

ZÁPADOČESKÁ UNIVERZITA V PLZNI
FAKULTA STROJNÍ

Studijní program: B 2341 Strojírenství
Studijní zaměření: Materiálové inženýrství a strojní metalurgie

BAKALÁŘSKÁ PRÁCE

Výroba a dosažené hodnoty duplexních oceli

Autor: **Jan Brotánek**

Vedoucí práce: **Ing. Miroslav Hála, CSc.**

Akademický rok 2015/2016

Prohlášení o autorství

Předkládám tímto k posouzení a obhajobě bakalářskou/diplomovou práci, zpracovanou na závěr studia na Fakultě strojní Západočeské univerzity v Plzni.

Prohlašuji, že jsem tuto bakalářskou/diplomovou práci vypracoval samostatně, s použitím odborné literatury a pramenů, uvedených v seznamu, který je součástí této bakalářské/diplomové práce.

V Plzni dne:

.....
podpis autora

ANOTAČNÍ LIST DIPLOMOVÉ (BAKALÁŘSKÉ) PRÁCE

AUTOR	Příjmení Brotánek	Jméno Jan		
STUDIJNÍ OBOR	2301R016 „Materiálové inženýrství a strojírenská metalurgie“			
VEDOUCÍ PRÁCE	Příjmení (včetně titulů) Ing. Hála, CSc.	Jméno Miroslav		
PRACOVISŤE	ZČU - FST - KKS			
DRUH PRÁCE	DIPLOMOVÁ	BAKALÁŘSKÁ	Nehodící se škrtněte	
NÁZEV PRÁCE	Výroba a dosažené hodnoty duplexní oceli			

FAKULTA	strojní	KATEDRA	KKS	ROK ODEVZD.	2016
----------------	---------	----------------	-----	------------------------	------

POČET STRAN (A4 a ekvivalentů A4)

CELKEM	40	TEXTOVÁ ČÁST	30	GRAFICKÁ ČÁST	10
---------------	----	---------------------	----	--------------------------	----

ZAMĚŘENÍ, TÉMA, CÍL POZNATKY A PŘÍNOSY	Bakalářská práce se věnuje změnám mechanických vlastností a vzhledu mikrostruktura při různých rychlostech ochlazování. Teoretická část obsahuje přehled duplexních ocelí a jejich vlastností. Experimentální část se věnuje materiálu, který byl v litém stavu a materiálu, který byl následně tepelně zpracován.
KLÍČOVÁ SLOVA	Struktura, austenit, chrom, ocel, mikrotvrdość, fraktografie, ferit, mikrostruktura

SUMMARY OF DIPLOMA (BACHELOR) SHEET

AUTHOR	Surname Brotánek	Name Jan	
FIELD OF STUDY	2301R016 “Materials Engineering and Engineering Metallurgy“		
SUPERVISOR	Surname (Inclusive of Degrees) Ing. Hála, CSc.	Name Miroslav	
INSTITUTION	ZČU - FST - KKS		
TYPE OF WORK	DIPLOMA	BACHELOR	Delete when not applicable
TITLE OF THE WORK	Production and achieved values of duplex stainless steel		

FACULTY	Mechanical Engineering	DEPARTMENT	Machine Design	SUBMITTED IN	2016
----------------	------------------------	-------------------	----------------	---------------------	------

NUMBER OF PAGES (A4 and eq. A4)

TOTALLY	40	TEXT PART	30	GRAPHICAL PART	10
----------------	----	------------------	----	-----------------------	----

TOPIC, GOAL, RESULTS AND CONTRIBUTIONS	The Bachelor Thesis deals with changes of mechanical properties and appearance of microstructure at various cooling rates. The theoretical part contains overview of duplex steels and their properties. The experimental part applies to cast material and material subsequently subjected to heat treatment.
KEY WORDS	Structure, austenite, chromium, steel, microhardness, fractography, ferrite, microstructure

Poděkování

Na tomto místě bych rád poděkoval především vedoucí mé bakalářské práce Ing. Miroslavu Hálovy, CSc. za příkladné vedení, podmětne rady, cenné připomínky a čas, který při tom věnoval mně a mé bakalářské práci. Dále bych rád poděkoval Doc. Dr. Ing. Antonínu Křížovy za provedení fotografií fraktografických snímků.

Obsah

Přehled použitých zkratk a symbolů.....	8
Rozdělení ocelí podle mikrostruktury	9
Feritické oceli	9
Austenitické oceli	9
Precipitačně vytvrditelné oceli	9
Martenzitické oceli	9
Austeniticko-feritické (duplexní) oceli	9
Austenitické a feritické korozivzdorné oceli.....	10
Feritické oceli	10
Austenitické oceli	11
Duplexní oceli	11
Historický vývoj.....	11
Moderní vývoj.....	13
Charakteristika austeniticko-feritické (duplexní) oceli	14
Chemické složení některých duplexních ocelí (ČSN EN 10088-1).....	16
Strukturní změny	17
Fáze sigma.....	18
Mechanické vlastnosti	18
Korozní odolnost.....	19
Experimentální část	20
Základní materiál.....	20
Tavení a odlití zkušebního bloku	21
Litý stav	22
Tepelné zpracování přilitých zkoušek.....	24
Mikrostruktura po tepelném zpracování přilitých zkoušek.....	25
Zkouška rázem v ohybu	28
Fraktografie lomových ploch	29
Přehled dokumentovaných vzorků	29
Vzorek LS1 +40°C	30
Vzorek LS2 -100°C	31
Vzorek VO1 +40°C	32
Vzorek VO2 -100°C.....	33
Vzorek VZ1 +40°C	34
Vzorek VZ2 -100°C	36

Měření mikrotvrdosti	37
Vyhodnocení experimentálního programu	39
Závěr.....	39
Seznam použité literatury	40

Přehled použitých zkratk a symbolů

DSS - Duplex Stainless Steel

VOD - Vacuum oxygen decarburization

AOD - Argon oxygen decarburization

TOO - Teplem ovlivněná oblast

AISI - American Iron and Steel institute

Rozdělení ocelí podle mikrostruktury

Feritické oceli

Ferit (železo alfa, α -železo) má krychlovou prostorově centrovanou mřížku (bcc-body centred cubic). Je magnetický a křehký pod charakteristikou teplotou přeměny. Delta ferit (δ) je krychlová prostorově centrovaná struktura z procesu tuhnutí. Feritické oceli se žíhají při teplotách 750-950°C, pod teplotou vniku austenitu. Tepelné zpracování za vyšších teplot (typický příklad: tepelně ovlivněné oblasti sváru) může mít za následek vznik austenitu, který se transformuje po ochlazení na martenzit a může také zapříčinit zkřehnutí zásluhou zhrubnutí zrna. Tyto účinky se zmenší stabilizací obsahu uhlíku a dusíku titanem, niobem nebo zirkonem. [1]

Austenitické oceli

Austenit (železo gama, γ -železo) má krychlovou plošně středěnou mřížku (fcc-face centered cubic). Není magnetický a je houževnatý v širokém rozmezí teplot od nízkých teplot až do teplot žárupevnosti kovu. Pevnost v tahu je vysoká až do nízkých teplot. Tváření za studena může vést k dosažení vysokých hodnot pevnosti. Austenitické značky oceli se podrobují rozpouštěcímu žíhání v rozmezí teplot 1000°C až 1200°C. Austenit nevytvrzujeme po tepelném zpracování. Austenitotvorné prvky jako Ni, C a N podporují austenitickou strukturu. Běžné austenitické značky mohou obsahovat stopy delta feritu ke zlepšení svařitelnosti. Legováním intersticiálními prvky zvláště N, se zlepši pevnost. [1]

Precipitačně vytvrditelné oceli

Po rozpouštěcím žíhání a zakalení, precipitují z martenzitické struktury intermediální fáze, karbidy, nitridy nebo fáze na bázi mědi, které zvyšují pevnost. Specifické podmínky tepelného zpracování se nastavují v závislosti na požadované úrovni mechanických vlastností a podle údajů poskytovaných výrobcem. [1]

Martenzitické oceli

Martenzit se vytvoří z austenitu během tepelného zpracování nebo tvářením za studena. Má velkou pevnost a je magnetický. Martenzitické nerezavějící oceli obsahují od 11,5 do 18% chromu, od 0,15 do 1,2% uhlíku včetně dalších legujících přísad. Jde o oceli o poměrně nízké ceně vzhledem k ostatním typům nerezavějících ocelí. Značnou jejich předností je, že jsou tepelně zpracované na různé pevnostní úrovni. Jejich použitelnost je však částečně omezena tím, že např. při svařování dochází k zakalení v tepelné oblasti u svarového spoje. [1]

Austeniticko-feritické (duplexní) oceli

Tyto oceli mají vyváženou dvoufázovou strukturu, s obsahem feritu mezi 30% a 50%. Pevnostní vlastnosti jsou vyšší než u austenitických ocelí a z tohoto důvodu je potřebná vysoká síla pro deformaci za studena. Tyto oceli mají dobrou odolnost vůči korozivnímu praskání za napětí. [1]

Austenitické a feritické korozivzdorné oceli

Feritické oceli

Tuhý roztok alfa neboli ferit se ve slitinách železa s více než 13% chrómu podle rovnovážného diagramu po ztuhnutí dalším chladnutím již nemění, pokud obsah chrómu nepřekročí přibližně 26%. Uhlík ve slinách železa s chromem rozšiřuje oblast austenitu k vyššímu obsahu chrómu a zároveň rozšiřuje i původně úzkou dvoufázovou oblast, která ji lemují. Při vyšších obsazích uhlíku se objeví i ledeburitické karbidy. Proto struktura mnohých chromových ocelí nazývaných feritickými je feritická až do teplot odpovídajících teplotám běžného tepelného zpracování – žíhání při 750 až 900°C s rychlým ochlazením. Feritické oceli se vyznačují v podstatě nepřítomností přeměny ferit-austenit při ohřevu, takže ani při ochlazování nevzniká martenzit, nejsou proto schopny kalení. Feritická základní hmota, po běžném zpracování spočívajícím v ohřevu na 780°C až 900°C a následujícím ochlazením ve vodě, oleji nebo na vzduchu, vykazuje rozptýlené karbidy chrómu typu $M_{23}C_6$ a nitrydy Cr_2N . Rozpustnost uhlíku ve feritu je daleko nižší než v austenitu a nelze se zcela vyhnout vylučování karbidů, ani při rychle probíhajících ochlazováních z uvedených teplot. V rychle ochlazených feritických ocelích a zahřátých pak v rozmezí teplot 200 až 800°C závisí druh vyloučených karbidů na teplotě. Do 200°C je to karbid M_xC (M_2C), od 200 do 450°C karbid M_3C ($+M_7C_3$), mezi 450 až 625°C karbid M_7C_3 ($+M_{23}C_6$) a nad 625°C karbid $M_{23}C_6$. Žíhané feritické oceli mají ve feritu rozptýlené vyloučené karbidy. Tuto strukturu mají i ty oceli, jejichž tváření za tepla skončilo při dostatečně nízké teplotě, alespoň 800°C nebo nižší. Jen tak se karbidy stejnoměrně rozptýlí a nenahromadí se na rozhraní zrn feritu. Struktura oceli se pak žíháním příliš nezmění, ale odstraní se pnutí a křehkost po možném pomalém chladnutí oceli po kování a válcování. S rostoucím obsahem chrómu oblast feritu s austenitem a karbidy se posouvá k vyššímu obsahu uhlíku a k vyšší teplotě. Podobný jev lze očekávat i z přítomnosti dalších slitinových prvků, které jako uhlík podporují tvoření austenitu, např. z přítomnosti niklu a dusíku. Proto ocel typu 1Cr25NiN, která, je-li žíhána, je feritická, má na rozdíl od oceli s nižším obsahem niklu nebo oceli typu 1Cr25 při žíhání na 1200°C ve struktuře již velmi mnoho austenitu. Také u kalitelných ocelí jsme poznali, že obsahovali více či méně feritu, vzniklého při vyšší kalicí teplotě. Je-li tohoto feritu mnoho, např. 50% a vyskytuje se i po obvyklém tepelném zpracování, pak se ocel už nehodí ke kalení a zušlechťení a řadíme ji k poloferitickým ocelím.

Feritické korozivzdorné oceli lze rozdělit do tří skupin:

Skupina I – oceli s 11,5 až 13,5% chrómu a obsahem uhlíku pod 0,08%, v nichž je potlačena martenzitická přeměna přísadou feritotvorného prvku, např. hliníku, titanu nebo niobu

Skupina II – oceli s 16 až 18% chrómu a obsahem uhlíku pod 0,1% v některých případech stabilizované titanem nebo niobem, popř. legované molybdenem

Skupina III – oceli s obsahem chrómu nad 20%, často i okolo 30%, obsah uhlíku se pohybuje u různých typů podle účelu použití mezi 0,002 až 0,2%; oceli této skupiny patří ke korozně nejodolnějším ze všech feritických ocelí. [1]

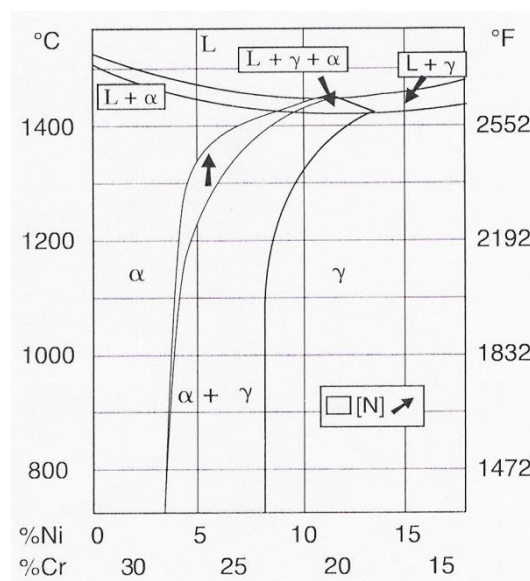
Austenitické oceli

V uvedených feritických ocelí byl chrom jediným slitinovým prvkem ve větším množství. Přísada niklu, manganu, popř. dusíku, ke slitinám železa s chromem ve vhodně vyváženém množství vytváří základ nového typu ocelí, zvaných austenitické, protože si podržují austenitickou strukturu za normální teploty i za velmi nízkých minusových teplot. Nepřítomnost fázových přeměn činí tyto oceli citlivými k růstu zrna za vysokých teplot, jako je tomu u feritických ocelí, bez možné regenerace tepelným zpracováním. Zhrubnutí zrna však nevede u austenitických ocelí ke zkřehnutí. Tažnost a houževnatost austenitických korozivzdorných ocelí je velmi významnou vlastností. Základní člen řady těchto ocelí dnes obsahuje 18% chromu a 9% niklu při obsahu uhlíku kolem 0,08, v kombinaci s možnou přísadou dusíku (až 0,5%) jako náhrady niklu. Oceli legované manganem a dusíkem lze použít za zvláštních podmínek (prostředí chloridů a siřných sloučenin nebo v syntéze močoviny). [1]

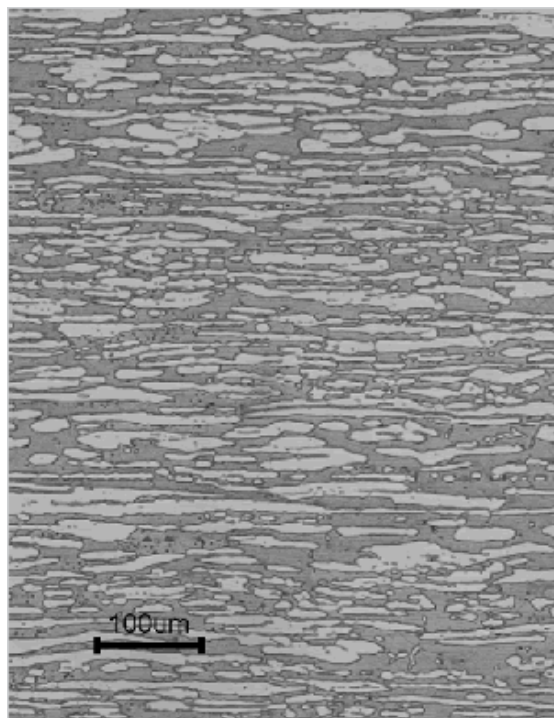
Duplexní oceli

Historický vývoj

Duplexní nerezavějící oceli (DSS) myšleno ty se smíšenou mikrostrukturou o zhruba stejných poměrech austenitu a feritu existují po více než 70 let. První značky byly slitiny chromu, niklu a molybdenu. Ternární fázový diagram metalurgických vlastností je zobrazen na obr.1 a typická duplexní struktura materiálu válcovaného za tepla na obr.2.



Obr. 1 Ternární diagram



Obr. 2 Duplexní struktura

První tvářené nerezavějící duplexní oceli byly vyrobeny ve Švédsku v roce 1930 a byly použity v sulfurovém papírenství. Tyto značky byly vyvinuté ke snížení intergranulárních korozních problémů u prvních austenitických nerezavějících ocelí s vysokým obsahem uhlíku. Duplexní odlitky byly vyrobeny ve Finsku v roce 1930 a patent byl přiznaný ve Francii v roce 1936 jako předzvěst toho co bude nakonec známé jako uran 50. Bylo zjevné že rovnováha feritu a austenitu má lepší odolnost proti chlorové korozi pod napětím než má plně austenitická struktura. Inženýři od té doby využívají této výhody duplexu oproti austenitickým ocelím. Ve Francii byla nabízena značka UR50 s 20 až 35% feritu (UNS S32404) v různých formách výrobku včetně výkovku pro průmysl jako jsou čištění oleje, zpracování potravin, celulózy, papíru a farmaceutickém. Tyto oceli byly vyrobeny ve vysoko frekvenčních pecích využitím přesně odvážených legujících přísad. Částečné vakuum zajistilo odstranění uhlíku, základní dezoxidaci a omezené vnikání dusíku. Nicméně plechové výrobky zůstali citlivé na okrajové trhliny.

Během koncem 60. let 20. století a počátkem 70 let 20 století zde byly dva hlavní faktory které urychlily vývoj a použití duplexních slitin. Za prvé zde byl nedostatek niklu, který vyhnal nahoru cenu austenitických ocelí v kombinaci se zvyšující se činností v pobřežním ropném průmyslu, které požadovali materiál z nerezavějící oceli, aby se vypořádali s agresivním prostředím. Za druhé výrobní techniky oceli se dramaticky zlepšily se zavedením postupu VOD a AOD. Tyto techniky umožnily vyrábět mnohem čistší oceli s velmi nízkou hladinou uhlíku a dobře kontrolovatelným obsahem uhlíku. V 70 letech přispělo zavedení průběžného lití ve výrobě nerezavějící oceli ke snížení výrobních nákladů a ke zvýšení kvality. Od roku 1970 dále příměs dusíku a snižování obsahu uhlíku zlepšilo korozivzdornost i stálost při vysokých teplotách duplexní struktury např. TOO stabilizováním austenitu. [2,3,4]

Moderní vývoj

Na počátku 80. let 20. století byla představena *druhá generace* duplexních ocelí s vylepšenými svařovacími vlastnostmi především pomocí dusíkového legování. Nejběžnější dnešní duplexní značkou je EN 1.4462 nebo 2205 (UNS S31803/S32205), která má jmenovité složení 22% Cr, 5% Ni, 3% Mo a 0,16%N. Tato ocel se používá ve velkém množství využití v široké škále výrobků. Mnoho značek se stalo běžně známých díky číslu, které odráží jejich typické obsahy chromu a niklu, např. 2205 s 22%Cr a 5%Ni. Slitina 2205 je duplexní nerezavějící ocelová slitina vylepšená dusíkem. Dusík slouží k výraznému zlepšení korozivzdorných vlastností slitiny, což se také projevuje na smluvní mezi kluzu, která je více než dvojnásobná oproti tradičním austenitickým nerezavějícím ocelím; obzvláště to platí ve svařeném stavu. Dřívější duplexní slitiny měly běžnou odolnost proti obecné korozi a proti chlorové korozi pod napětím, ale utrpěly ztrátu vlastností při použití ve svařeném stavu. Duplexní nerezavějící oceli 2205 zajišťují korozivzdornost v mnoha prostředích, která je lepší než u AISI austenitických nerezavějících ocelí typu 304, 316 a 317. Tato duplexní nerezavějící ocel se často využívá ve formě svařených trubek nebo potrubních součástí, stejně jako tvářené a svářené výrobky z plechu, a to v prostředích, kde je odolnost proti obecné korozi i chlorové korozi pod napětím důležitá. Zvýšená pevnost vytváří možnost pro redukci v tloušťce stěny trubky a odolává poškození při manipulaci. Úspěch značky 2205 vedl k vývoji celé soustavy duplexních slitin, které jsou seřazeny podle jejich obsahu legujících prvků.

Moderní duplexní nerezavějící oceli lze rozdělit do čtyř skupin:

- chudé duplexy jako je 2304, s 0,05-0,6 hm.% Mo
- 2205, tažná značka čítající více než 80% z použití duplexů
- 25Cr duplex jako slitina 225 a DP-3
- superduplex, s 25-26 Cr a zvýšeným Mo a N ve srovnání se značkami s 25 Cr, včetně značek jako 2507, Zeron 100, UR52N+ a DP-3W

Je běžné stanovovat korozivzdornost duplexních značek jejich ekvivalenčním číslem bodové koroze (PRE_N), jak je definováno Eq. 1:

$$PRE_N = \%Cr + 3,3\%Mo + 16\%N \quad (1)$$

Zatímco toto číslo nestanovuje absolutní hodnotu korozivzdornosti a není použitelné ve všech prostředích, umožňuje však obecný přehled očekávané odolnosti pro bodové korozi ve vodném chlorovém roztoku. Některé slitiny obsahují příměs wolframu, který je dalším prvkem, který působí na zvyšování bodové odolnosti nerezavějících ocelí. U těchto slitin je bodová odolnost vyjádřena jako PRE_w , podle Eq. 2:

$$PRE_w = \%Cr + 3,3\%Mo + 1,65\%W + 16\%N \quad (2)$$

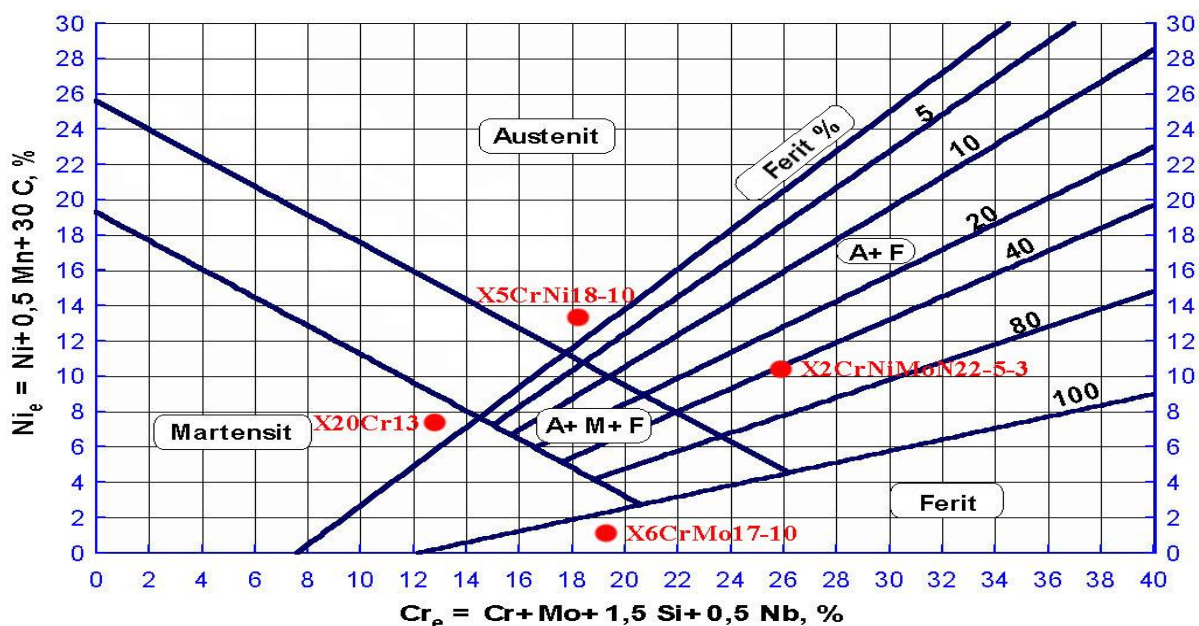
Číslo PRE_N nebo PRE_w se běžně používá pro kvalifikaci soustavy, do které slitina patří. Obecně jsou materiály, které mají č. bodové odolnosti něco málo přes 30 nebo nižší (než 30), jsou klasifikovány jako chudé duplexní značky; ty, které mají čísla PRE kolem 35, jako 2205, jsou klasifikovány jako standardní duplex; a ty, které mají čísla PRE 40 a víc jsou známé jako superduplexní slitiny. Tab. 3 udává příklady různých značek nerezavějících ocelí, tj. duplexních, austenitických a superaustenitických značek s jejich hlavními legujícími prvky a $PRE_{N/W}$ číslem.

Superduplexní značky s bodovým indexem $PRE_{N/W} > 40$ obsahují 25% Cr, 6,8% Ni, 3,7% Mo a 0,27% N, včetně nebo bez příměsí mědi a/nebo wolframu (SAF 2507, UR52N,

DP3W, Zeron100). Toto je nejvíce legovaná značka u tvářených výrobků a je speciálně navržena pro lodní, chemické a ropné inženýrské využití, vyžadující jak vysokou mechanickou pevnost, tak korozivzdornost v extrémně agresivním prostředí (chloridové kyseliny a pod.). [2]

Charakteristika austeniticko-feritické (duplexní) oceli

Oceli této skupiny mají přibližně dvojnásobné hodnoty pevnostních charakteristik ve srovnání se standardními nerezavějícími austenitickými oceli. Jejich korozivzdornost je srovnatelná s korozivzdorností austenitických ocelí. Kladem tohoto typu nerezavějících ocelí je jejich dobrá svařitelnost. Jejich nedostatkem je náchylnost k vývinu křehkosti po žihání při teplotě 450°C a ke zkřehnutí po precipitaci fáze σ a často silně vyvinuté anizotropie mechanických vlastností. U duplexních ocelí se projevuje v teplotní závislosti vrubové houževnatosti výrazná přechodová oblast, jejíž poloha závisí na obsahu feritu. Duplexní nerezavějící oceli je možno rozdělit do dvou skupin, a to na duplexní oceli se základní austenitickou strukturou a na duplexní oceli se základní feritickou strukturou podle toho, která ze struktur je spojitou fází matrice. Výsledná struktura se řídí Schaefflerovým diagramem viz obr.3. Mechanické vlastnosti a charakteristiky vývinu různých typů zkřehnutí závisí na převládajícím typu základní struktury matrice.



Obr. 3 Schaefflerův diagram

Desítky typů korozivzdorných ocelí lze podle obsahu základních slitinových prvků rozdělit na:

Chrómniklové – oceli s 12 až 25% chromu, 8 až 38% niklu, 0,01 až 0,15% uhlíku, popř. legované dále dusíkem a molybdenem, mědí, křemíkem, popř. stabilizované titanem a niobem pro zvýšení mechanických vlastností a korozní odolnosti.

Chrómmanganniklové – oceli se 12 až 22% chrómu, 5 až 12% manganu, 3 až 8% niklu, 0,02 až 0,15% uhlíku, dále též legované dusíkem, molybdenem a mědí (popř. stabilizované titanem a niobem) s vyššími mechanickými charakteristikami a odolností proti korozi za specifických podmínek.

Chrómmanganové – oceli s 10 až 18% chrómu, 14 až 25% manganu, 0,02 až 0,008% uhlíku, dále legované dusíkem, molybdenem, mědí popř. stabilizované titanem a niobem. Slitinné prvky v austenitických ocelích je třeba rozlišovat podle jejich vlivu na strukturu – austenitotvorné a feritotvorné – a na mechanické, korozní a jiné vlastnosti.

Chróm – feritotvorný prvek, je základní přísadou všech korozivzdorných ocelí pro dosažení pasivovatelnosti a odolnosti proti oxidaci za vyšších teplot. Zvyšuje výrazně korozní odolnost v oxidačních prostředích.

Nikl – austenitotvorný prvek, stabilizuje austenit za normální teploty, za nízkých teplot a za plastické deformace. Zvyšuje korozní odolnost v redukčních kyselinách.

Mangan – austenitotvorný prvek asi nad 3% přispívá k potlačení praskání svarů. Úloha manganu při vyšších obsazích v korozivzdorných ocelí je odlišná od niklu, neboť nerozšiřuje austenitickou oblast za vysokých teplot.

Uhlík – silně austenitotvorný prvek zvyšuje pevnostní vlastnosti a stabilizuje austenit po deformaci za studena. Vyvolává však náchylnost k mezikrystalové korozi, takže je nežádoucí.

Dusík – silně austenitotvorný prvek zvyšuje také pevnostní charakteristiky, aniž snižuje odolnost k mezikrystalové korozi při jeho obsazích do 0,2%. Stabilizuje austenit při tváření za studena. Spolu s molybdenem zvyšuje odolnost proti bodové a štěrbinové korozi.

Křemík – feritotvorný prvek vyvolávající praskavost svarů a snižující odolnost ocelí ve vroucí 65% kyselině dusičné. V množství 3 až 4% odstraňuje náchylnost k mezikrystalické korozi a zvyšuje odolnost proti celkové korozi ve vroucí vysoce koncentrované kyselině dusičné (více než 80%) a v prostředí této kyseliny s přísadou oxidačních látek.

Molybden – feritotvorný prvek podporující tvorbu intermediálních fází výrazně zvyšuje korozní odolnost ve všech prostředích s výjimkou vroucích roztoků kyseliny dusičné, především pak proti bodové a štěrbinové korozi. Zvyšuje žárovevnost, což nelze říci o žáruvzdornosti.

Měď – slabě austenitotvorný prvek zvyšuje odolnost v prostředí kyseliny sírové. Při obsazích 3 až 4% zlepšuje obrobiteľnost.

Titan, niob – karbidotvorné prvky vázající uhlík a potlačující náchylnost k mezikrystalové korozi. Oba prvky zvyšují žárovevnost, niob vyvolává praskavost svarů.

Hliník – feritotvorný prvek a vydatný desoxidační prostředek, zvyšuje žáruvzdornost.

Síra, selen, fosfor, olovo – doprovodné prvky při zvýšených obsazích zvyšují obrobiteľnost, avšak za cenu snížené korozivzdornosti. (případně křehkosti)

Bór – přísazovaný ve velmi malých množstvích zlepšuje tvařitelnost a zvyšuje žárovevnost, avšak v koncentracích vyšších, tvařitelnost zhoršuje a vyvolává praskavost svarů. [5,7,8]

Chemické složení některých duplexních ocelí (ČSN EN 10088-1) [6]

Označení oceli	hmotnostní %											
Značka	Číselné označení	C max.	Si	Mn	P max.	S max.	N	Cr	Cu	Mo	Ni	W
X2CrNiN23-4	1.4362	0,030	≤ 1,00	≤ 2,00	0,035	0,015	0,05 až 0,20	22,0 až 24,0	0,10 až 0,60	0,10 až 0,60	3,5 až 5,5	-
X2CrNiCuN23-4	1.4655	0,030	≤ 1,00	≤ 2,00	0,035	0,015	0,05 až 0,20	22,0 až 24,0	1,00 až 3,00	0,10 až 0,60	3,5 až 5,5	-
X3CrNiMoN27-5-2	1.4460	0,050	≤ 1,00	≤ 2,00	0,035	0,015	0,05 až 0,20	25,0 až 28,0	-	1,30 až 2,00	4,5 až 6,5	-
X2CrNiMoN29-7-2	1.4477	0,030	≤ 0,50	0,80 až 1,50	0,030	0,015	0,30 až 0,40	28,0 až 30,0	≤ 0,80	1,50 až 2,60	5,8 až 7,5	-
X2CrNiMoN22-5-3	1.4462	0,030	≤ 1,00	≤ 2,00	0,035	0,015	0,10 až 0,22	21,0 až 23,0	-	2,50 až 3,50	4,5 až 6,5	-
X2CrNiMoCuN25-6-3	1.4507	0,030	≤ 0,70	≤ 2,00	0,035	0,015	0,20 až 0,30	24,0 až 26,0	1,00 až 2,50	3,0 až 4,0	6,0 až 8,0	-
X2CrNiMoN25-7-4	1.4410	0,030	≤ 1,00	≤ 2,00	0,035	0,015	0,24 až 0,35	24,0 až 26,0	-	3,0 až 4,5	6,0 až 8,0	-
X2CrNiMoCuWN25-7-4	1.4501	0,030	≤ 1,00	≤ 1,00	0,035	0,015	0,20 až 0,30	24,0 až 26,0	0,50 až 1,00	3,0 až 4,0	6,0 až 8,0	0,50 až 1,00
X2CrNiMoSi18-5-3	1.4424	0,030	1,40 až 2,00	1,20 až 2,00	0,035	0,015	0,05 až 0,10	18,0 až 19,0	-	2,50 až 3,0	4,5 až 5,2	-

Strukturní změny

Za teplot sahající pod 1000°C může dvoufázová struktura podlehnout některým strukturním přeměnám za vzniku nových fází – karbidů a intermediálních fází. Tyto strukturní přeměny nastávají i v ryze austenitických ocelích, ačkoliv v případě austeniticko-feritické struktury je nutné brát v potaz některé jevy vyplývající z těchto okolností :

- Difuzní rychlosti prvků jsou ve feritu mnohem vyšší než v austenitu; tak např. chrom difunduje při teplotách okolo 700°C asi stokrát rychleji ve feritu než v austenitu.
- S ohledem na rozdílné složení feritu a austenitu budou precipitační děje a fázové přeměny soustředěny do jedné z fází; ferit obohacený chromem a molybdenem, popř. křemíkem, bude přednostním místem pro tvorbu intermediálních fází i karbidů bohatých na tyto prvky.

Oba tyto body naznačují, že strukturní přeměny nastávají ve feritických oblastech, zatím co austenit zůstává nedotčen, a že vylučování nových fází je mnohem rychlejší v austeniticko-feritické oceli než v oceli austenitické. Karbidy vznikají v austeniticko-feritických ocelích pod teplotou 1000°C na hranicích zrn feritu a austenitu a jsou velmi bohaté chromem typu $M_{23}C_6$. Tvoří se od hranic zrn ve fázi s nejbohatším chromem – feritu, která je také na bázi, v níž jsou difuzní rychlosti největší. Tvorba karbidů na hranicích zrn nemá s ohledem na vysoký obsah chromu, popř. molybdenu, ve feritu tak škodlivý účinek na náchylnost k mezikrystalové korozi, tak jako je tomu u austenitických ocelí. Dvoufázové austeniticko-feritické korozivzdorné oceli z tohoto důvodu dobře odolávají mezikrystalové korozi. Fáze sigma se z uvedených důvodů objevuje daleko dříve než v austenitických ocelích. Jestliže u obvyklých austenitických ocelí lze fázi sigma pozorovat teprve po několikahodinových až několik stovek hodin dlouhých výdržích na teplotě, u dvoufázových ocelí se může vytvořit podle složení oceli i během několika minut. Rychleji vzniká při ohřevu než u ochlazování, což je pro praxi výhodné. Její vznik během chladnutí z vysoké teploty není pravděpodobný i v případě poměrně značně velkých kusů. Při teplotě v rozmezí 400-500°C lze zjistit zřetelné vytvrzení austeniticko-feritických ocelí, které souvisí s křehkostí „475°C“ (zvýšení tvrdosti a křehkosti). Vytvrzení se neprojevuje žádnými mikroskopicky pozorovatelnými změnami ve struktuře a tak se dá přirovnat k jevu křehkosti feritických ocelí při teplotě 475°C. U dvoufázových ocelí legovaných i mědi je tento jev složitější a projevuje se také vytvrzující účinek mědi. Vlivem strukturní přeměny musí být austeniticko-feritické oceli před použitím podrobeny rozpouštěcímu žíhání za účelem převedení karbidů a intermediálních fází do tuhého roztoku feritu a austenitu, a to nad 1000°C, běžně při 1100°C (jednotlivé typy ocelí zobrazeny na obr.4). Jednou z velkých výhod dvoufázových ocelí je, že není nutné provádět další tepelné zpracování po svařování. Mnohem choulostivější je však tváření za tepla válcováním a kováním než u austenitických ocelí. Tyto obtíže lze ale s určitou pečlivostí překonat. Oceli s dvoufázovou strukturou jsou velmi vhodné pro svařování i rozměrných výrobků s použitím přídatného materiálu s přibližně stejným chemickým složením. [1,7]

Fáze sigma

V systému Fe-Cr vzniká intermetalická sloučenina - sigma fáze, obsahující na 1 atom Fe 1 atom Cr. Je tvrdá, nemagnetická a krystaluje v tetragonální soustavě. Obecně vzniká sigma fáze tehdy, jestliže jde o slitinu kovů, z nichž jeden má prostorově a druhý plošně centrovanou krychlovou mřížku a jejichž atomové poloměry se neliší více než o 8%. Některé prvky, jako Mo, Si, Ni, Mn, posunují hranici tvorby sigma fáze směrem k nižším obsahům chrómu. Ve směsi s fází alfa se fáze sigma vyskytuje od 20 do 70% chrómu při teplotách mezi 500 až 800 °C při relativně dlouhém působení těchto teplot. Slitiny s manganem, niklem a molybdenem vyžadují k rozpuštění fáze sigma delší čas nebo vyšší teploty.

Zpracování za studena urychluje tvorbu fáze sigma. Vznik fáze sigma je spojen s výrazným snížením tažnosti a houževnatosti, zvláště když jsou tyto vlastnosti zkoušeny za normální teploty. [1]

Tepelné zpracování

Označení oceli		Teplota rozpouštěcího žíhání °C	Prostředí ochlazování
Značka	Číselné označení		
X3CrNiMoN27-5-2	1.4460	1020 až 1100	voda nebo vzduch
X2CrNiMoN22-5-3	1.4462	1020 až 1100	voda nebo vzduch
X2CrNiN23-4	1.4362	950 až 1050	voda nebo vzduch
X2CrNiMoCuN25-6-3	1.4507	1040 až 1120	voda nebo vzduch
X2CrNiMoN25-7-4	1.4410	1040 až 1120	voda nebo vzduch
X2CrNiMoCuWN25-7-5	1.4501	1040 až 1120	voda nebo vzduch

Obr. 4 Tepelné zpracování (ČSN EN 10250-4)

Mechanické vlastnosti

Pevnostní hodnoty (viz obr.5) austeniticko-feritických ocelí jsou mnohem lepší než u čistě austenitických ocelí a zvyšují se s obsahem feritu. Tažnost materiálu je zachována po rozpouštěcím žíhání a to i při vysokých obsazích feritu. Ve chvíli, kdy se stane ferit převažující fází, klesá vrubová houževnatost. Mezi pevnostními hodnotami a houževnatostí, i za snížených teplot je vhodným kompromisem obsah feritu 40-50%. Vytvrzení, které probíhá při žíhání austeniticko-feritických ocelí lze pozorovat ve dvou teplotních oblastech :

- Mezi teplotami 700 až 1000°C vyvolané vylučováním fáze sigma; současně lze zjistit značnou křehkost, což není příhodné a proto se tato oblast v průmyslu nepoužívá a výdržím v ní je dobré se spíše vyhnout.
- Mezi teplotami 350 až 550°C vyvolané stárnutím při 475°C, to je významné při krátkých výdržích při zachování dobré tažnosti a houževnatosti. To je důvodem možného využití této teplotní oblasti pro zvýšení pevnosti.

Oceli s austeniticko-feritickou strukturou jsou velmi vhodné pro odlévání. Trhlinky vznikající v průběhu tuhnutí jsou velice řídké a dobrá slévatelnost umožňuje odlít i složitých částí při tenkém průřezu stěny, což u mnohých korozivzdorných ocelí není jednoduché. [1,7]

Označení oceli		Tloušťka směrodatného rozměru tr mm max.	Mez kluzu 0,2% N/mm ² min.	Pevnost v tahu Rm N/mm ²	Tažnost A % min.		Nárazová práce KV J min.	
Značka	Číselné označení				l	tr	l	tr
X3CrNiMoN27-5-2	1.4460	160	460	620 až 880	20	15	85	50
X2CrNiMoN22-5-3	1.4462	350	450	650 až 880	25	20	100	60
X2CrNiN23-4	1.4362	160	400	600 až 830	25	20	100	60
X2CrNiMoCuN25-6-3	1.4507	160	500	700 až 900	25	20	100	60
X2CrNiMoN25-7-4	1.4410	160	530	730 až 930	25	20	100	60
X2CrNiMoCuWN25-7-4	1.4501	160	530	730 až 930	25	20	100	60

Obr. 5 Mechanické vlastnosti (ČSN EN 10250-4)

Korozní odolnost

S ohledem na uvedené vlastnosti a legování dvoufázových ocelí molybdenem, mědí, popř. dusíkem, nacházejí tyto oceli široké uplatnění v prostředí anorganických kyselin, kyselin sírové a fosforečné, v některých organických prostředích, v mořské vodě a i v chloridech pro svou vysokou odolnost proti mezikrystalové, bodové a štěrbinové korozi a především pak odolnosti proti koroznímu praskání. Mechanismus působení feritu na odolnost dvoufázových ocelí proti koroznímu praskání je poukazován jednak na jeho chemické složení a také na mechanické působení v důsledku vyšších pevnostních hodnot. Ferit je vůči austenitu anodou, takže může katodicky chránit austenit. Zvýšení odolnosti může také pramenit ve zvyšování obsahu niklu v austenitu. Anodový charakter feritu vůči austenitu se však údajně ztrácí při působení prutí, kdy se místní anodové rozpouštění může vyskytnout i v austenitu. Dvoufázové oceli mají nejen zvýšenou odolnost proti koroznímu praskání v prostředí chloridů (obecně halogenidů), ale i v podmínkách indukovaného korozního praskání sulfanem. Každé typy dvoufázových ocelí obsahují 18 až 27% chrómu, 5 až 7% niklu a jsou buď bez molybdenu, nebo častěji s 2 až 4% molybdenem. Dříve používané oceli legované titanem nebo niobem jsou nahrazovány ocelmi, které mají nízký obsah uhlíku a jsou modifikovány dusíkem. Pro některé účely mohou být dvoufázové oceli legované i mědí. Určité typy nízkouhlíkových ocelí jsou legovány titanem, který snižuje možnost zkřehnutí a zlepšuje technologické vlastnosti oproti ocelím bez titanu. Dvoufázové oceli se vyznačují zvýšenou odolností vůči bodové a štěrbinové korozi, hlavně jsou to oceli s vyššími obsahy chrómu a molybdenu. Kritické teploty při níž se vyskytuje bodová koroze jsou u nich vyšší než u běžných austenitických slitin. Podmínky pro vznik bodové koroze a korozního praskání jsou u dvoufázových ocelí posunuty k vyšším obsahům chloridů a vyšším teplotám. Riziko bodové koroze a korozního napadení také výrazně zvyšuje přítomnost sulfanu. [1]

Experimentální část

Základní materiál

Blok zkušebního materiálu (Obr. č. 1.1) byl odlit z austeniticko-feritické oceli GX2CrNiMoN22-5-3 dle ČSN EN 10283. Předepsané chemické složení, tepelné zpracování a mechanické složení jsou uvedeny v tabulkách č. 1-2.

Označení		C max.	Si max.	Mn max.	P max.	S max.	Cr	Mo	Ni	N	Cu
Značkou	Číslem										
GX2CrNiMoN22-5-3	1.4470	0,030	1,00	2,00	0,035	0,025	21,00 až 23,00	2,5 až 3,5	4,5 až 6,5	0,12 až 0,20	0,05

Tab. č. 1 – Chemické složení

Označení		Tepelné zpracování			Tloušťka	Mechanické vlastnosti			
						Zkouška tahem za teploty okolí			Zkouška rázem v ohybu
Značkou	Číslem	Symbol	Kalení (+QT) nebo rozp. Žihání (+AT)	Popouštění [°C]	t [mm] max.	Rp0,2 [MPa] min.	Rm [MPa]	A [%] min.	KV [J] min.
GX2CrNiMoN22-5-3	1.4470	+AT*	1120 až 1150	-	150	420	600	20	30

* Po rozpuštěním žihání za vysoké teploty mohou být odlitky před kalením ve vodě ochlazeny na teplotu mezi 1010 °C až 1040 °C pro zabránění vzniku trhlin a zlepšení odolnosti proti korozi.

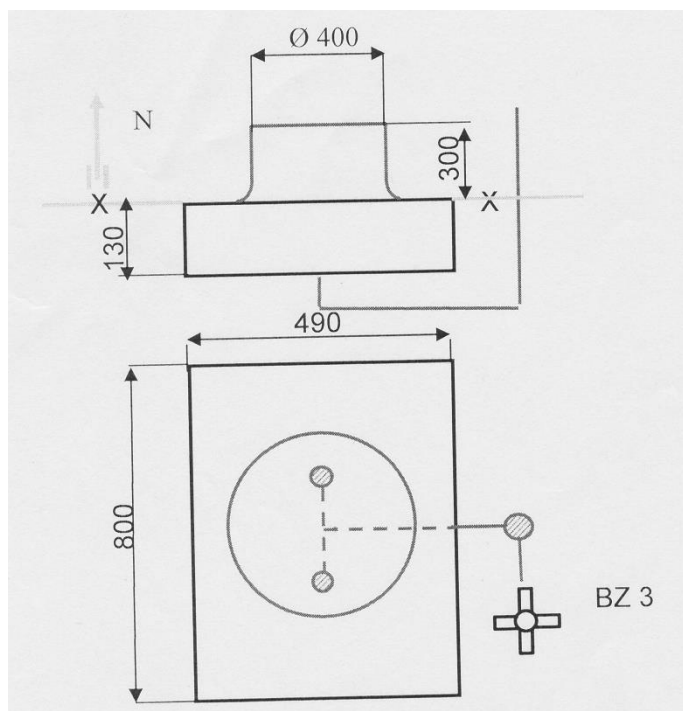
Tab. č. 2 Hodnoty mechanických vlastností



Obr. č. 1.1 – základní materiál

Tavení a odlití zkušební bloku

Forma pro zkušební blok (obr.1) byla vyrobena z furanové směsi s 20 mm povrchovou vrstvou chromitu a natřena nátěrem ZIRKOPAL 1853. Nálitek byl opatřen exotermickou vložkou PERMANEX – SL 12 a po odlití zasypán exotermickou směsí GRANEX a izolačním zásypem VERMIKULIT. Před odlitím byla forma naplněna argonem z důvodu ochrany taveniny před naplyněním.



Obr. č. 1 – Forma zkušební bloku

Tavení proběhlo na tunové středofrekvenční indukční peci od firmy Induktoterm. Jako vsázka byl použit ocelový odpad z EN 1.4317 – vtoky a špony, niklové katody, chrom kov, feromolybden 60% a dusíkatý feromangan a hliník. Dosažené chemické složení je uvedeno v tabulce č. 4. Teplota lití byla 1560°C.

Předpis	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	V	W	N	Cu	Al	Nb	Co
	max.	max.	max.	max.	max.	21,00	4,50	2,50			0,10				
	0,03	2,00	1,00	0,035	0,015	23,00	6,50	3,50			0,22				
Dosaženo č.t. 9362	0,03	1,43	0,36	0,016	0,015	21,75	5,34	2,98	0,019	0,028	0,13	0,05	0,018	0,01	0,033

Tab. č. 4 – Chemické složení

Pitting Resistance Equivalent (PRE) – ekvivalent odolnosti proti bodové korozi

$$PRE = \%Cr + 3,3 \times \%Mo + 16 \times \%N$$

$$PRE = 21,75 + 3,3 \times 2,98 + 16 \times 0,131 = 33,68$$

Výsledné ekvivalenční číslo 33,68 nám danou ocel zařazuje mezi standardní duplexy.

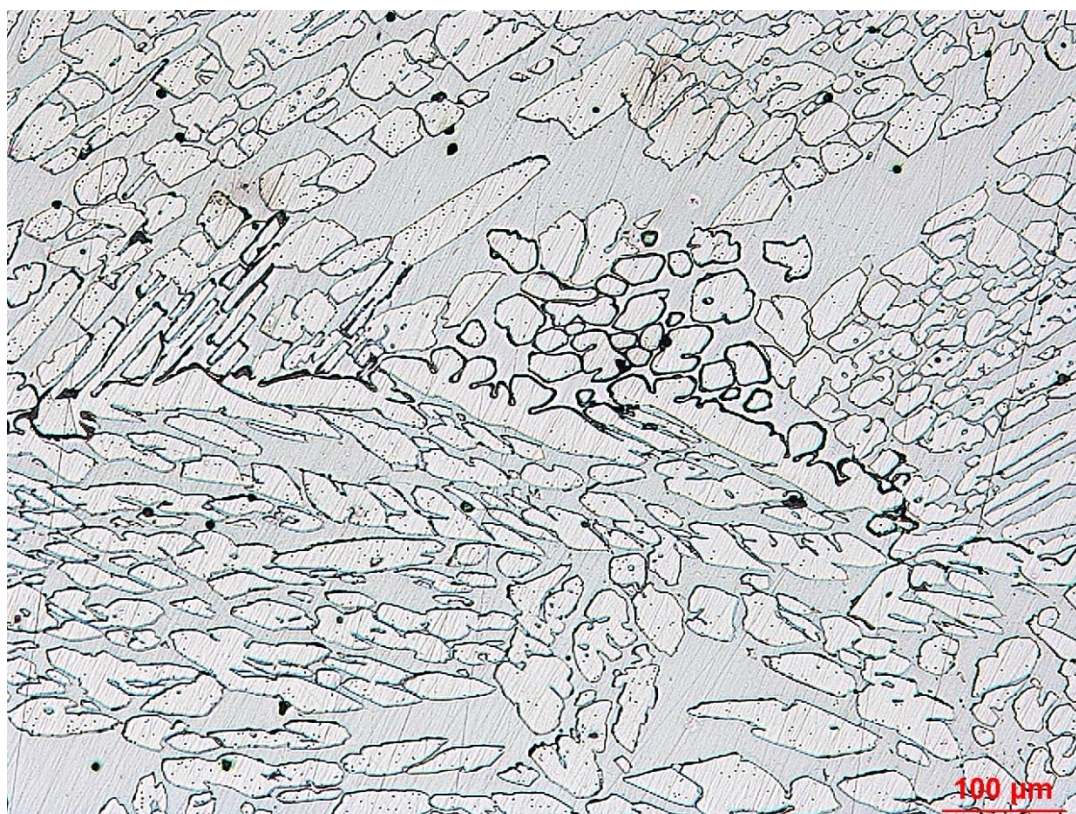
Litý stav

Z jedné přilité zkoušky byla provedena kontrola mechanických hodnot a mikrostruktury. Výsledky mechanických hodnot jsou uvedeny v tabulce č. 5. Hodnoty smluvní meze kluzu a meze pevnosti jsou výrazně vyšší než jsou požadovány v normě ČSN EN 10283, kdežto plastické vlastnosti – tažnost a kontrakce – jsou nízké, tažnost dokonce nevyhovuje. Dosažené výsledky zkoušení mechanických hodnot odpovídají velmi pomalému ochlazování ve formě. Při pomalém ochlazování pod teplotou 1000°C se vylučuje sigma fáze, která je tvrdá a křehká, způsobuje zhoršení plastických vlastností a vrubové houževnatosti. Při dalším ochlazování při teplotách kolem 475°C dojde ke zkřehnutí a vytvrzení feritu, které není mikroskopicky pozorovatelné. Vytvrzení feritu se projeví dalším snížením vrubové houževnatosti a vysokými pevnostními vlastnostmi.

R_{p0,2} MPa min. 420	R_m Mpa min. 600	A % min. 20	Z % -	KV J min. 30		
521	722	8,8	13,5	40	37	33

Tab. č. 5 – Mechanické hodnoty litého stavu

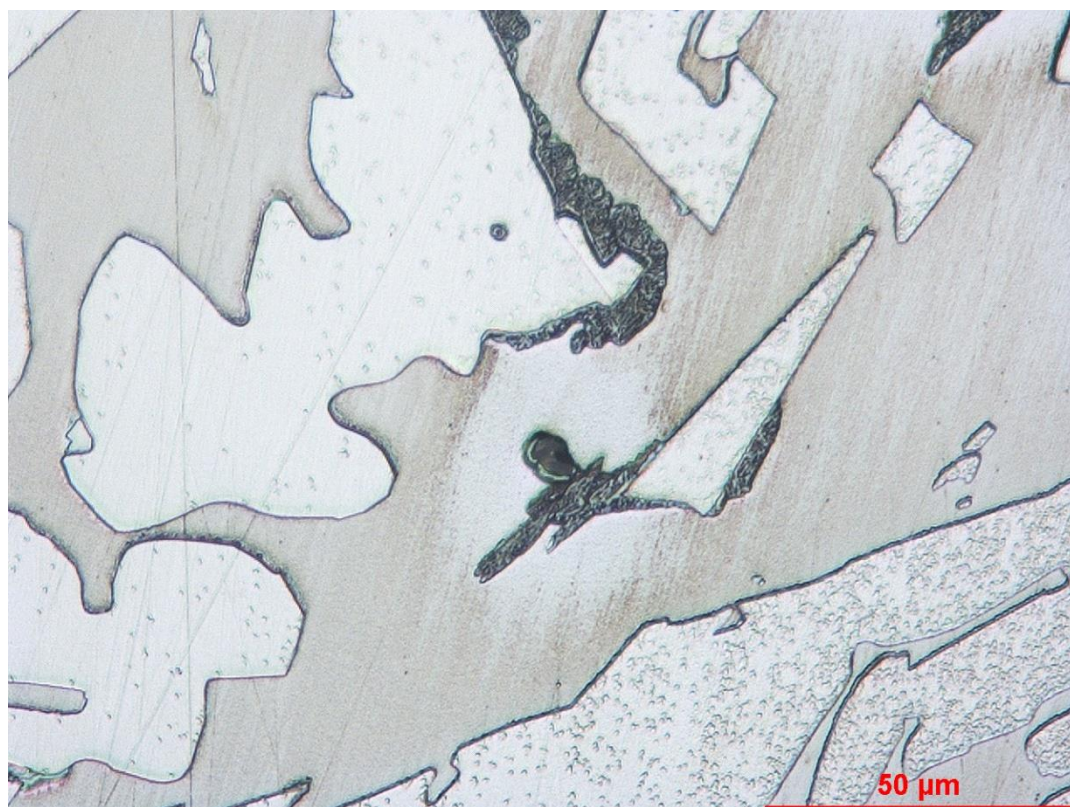
Mikrostruktura litého stavu je tvořena směsí austenitu (ohraničené oblasti) a feritu. Místy se vyskytují po hranicích austenitu částice sigma fáze. Ve struktuře jsou vidět drobné globulární vměstky, pravděpodobně jde o hlinitany.



Obr. č. 1 – Lítý stav, zv. 100x



Obr. č. 2 – Lítý stav, zv. 200x



Obr. č. 3 – Litý stav, zv. 500x

Tepelné zpracování přilítých zkoušek

Přilité zkoušky byly tepelně zpracovány v laboratorní elektrické peci. Teplota rozpouštěcího žíhání byla zvolena 1100°C. Tuto teplotu jsme volili pro rozpuštění karbidů Cr a Mo. Jedna přilítá zkouška byla zpracována režimem 1100°C/ 6 hodin / vzduch a druhá přilítá zkouška režimem 1100°C / 6 hodin / voda.

Tepelné zpracování	$R_{p0,2}$	R_m	A	Z	KV		
	MPa min. 420	Mpa min. 600	% min. 20	% -	J min. 30		
Litý stav	521	722	8,8	13,5	40	37	33
1100°C/6hod/vzduch	461	468	32,4	54,5	119	130	106

Tab. č. 6 – Mechanické hodnoty po tepelném zpracování

V tabulce č. 6 jsou uvedeny dosažené hodnoty po tepelném zpracování přilítých zkoušek (1100°C/ 6 hodin/ vzduch), pro lepší možnost srovnání jsou uvedeny i mechanické hodnoty litého stavu. Jak je vidět po rozpouštěcím žíhání klesly pevnostní hodnoty a výrazně vzrostla plasticita a vrubová houževnatost materiálu oproti materiálu v litém stavu.

Tepelné zpracování	$R_{p0,2}$	R_m	A	Z	KV		
	MPa min. 420	Mpa min. 600	% min. 20	% -	J min. 30		
Litý stav	521	722	8,8	13,5	40	37	33
1100°C/6hod/voda	469	636	26,7	49	173	168	160

Tab. č. 7 – Mechanické hodnoty po tepelném zpracování

Po rozpouštěcím žihání s ochlazením ve vodě (tab. 7) jsou hodnoty meze pevnosti, tažnosti i kontrakce mírně nižší než po ochlazování na vzduchu. Oproti tomu hodnoty vrubové houževnatosti jsou po ochlazení ve vodě podstatně vyšší. Mechanické hodnoty odpovídají strukturním změnám při tepelném zpracování. Po rozpouštěcím žihání s ochlazením ve vodě ve struktuře není vyloučena žádná sigma fáze a pravděpodobně z důvodu rychlého ochlazení ani nedošlo ke zkřehnutí feritické fáze, proto jsou mechanické hodnoty nižší a hodnoty vrubové houževnatosti vyšší než při ochlazování na vzduchu.

Mikrostruktura po tepelném zpracování přilítých zkoušek

Mikrostruktura po rozpouštěcím žihání 1100°C / 6 hodin / vzduch (obr. 4 a obr. 5) je tvořena směsí austenitu (uzavřené oblasti) a feritu. Místy je vidět malé množství sigma fáze vyloučené po hranicích zrn austenitu. Globulární vměstky jsou pravděpodobně hlinitany.



Obr. č. 4 - 1100°C / 6 hodin / vzduch, zv. 100x

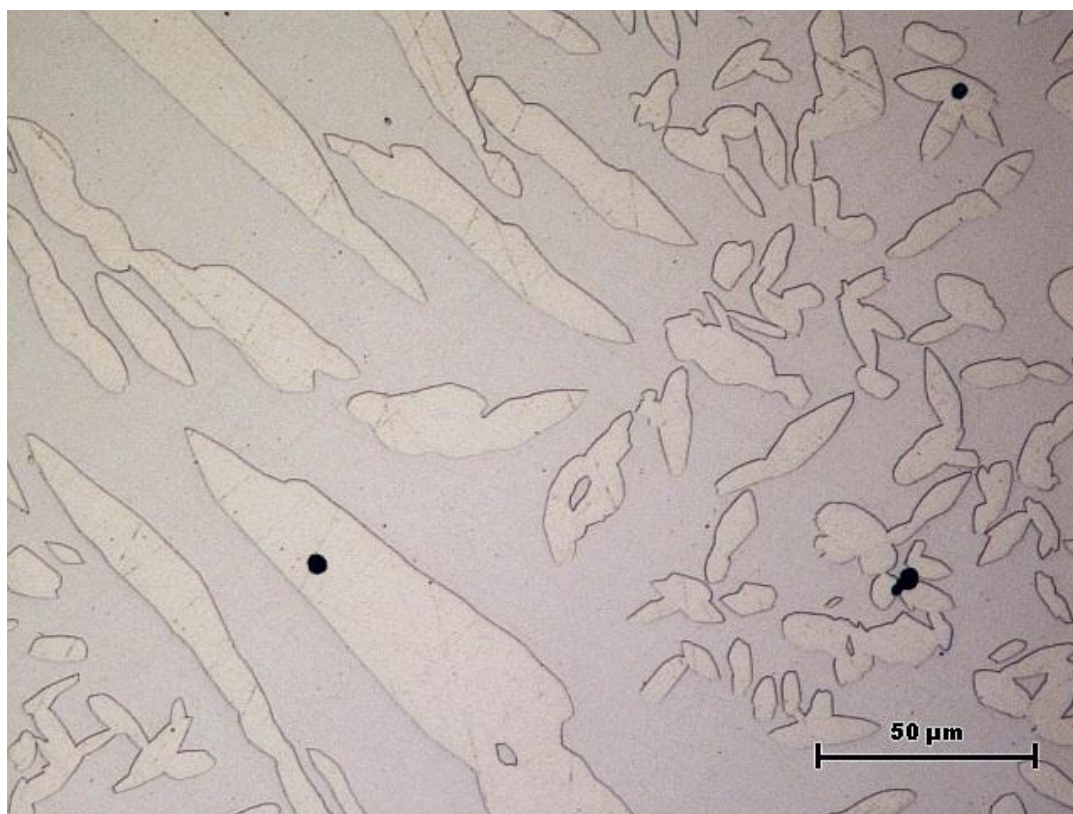


Obr. č. 5- 1100°C / 6 hodin / vzduch, zv. 500x

Mikrostruktura po tepelném zpracování 1100°C/ 6 hodin / voda (obr. 6 a obr. 7) je tvořena směsí austenitu (uzavřené oblasti) a feritu. Rovněž se zde vyskytují drobné globulární vměstky, pravděpodobně hlinitany.



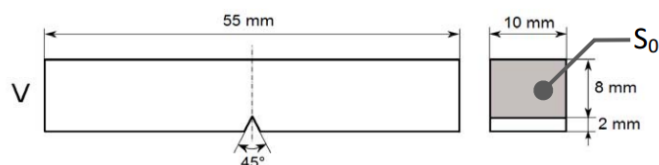
Obr. č. 6 - 1100°C/ 6 hodin / voda, zv. 100x



Obr. č. 7 - 1100°C/ 6 hodin / voda, zv. 500x

Zkouška rázem v ohybu

Zkouška byla provedena dle normy ČSN ISO 148-1. Zkušební vzorky s V vrubem, délkou 55mm a čtvercovým průřezem o stranách 10mm (Obr. 8). Vrubová houževnatost byla provedena na vzorcích které byly v litém stavu a na vzorcích které byly tepelně zpracovány (1100°C/ 6hodin /vzduch, 1000°C/ 6 hodin / voda). Výsledné hodnoty jsou vidět v tabulce č. 8. Z výsledných hodnot jsou vytvořeny přechodové křivky (Obr. 9).

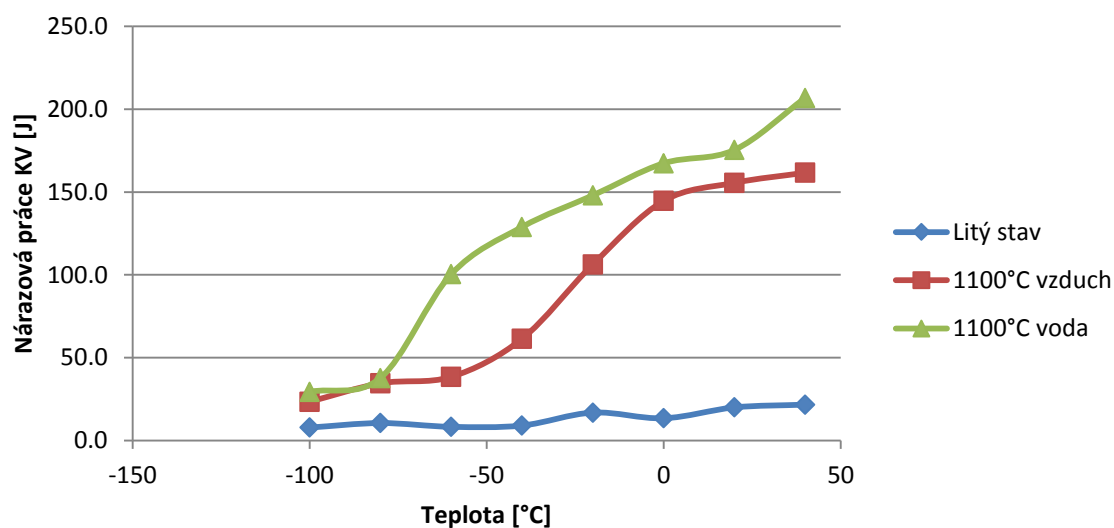


Obr. č. 8

Teplota °C	Litý stav				1100°C/vzduch				1100°C/voda					
	Nárazová práce KV [J]				Ø	Nárazová práce KV [J]				Ø	Nárazová práce KV [J]			
40	17,3	16,4	31,1	21,6	172,3	147,4	165,3	161,7	216,9	208,7	195	206,9		
20	30,7	11,6	17,5	19,9	175	134,3	157,4	155,6	194,8	159,5	172	175,4		
0	11,2	10,7	18,2	13,4	143	157,9	133	144,6	163,1	181	158	167,4		
-20	10,3	13,9	26,2	16,8	100,5	127,1	91,3	106,3	149,9	153	141	148,0		
-40	8,7	10,1	8,1	9,0	48,8	69,4	65,8	61,3	104,9	133,4	148,4	128,9		
-60	7,2	7,1	10,3	8,2	30,3	26,7	58,2	38,4	98	101,1	102	100,4		
-80	7,3	9,1	15	10,5	23,2	40,7	39,6	34,5	31,1	48,7	33,3	37,7		
-100	6,9	7,5	8,9	7,8	17,4	27,3	25,4	23,4	23,7	39	25,3	29,3		

Tab. č. 8

Přechodové Křivky



Obr. č. 9

Fraktografie lomových ploch

Přehled dokumentovaných vzorků

Vzorky pro dokumentaci lomových ploch jsou použity z měření vrubové houževnatosti. Zdokumentovány byly tři vzorky, přičemž u každého vzorku pro dvě teploty přeražení (+40°C, -100°C), viz. tabulka č.9 . Měření bylo prováděné na řádkovacím elektronickém mikroskopu při použitém zvětšení v řádech 20x až 1500x.

Vzorek	Vznik lomu	Lom z hlediska makroskopie	Mikromechanismus porušování	Mikrografické znaky
LS1 +40°C	Rázem v ohybu	Křehký	TŠ	JZ
LS2 -100°C		Křehký	TŠ	JZ
VO1 +40°C		Houževnatý	TTP, IŠ	JM
VO2 -100°C		Smíšený	TTP, TŠ	JZ
VZ1 +40°C		Smíšený	TTP, TŠ	JZ, JM, VM
VZ2 -100°C		Smíšený	TTP, TŠ	JZ, JM

Tab. č. 9 – Přehled dokumentovaných vzorků

TŠ – transkrystalické štěpení

IŠ – interkrystalické štěpení

TTP – transkrystalické tvárné štěpení

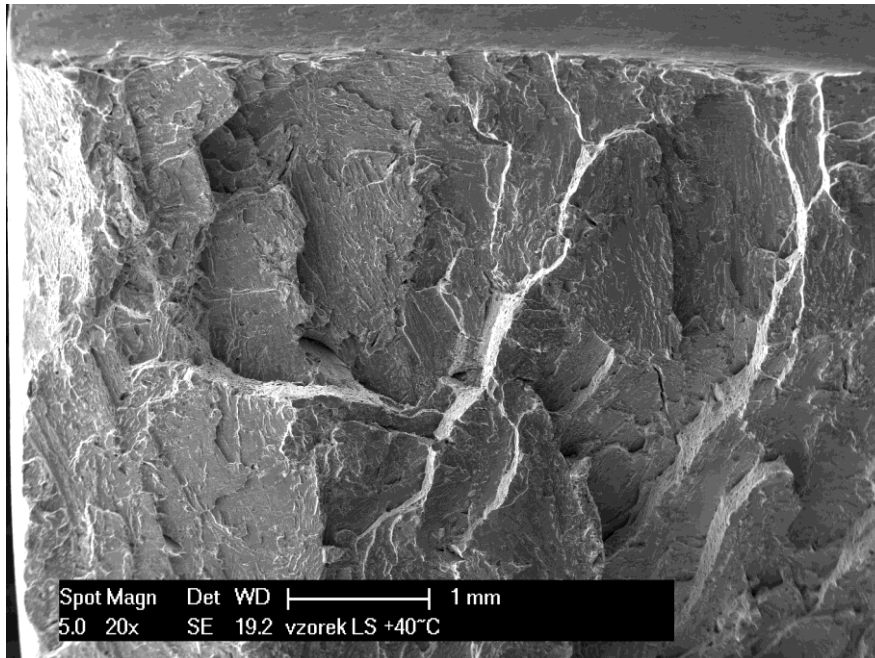
JZ – jazýčková morfologie

JM – jamková morfologie

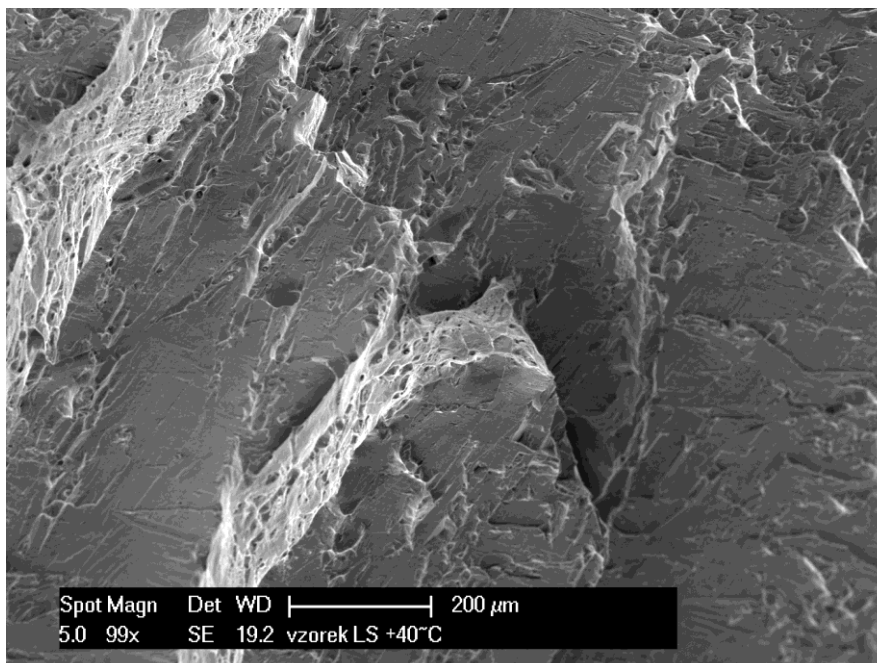
VM – vějířovitá morfologie

Vzorek LS1 +40°C

Vzorek v litém stavu po zkoušce vrubové houževnatosti při teplotě +40°C. Lomová plocha vykazuje transkrystalické křehké porušení (Obr. č. 10). Mikromorfologické znaky jsou zde tvořeny jazýčkovou morfologií (Obr. č. 11).



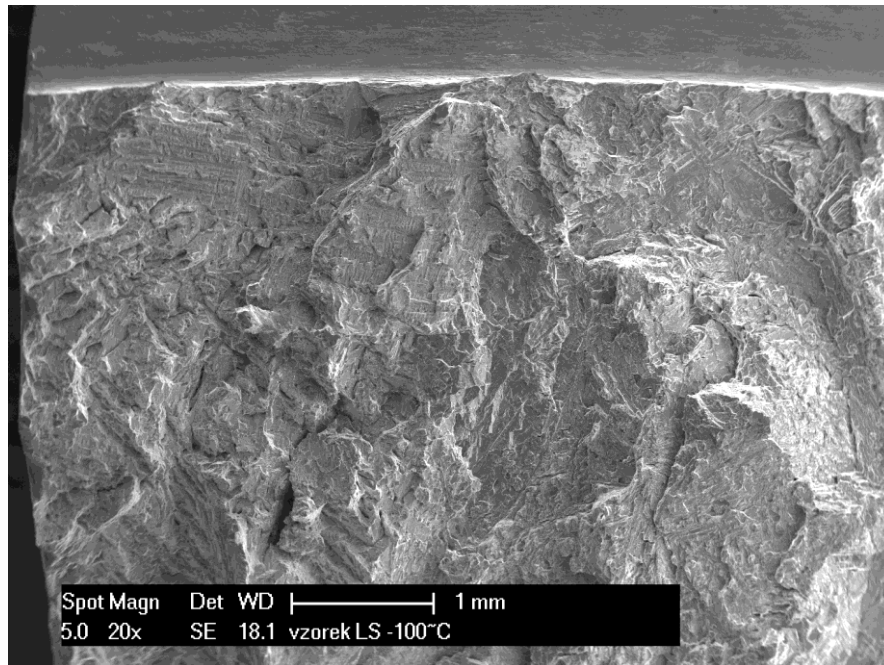
Obr. č. 10 – litý stav, +40°C, zvětšení 20x



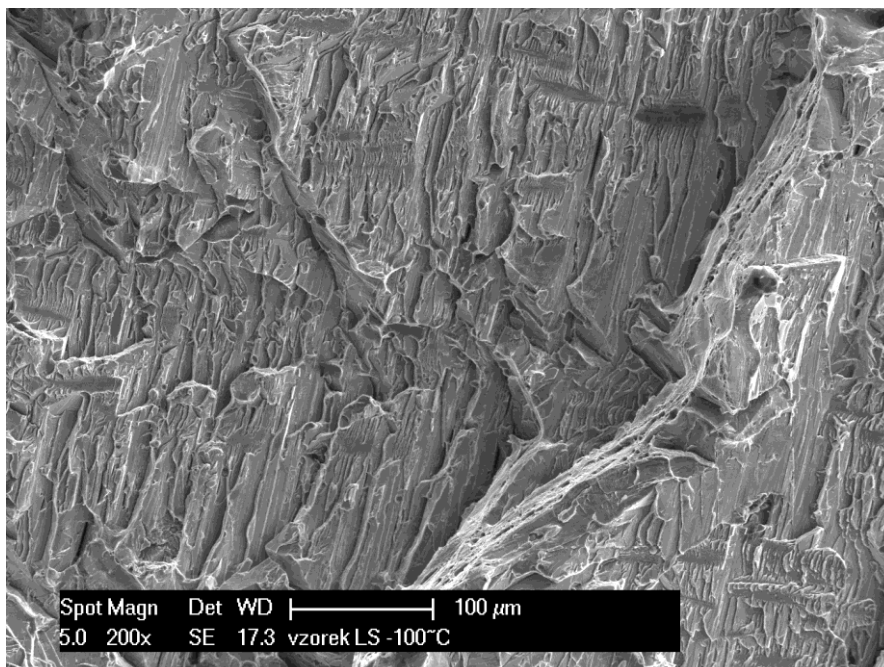
Obr. č. 11 – litý stav, +40°C, zvětšení 99x

Vzorek LS2 -100°C

Vzorek v litém stavu po zkoušce vrubové houževnatosti při teplotě -100°C. Lomová plocha vykazuje stejné porušení jako vzorek po zkoušce vrubové houževnatosti při teplotě +40°C tedy transkrystalické křehké porušení (Obr. č. 12). Mikromorfologické znaky jsou zde taktéž stejné tj. jazýčková morfologie (Obr. č. 13).



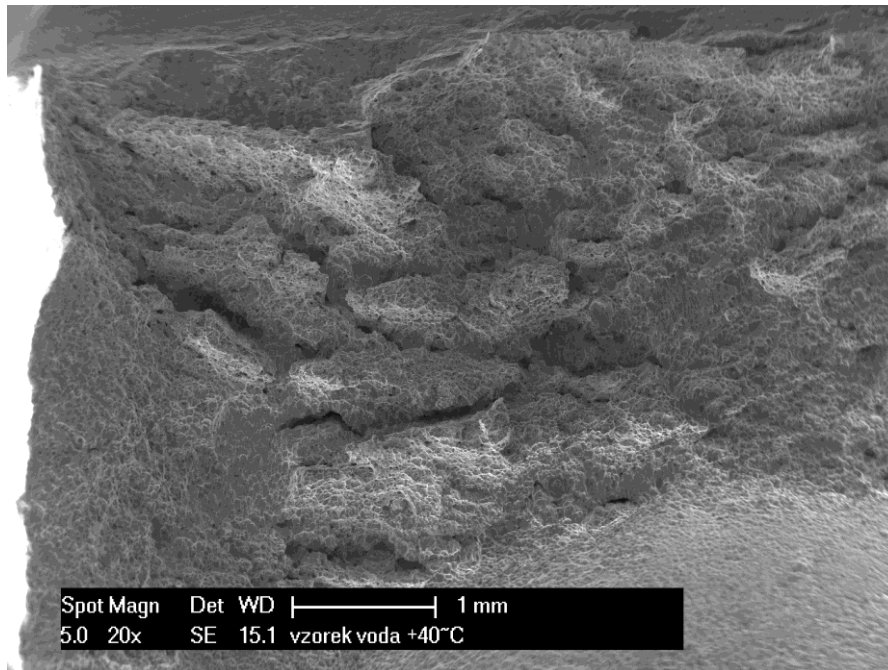
Obr. č. 12 – litý stav, -100°C, zvětšení 20x



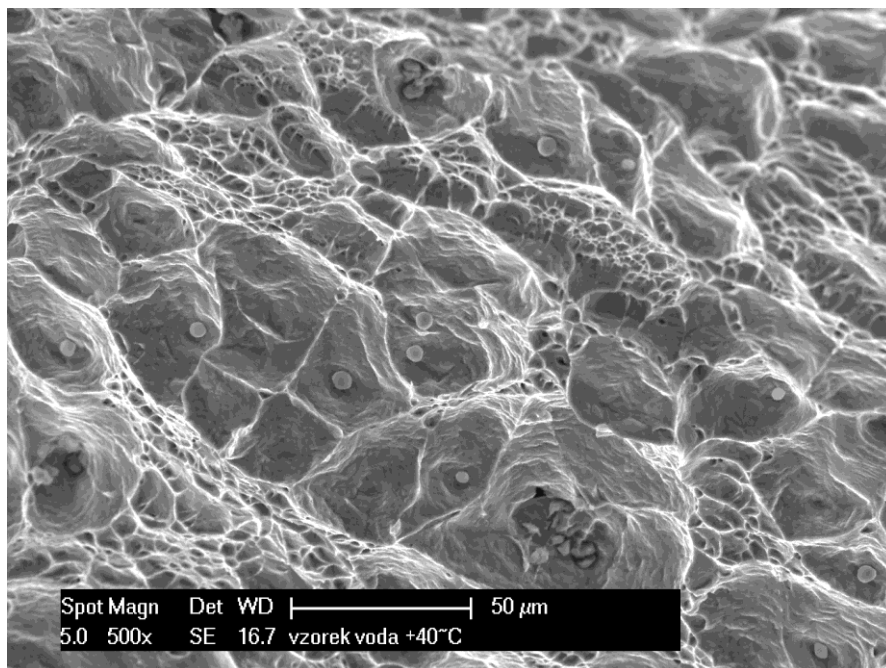
Obr. č. 13 – litý stav, -100°C, zvětšení 200x

Vzorek VO1 +40°C

Vzorek zpracovaný tepelným režimem 1100°C/6h/voda po zkoušce vrubové houževnatosti při teplotě +40°C. Lomová plocha vykazuje jednak transkrystalické tvárné poškození (Obr. č. 14) a jednak také interkrystalické poškození (Obr. č. 15). Mikromorfologické znaky jsou zde tvořeny jamkovou morfologií (Obr. č. 15).



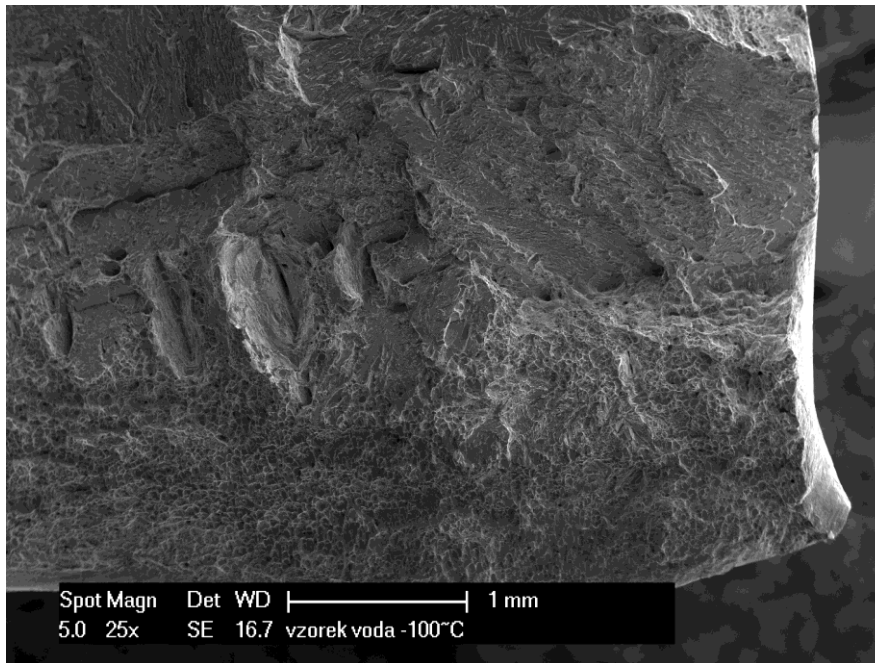
Obr. č. 14 – 1100°C/6h/voda, +40°C, zvětšení 20x



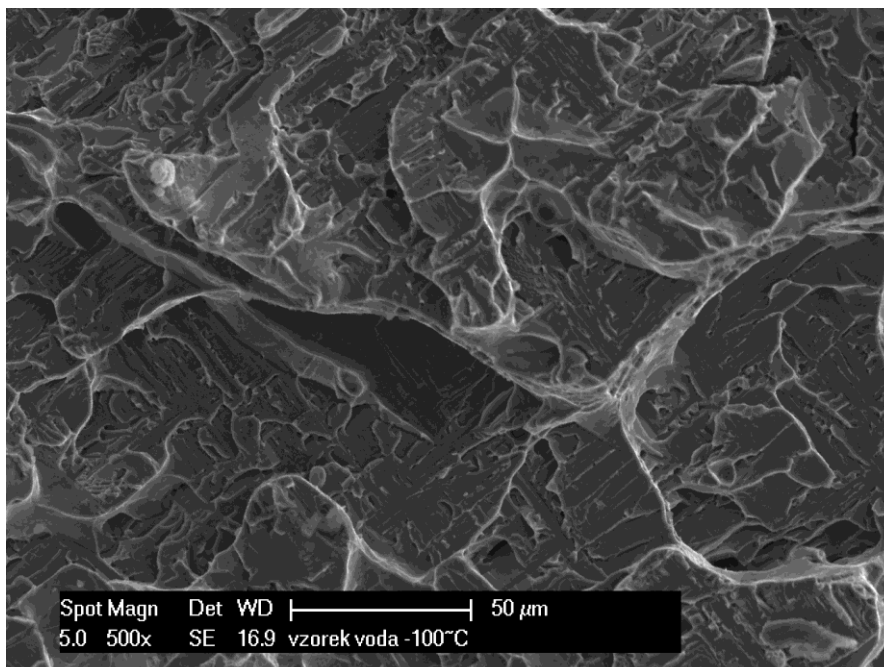
Obr. č. 15 - 1100°C/6h/voda, +40°C, zvětšení 500x

Vzorek V02 -100°C

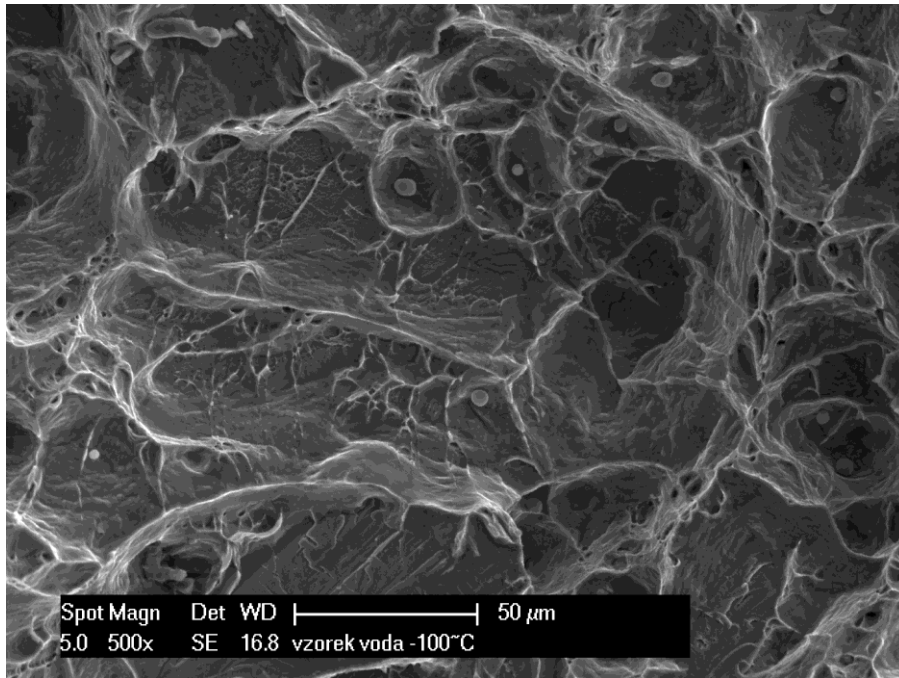
Vzorek zpracovaný tepelným režimem 1100°C/6h/voda po zkoušce vrubové houževnatosti při teplotě -100°C. Lomová plocha vykazuje směs transkrystalického tvárného poškození a křehkého štěpení (Obr. č. 16). Mikromorfologické znaky jsou zde tvořeny jamkovou (Obr. č. 17) i jazýčkovou morfologií (Obr. č. 18).



Obr. č. 16 - 1100°C/6h/voda, -100°C, zvětšení 25x



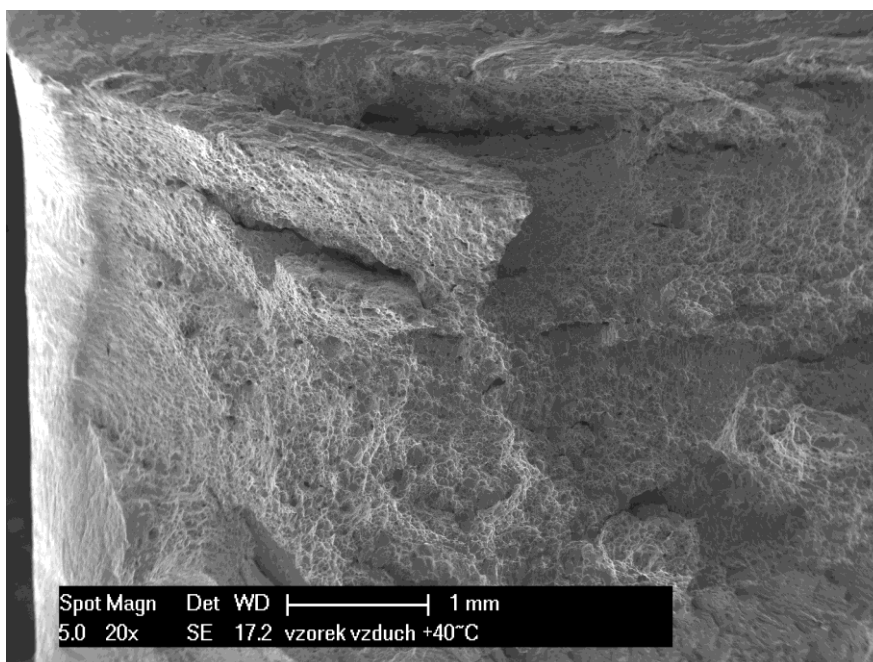
Obr. č. 17 - 1100°C/6h/voda, -100°C, zvětšení 500x



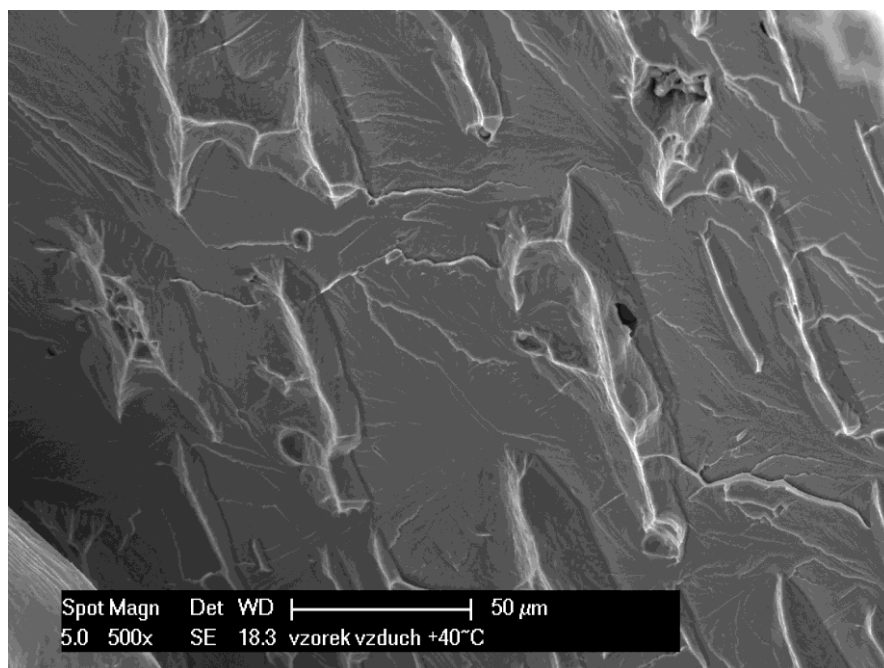
Obr. č. 18 - 1100°C/6h/voda, -100°C, zvětšení 500x

Vzorek VZ1 +40°C

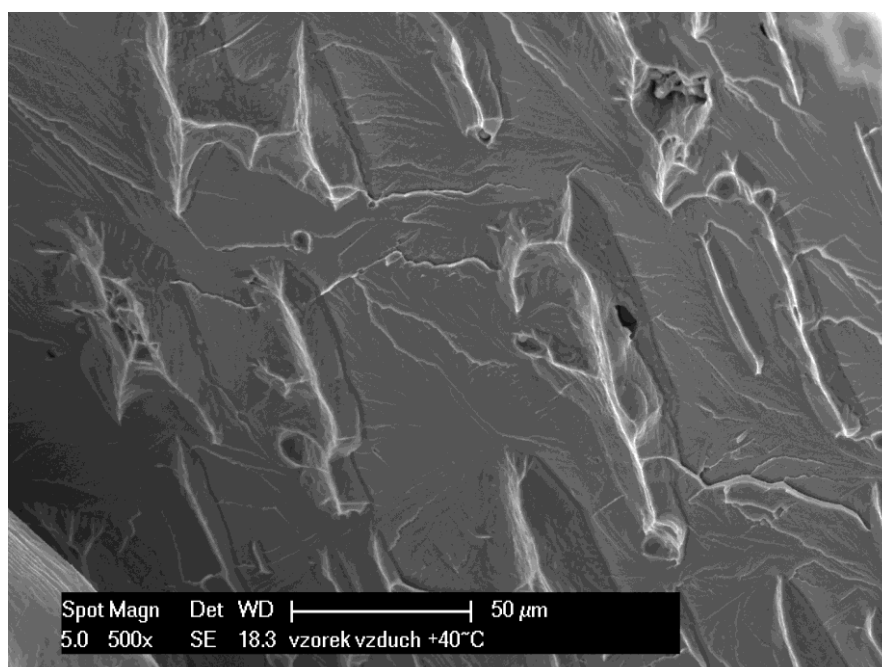
Vzorek zpracovaný tepelným režimem 1100°C/6h/vzduch po zkoušce vrubové houževnatosti při teplotě +40°C. Lomová plocha vykazuje směs tvárného poškození (Obr. č. 19) a transkrystalického štěpného poškození (Obr. č. 20). Mikromorfologické znaky jsou zde tvořeny dvěma kresbami – vějířovitou morfologií (Obr. č. 21) a jazýčkovou morfologií (Obr. č. 22).



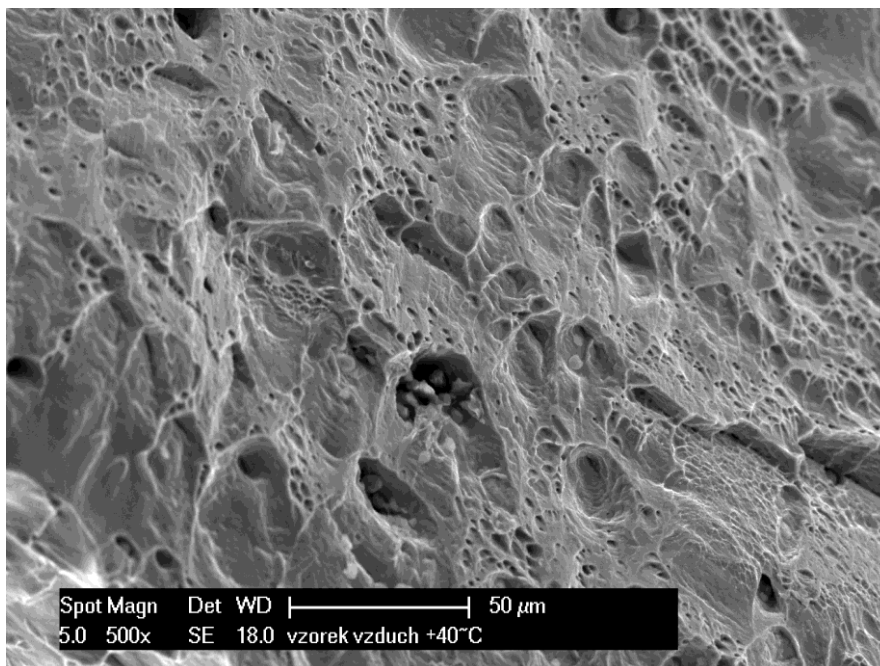
Obr. č. 19 - 1100°C/6h/vzduch, +40°C, zvětšení 20x



Obr. č. 20 - 1100°C/6h/vzduch, +40°C, zvětšení 500x



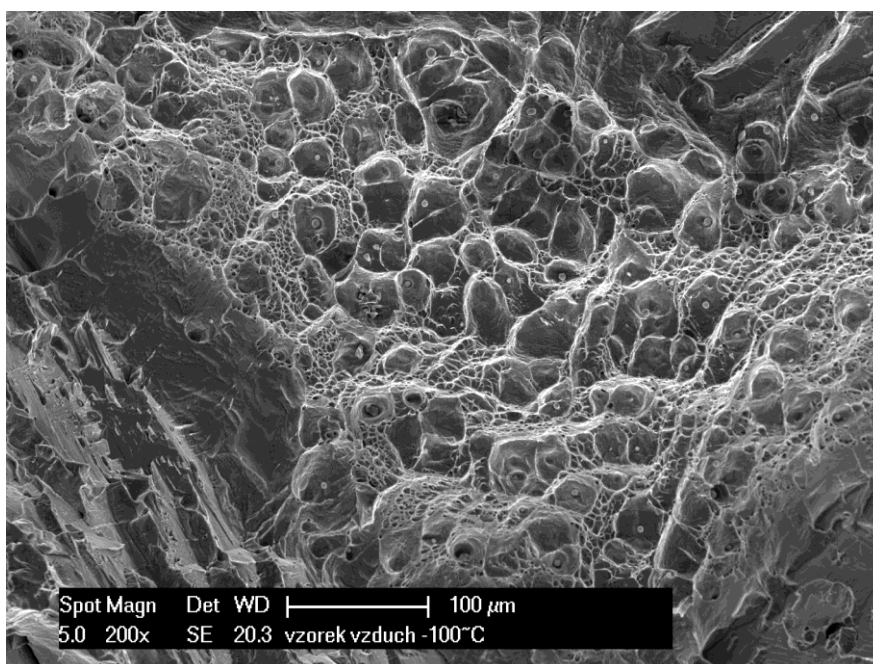
Obr. č. 21 - 1100°C/6h/vzduch, +40°C, zvětšení 500x



Obr. č. 22 - 1100°C/6h/vzduch, +40°C, zvětšení 500x

Vzorek VZ2 -100°C

Vzorek zpracovaný tepelným režimem 1100°C/6h/vzduch po zkoušce vrubové houževnatosti při teplotě -100°C. Lomová plocha vykazuje směs transkrystalicky tvárného porušení a porušení křehkého (Obr. č. 23). Mikromorfologické znaky jsou zde tvořeny jazýčkovou a jamkovou morfolofií (Obr. č. 23).



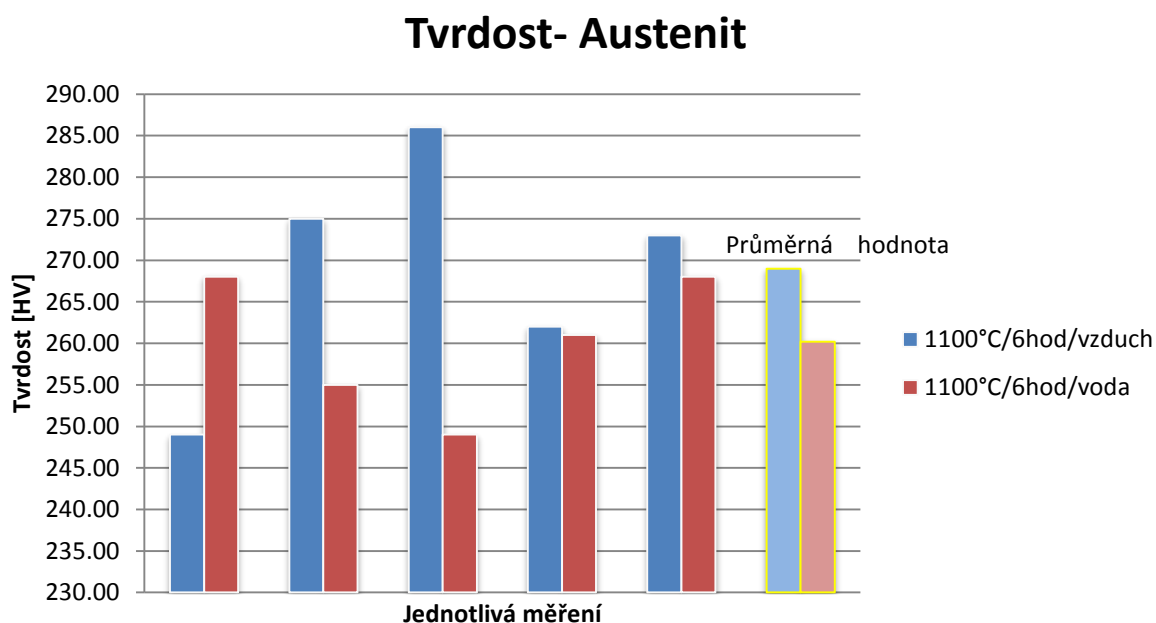
Obr. č. 23 - 1100°C/6h/vzduch, -100°C, zvětšení 200x

Měření mikrotvrdomsti

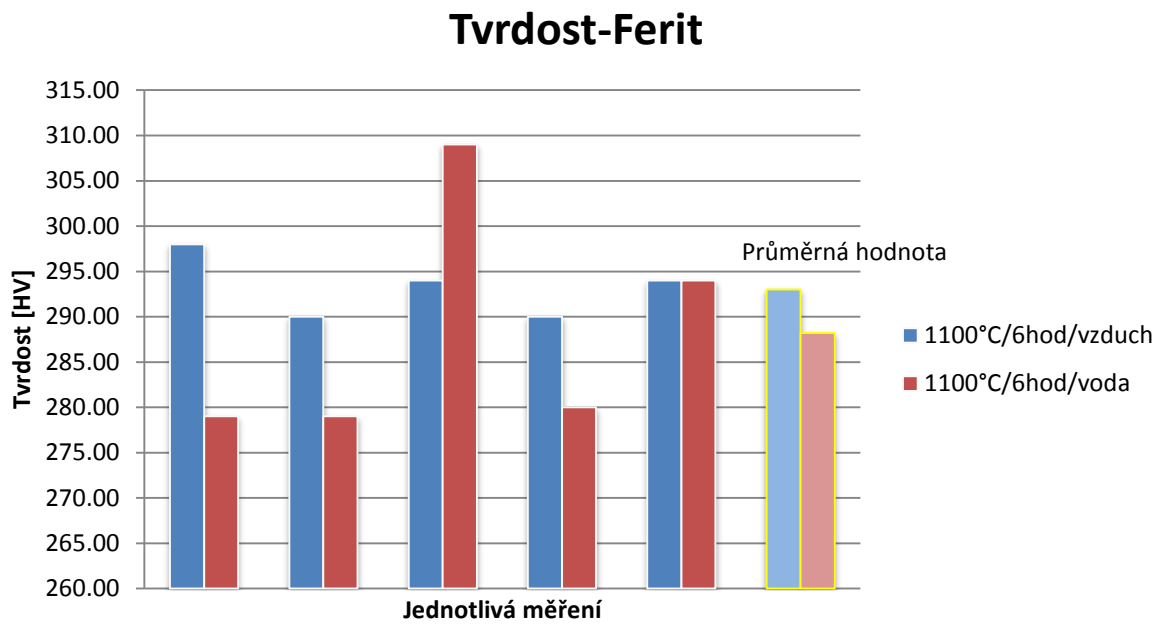
Měření mikrotvrdomsti se provádělo na metalografických výbrusech, které jsou zpracovány tepelným režimem 1100°C/6hod/vzduch resp. voda. Vzorky jsou získány z měření vrubové houževnatosti. Na každém vzorku bylo provedeno pět měření pro každou fázi. Nominální hodnota zkoušeného zatížení byla HV 0.01 (0.09807 [N]) . Výsledné naměřené hodnoty jsou v tabulce č.10 a grafické znázornění na Obr. č.24 a Obr. č.25.

Tepelné zpracování	Fáze	Tvrdomst podle Vickerse					Průměrná hornota
1100°C/6hod/vzduch	austenit	249 HV	275 HV	286 HV	262 HV	273 HV	269 HV
	ferit	298 HV	290 HV	294 HV	290 HV	294 HV	293 HV
1100°C/6hod/voda	austenit	268 HV	255 HV	249 HV	261 HV	268 HV	260,2 HV
	ferit	279 HV	279 HV	309 HV	280 HV	294 HV	288,2 HV

Tab. č. 10 – hodnoty mikrotvrdomsti



Obr. č. 24



Obr. č. 25

Vyhodnocení experimentálního programu

Tepelné zpracování

Teplota rozpouštěcího žíhání předepsané normou ČSN EN 10283 je 1120°C až 1150°C. Vzhledem k možnostem el. laboratorní pece byly však přilité zkoušky žíhány pouze na teplotu 1100°C. Při zkoumání mikrostruktur je vidět, že u litého stavu je ve struktuře přítomna sigma fáze, která způsobuje tvrdost a křehkost. Mikrostruktura při tepelném zpracování 1100°C/6h/vzduch vykazuje jen částečnou přítomnost sigma fáze a mikrostruktura při tepelném zpracování 1100°C/6h/voda nevykazuje již žádnou přítomnost sigma fáze.

Mechanické hodnoty

U litého stavu je vidět, že hodnoty meze kluzu a meze pevnosti jsou vyšší než předepisuje norma. U vrubové houževnatosti a zejména u tažnosti jsou hodnoty nižší, což je způsobeno vyšším podílem vyloučené sigma fáze. U mechanických hodnot z přilítých zkoušek s tepelným zpracováním 1100°C/6h/vzduch resp. voda, hodnoty meze kluzu a pevnosti mírně klesly oproti litému stavu. Hodnoty vrubové houževnatosti a tažnosti jsou zde ale podstatně vyšší.

Fraktografie lomových ploch

Fraktografie byla provedena na vzorcích po vrubové houževnatosti a to jak na materiálu v litém stavu, tak na vzorcích s tepelným zpracováním 1100°C/6h/vzduch resp. voda. U každého vzorku byla provedena zkouška vrubové houževnatosti při teplotě +40°C a -100°C. Fraktografie litého stavu pro obě teploty přeražení vykazovala křehké porušení s jazýčkovou morfologií. Fraktografie vzorku po tepelném zpracování režimem 1100°C/6h/voda vykazovala při teplotě přeražení +40°C houževnaté poškození s jamkovou morfologií. Při teplotě přeražení -100°C vykazovala porušení smíšené s převážně jazýčkovou morfologií. Fraktografie vzorku po tepelném zpracování režimem 1100°C/6h/vzduch vykazovala při obou teplotách smíšené porušení. Mikromorfologické znaky jsou zde tvořeny jazýčkovou i jamkovou morfologií, s tím, že u vzorku přeraženém při teplotě +40°C se objevila i morfologie vějířovitá.

Závěr

Při porovnání tepelného zpracování je vidět, jaký vliv má tepelné zpracování na mechanické hodnoty a vzhled mikrostruktur. U litého stavu jsou hodnoty meze kluzu i pevnosti poměrně vysoké vzhledem k normě, nicméně hodnoty vrubové houževnatosti a tažnosti jsou nízké. U materiálu z přilítých zkoušek a následném tepelném zpracování jsou hodnoty meze kluzu i pevnosti nižší než v litém stavu avšak hodnoty vrubové houževnatosti a tažnosti jsou výrazně vyšší. Vše výše napsané má samozřejmě souvislost se vzhledem mikrostruktur, kde u litého stavu je pozorovatelný výrazný podíl sigma fáze, kdežto na přilítých zkouškách s ochlazením do vody se sigma fáze již nevylučuje vůbec.

Seznam použité literatury

- [1] Číhal, V.: Korozivzdorné oceli a slitiny. Academica, Praha, 1999
- [2] Alvarez-Armas I. (2007). Duplex Stainless Steels: Brief History and Some Recent Alloys. Bentham Science Publishers Ltd., 51-57, 2007. Retrieved January 11, 2012, from <http://www.benthamscience.com/meng/samples/meng%201-1/Alvarez-Armas.pdf>
- [3] Practical Guidelines for the Fabrication of Duplex Stainless Steels - Revised Edition. International Molybdenum Association. London, 2001.
- [4] Corrosion Resistant Alloys [online]. NIPPON YAKIN KOGYO CO., Ltd. Nippon Yakin Kogyo [cit. 2016-05-19]. Dostupné z: <http://www.nyk.co.jp/en/products/alloys/corrosion/329j31.html>
- [5] Korozivzdorné a žáruvzdorné oceli [online], Podklady pro studenty BS studijního programu „Strojírenství“ na VUT v Brně, 8 s. Dostupné na World Wide Web: <http://ime.fme.vutbr.cz/files/vyuka/3SV/08-KaZO-Podklady.pdf>
- [6] ČSN EN 10088-1. *Korozivzdorné oceli – Část 1: Přehled korozivzdorných ocelí*. Praha: Český normalizační institut, 2005
- [7] ČSN EN 10250-4. *Ocelové výkovky volně kované pro všeobecné použití – Část 4: Korozivzdorné oceli*. Praha: Český normalizační institut, 2002
- [8] Ryš, P.: *Nauka o materiálu I4*. Academica, Praha, 1975