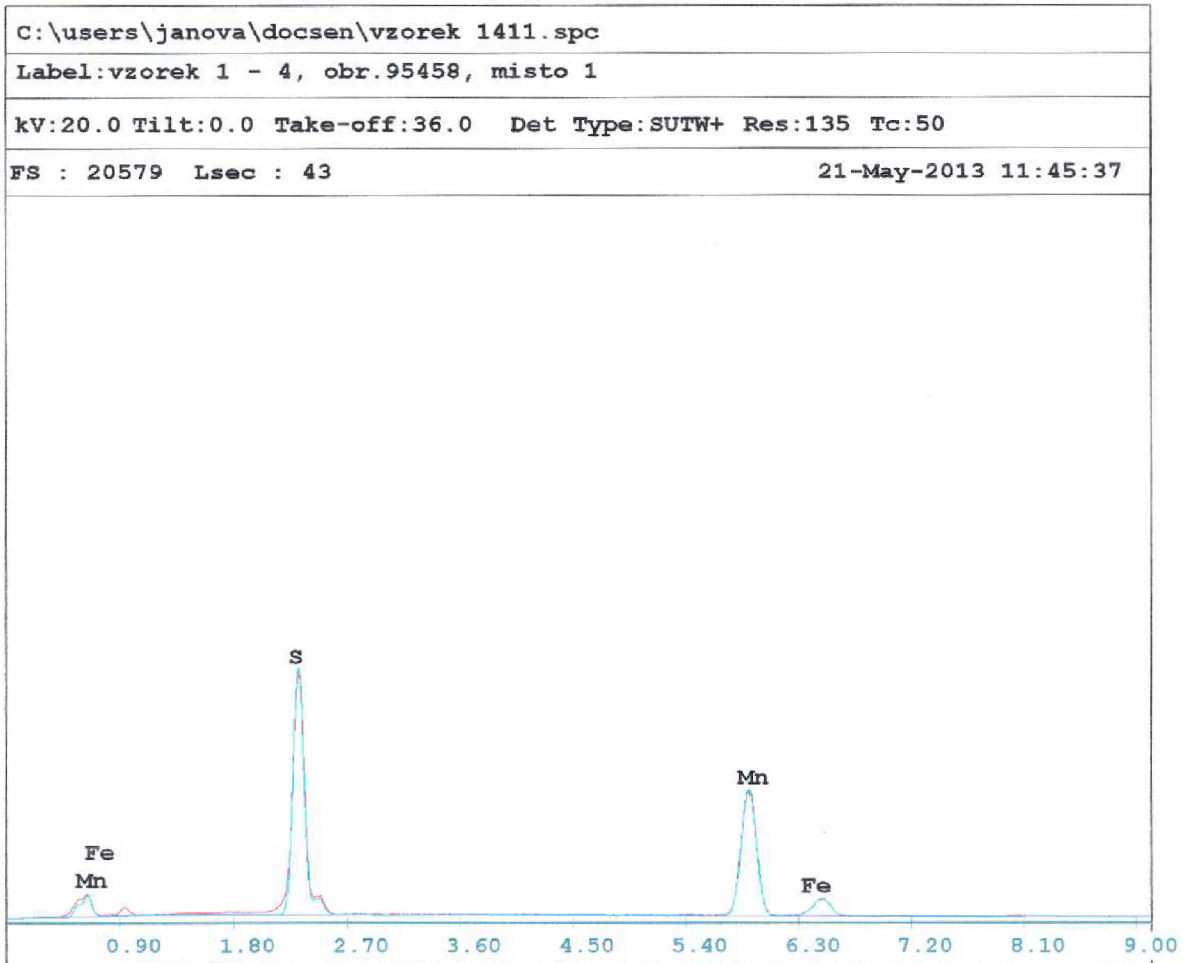
EDAX ZAF Quantification (Standardless)

Element Normalized
 SEC Table : Default

Element	Wt %	At %	K-Ratio	Z	A	F
O K	23.48	41.91	0.0590	1.0763	0.2332	1.0010
MgK	0.50	0.58	0.0020	1.0321	0.3905	1.0053
AlK	16.79	17.77	0.0888	1.0016	0.5256	1.0042
SiK	9.36	9.52	0.0520	1.0306	0.5369	1.0032
S K	5.52	4.92	0.0398	1.0228	0.7015	1.0055
CaK	12.55	8.94	0.1173	1.0041	0.9177	1.0146
TiK	0.56	0.34	0.0049	0.9172	0.9270	1.0312
CrK	1.08	0.59	0.0099	0.9143	0.9638	1.0424
MnK	9.79	5.09	0.0861	0.8976	0.9758	1.0038
FeK	17.67	9.04	0.1597	0.9144	0.9827	1.0056
NiK	2.69	1.31	0.0240	0.9285	0.9604	1.0000
Total	100.00	100.00				

Element	Net Inte.	Bkgd Inte.	Inte. Error	P/B
O K	111.12	2.38	1.53	46.65
MgK	5.46	7.99	13.36	0.68
AlK	237.65	9.21	1.06	25.81
SiK	129.61	8.49	1.47	15.27
S K	86.11	9.11	1.87	9.46
CaK	182.19	8.64	1.22	21.10
TiK	6.13	7.97	12.07	0.77
CrK	9.48	6.72	7.96	1.41
MnK	71.47	5.88	2.01	12.15
FeK	113.68	5.31	1.54	21.41
NiK	12.13	3.97	5.82	3.06

Příloha 8



EDAX ZAF Quantification (Standardless)

Element Normalized

SEC Table : Default

Element	Wt %	At %	K-Ratio	Z	A	F
S K	35.76	48.83	0.3082	1.0861	0.7898	1.0046
MnK	62.12	49.51	0.5770	0.9507	0.9770	1.0000
FeK	2.12	1.66	0.0202	0.9690	0.9855	1.0000
Total	100.00	100.00				

Element	Net Inte.	Bkgd Inte.	Inte. Error	P/B
S K	1307.74	22.19	0.43	58.93
MnK	940.50	15.26	0.50	61.64
FeK	28.27	14.19	4.05	1.99

Příloha 9

Zkouška	Číslo vzorku	Teplota	E	Rp0.2	Fmax	Rm	Fb	A5	Z	t	v	a	S0	L0	Lu	Su
			GPa	MPa	N	MPa	N	%	%	sec	mm/min	mm	mm ²	mm	mm	mm ²
1	1-1	20 °C	165,76	178	25720	325	18533	16,5	29,0	268,11	2,25	10,04	79,169	50	58,25	56,21
2	2-1	20 °C	184,17	189	31064	391	20155	20,4	25,0	305,41	2,28	10,06	79,485	50	60,2	59,58
3	1-2	20 °C	129,08	171	25464	320	19891	22,4	27,6	325,58	2,29	10,06	79,485	50	61,19	57,55
4	1-3	20 °C	133,12	175	24568	310	16826	19,4	24,6	270,57	2,25	10,04	79,169	50	59,72	59,72
5	2-2	20 °C	167,84	182	28344	357	18261	20,8	25,1	302,55	2,25	10,05	79,327	50	60,4	59,45
6	2-3	20 °C	132,75	180	27546	348	21219	19,0	24,1	336,85	2,23	10,04	79,169	50	59,5	60,13
7	1-4	20 °C	147,54	161	17087	215	11699	17,8	26,8	254,74	2,15	10,05	79,327	50	58,9	58,09
8	2-4	20 °C	177,95	186	26418	335	17455	20,0	24,3	273,63	2,13	10,02	78,854	50	59,99	59,72
9	1-4 S	20 °C	239,22	176	21298	269	17091	17,0	26,8	240,55	2,08	10,04	79,169	50	58,5	57,95
10	2-4 S	20 °C	180,74	188	29551	372	16825	18,9	21,7	305,21	2,12	10,06	79,485	50	59,46	62,21

Příloha 10



ŽDAS, a. s.

Zapsaná v OR u KS v Brně
oddíl B, vložka 766

oddělení Laboratoře

Strojírenská 6

591 71 ŽDÁR NAD SÁZAVOU

MOJ 10

NÁLEZ O ZKOUŠENÉM MATERIÁLU

protokol č. 85/2013 R.
ze dne 10.5.2013

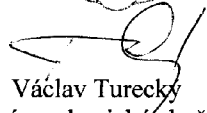
Objednatel : stř. 442 - Ing. Jan Čech

Název Dodané vzorky **Zkušební stroj** ZWICK RKP 450
- označení 1.1 ; 1.2 ; 1.3 ; 1.4 ; 2.1 ; 2.2 ; 2.3 ; 2.4
- materiál 30CH3N17G2L
Výrobek 502-002

Označení	Nárazová práce KV ^{+20°C}			Nárazová práce KV ^{-60°C}		
	J			J		
1.1	222	123	174	120	106	
1.2	223	250	304	103	176	111
1.3	213	271	261	189	228	156
1.4	280	295	279	-	-	-
2.1	158	155	134	71	68	79
2.2	209	166	194	148	133	66
2.3	218	253	230	-	-	-
2.4	253	258	231	107	124	112

Výsledky analýz se týkají pouze předmětu analýz a nenahrazují jiné dokumenty.
Tento protokol může být reprodukován jedině celý, jinak s písemným souhlasem vedoucího Laboratoře.
Příponky a stížnosti k výsledkům analýz je možné uplatnit do 15 dnů od převzetí protokolu a to písemnou formou




Václav Turecký
vedoucí mechanické zkušebny

Telefon:
+420 566 64 2489

Fax:
+420 566 64 2845

IČ 46347160
DIČ CZ46347160

e-mail: josef.svaton@zdas.cz
http://www.zdas.cz