



VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ

BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY



FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ  
ÚSTAV STROJÍRENSKÉ TECHNOLOGIE

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING  
INSTITUTE OF MANUFACTURING TECHNOLOGY

## OBLOUKOVÉ SVAŘOVÁNÍ KOROZIVZDORNÝCH OCELÍ PRO NÁROČNÉ PRACOVNÍ PODMÍNKY

ARC WELDING OF STAINLESS STEELS FOR DEMANDING WORKING CONDITIONS

BAKALÁŘSKÁ PRÁCE

BACHELOR'S THESIS

AUTOR PRÁCE

AUTHOR

JOSEF MATĚJÍČEK

VEDOUCÍ PRÁCE

SUPERVISOR

Ing. JAROSLAV KUBÍČEK

BRNO 2015

Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství

Ústav strojírenské technologie

Akademický rok: 2014/2015

## **ZADÁNÍ BAKALÁŘSKÉ PRÁCE**

student(ka): Josef Matějčík

který/která studuje v **bakalářském studijním programu**

obor: **Strojírenská technologie (2303R002)**

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 bakalářské práce:

### **Obloukové svařování korozivzdorných ocelí pro náročné pracovní podmínky**

v anglickém jazyce:

#### **Arc welding of stainless steels for demanding working conditions**

Stručná charakteristika problematiky úkolu:

Těžba uranových rud je sama o sobě náročná oblast. Problémem svařování nerezových trubek, které vedou sirnatou vodu v rámci výroby uranu je výskyt koroze. Jedná se o mezikrystalovou korozi a korozi bludnými proudy. Bakalářská práce řeší technologická opatření svařování ke snížení náchylnosti svarových spojů na korozní napadení.

Cíle bakalářské práce:

Úvod do řešené problematiky práce.

Rozbor problematiky z hlediska materiálového, technologického a konstrukčního.

Hodnocení navržené technologie, vhodných parametrů a podmínek svařování.

Rozbor a diskuze výsledků experimentu.

Doporučení pro praxi a závěr.

Seznam odborné literatury:

1. KOLEKTIV AUTORŮ. Technologie svařování a zařízení, 1.vyd. Zeross, Ostrava 2001, 395s. ISBN 80-85771-81-0.
2. ONDREJČEK, P. Zváranie ocelí v ochrane plynov. Bratislava. ETERNA PRESS 2003. 202 s. ISBN 80-968359-5-5.
3. FOLDYNA, Václav a kol. Materiály a jejich svařitelnost. Ostrava: ZEROSS 2001. 292 s. ISBN 80-85771-85-3.
4. ASM Handbook. Welding, Brazing and Soldering. Vol. 6. USA: ASM, 2003. 1298 s. ISBN 0-87170-382-3.
5. TURŇA, Milan. Špeciálne metódy zvárania. 1.vyd. Bratislava: ALFA. 1989. 384 s. ISBN 80-05-00097-9  
<http://hypertherm.com>.
6. KRÍŽ, R. a P., VÁVRA. Strojírenská příručka. Praha: SCIENTIA. 1998. Svazek 8. 251 s. ISBN 80-7183-054-2.
7. KOUKAL, J., D., SCHWARZ a J., HAJDÍK. Materiály a jejich svařitelnost. 1. vyd. Ostrava: Český svářečský ústav s.r.o. Ostrava, VŠB-Technická univerzita Ostrava. 2009. 241 s. ISBN 978-80-248-2025-5.

Vedoucí bakalářské práce: Ing. Jaroslav Kubíček

Termín odevzdání bakalářské práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2014/2015.

V Brně, dne 18.11.2014

L.S.

---

prof. Ing. Miroslav Píška, CSc.  
Ředitel ústavu

---

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

## ABSTRAKT

MATĚJÍČEK Josef: Obloukové svařování korozivzdorných ocelí pro náročné pracovní podmínky

Předložená bakalářská práce se zabývá obloukovým svařováním korozivzdorných ocelí. Pomocí svařovací technologie u státního podniku DIAMO jsou spojovány trubky, příruby a plechy k vedení roztoku síranu sodného, který je získáván jako doprovodný produkt při výrobě uranu. Vlivem chemické reakce dochází ke koroznímu napadání a praskání svaru již v krátké době. Na základě informací o materiálech, použitých přídavných materiálech a svařovacích technologiích jsem zhodnotil použité materiály s ohledem na náchylnost ke korozi a vzniku horkých trhlin. Pomocí zkoušek a výpočtů jsem posoudil náchylnost k mezikrystalové korozi u austenitických korozivzdorných ocelí. Pro větší spektrum materiálů byla teoreticky řešena i austeniticko-feritická korozivzdorná ocel. Po výpočtech a zhodnocení zkoušky jsem provedl diskuzi a doporučení pro praxi.

### Klíčová slova:

Obloukové svařování, korozivzdorné oceli, duplexní oceli, koroze, horké trhliny, mezikrystalová koroze

## ABSTRACT

MATĚJÍČEK Josef: Arc welding of stainless steels for demanding working conditions

Bachelor thesis introduced deals with Arc welding of stainless steel. With welding technology, used by company DIAMO, the connected pipes, flanges and plates are for guiding the Sodium Sulphate solution, which is obtained as by-product in production of Uranium. Corrosive attack and weld cracking occurs in the short period of time due to the chemical reaction. Based on information about materials, used additional materials and welding technology used I have evaluated materials with susceptibility to the corrosion and the formation of hot cracks. Using tests and calculations I have examined the susceptibility of austenitic stainless steel to intergranular corrosion. Austenitic-ferritic stainless steel was also used as a theoretical solution for larger spectrum of materials. After calculations and evaluations of the trial tests I have conducted discussion and recommendations for use in practice.

### Key words

Arc welding, stainless steels, duplex steels, corrosion, hot cracks, intergranular corrosion

## BIBLIOGRAFICKÁ CITACE

MATĚJÍČEK, Josef. *Obloukové svařování korozivzdorných ocelí pro náročné pracovní podmínky*. Brno, 2015. 53s, 5 příloh, CD. Bakalářská práce. Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství. Ústav strojírenské technologie, Odbor technologie svařování a povrchových úprav. Vedoucí práce Ing. Jaroslav Kubíček.



## PROHLÁŠENÍ

Prohlašuji, že jsem bakalářskou práci na téma **Obloukové svařování korozivzdorných ocelí pro náročné pracovní podmínky** vypracoval samostatně s použitím odborné literatury a pramenů, uvedených na seznamu, který tvoří přílohu této práce.

.....  
Datum

\_\_\_\_\_  
JOSEF MATĚJÍČEK

## **PODĚKOVÁNÍ**

Tímto bych chtěl poděkovat panu Ing. Jaroslavu Kubíčkovvi za cenné připomínky a rady týkající se zpracování bakalářské práce. Poté také panu Ing. Aleši Pelikánovi z firmy DIAMO za poskytnuté vzorky a dokumentaci k problematice bakalářské práce. Paní Jarmile Houdkové za cenné rady a nápomoc při experimentu a rodině za podporu.

**OBSAH**

ABSTRAKT

BIBLIOGRAFICKÁ CITACE

PROHLÁŠENÍ

PODĚKOVÁNÍ

OBSAH

ÚVOD .....	9
1 TĚŽBA URANOVÉ RUDY .....	10
1.1 Historie těžby .....	10
1.2 Význam těžby .....	11
1.3 Současný stav .....	11
1.4 Čištění vod .....	11
2 ROZBOR PROBLEMATIKY .....	12
3 MATERIÁLOVÁ CHARAKTERISTIKA .....	13
3.1 Austenitické oceli .....	14
3.2 Superaustenitické korozivzdorné oceli .....	17
4 SVAŘITELNOST .....	17
4.1 Svařitelnost austenitických korozivzdorných ocelí .....	17
4.1.1 Vznik teplých krystalizačních trhlin .....	18
4.1.2 Křehnutí .....	19
5 OBLOUKOVÉ SVAŘOVÁNÍ KOROZIVZDORNÝCH OCELÍ .....	20
5.1 Teorie elektrického oblouku .....	21
5.1.1 Části elektrického oblouku .....	22
5.1.2 Stabilita elektrického oblouku .....	23
5.1.3 Volt-ampérová charakteristika oblouku .....	23
5.2 Ruční svařování obalenými elektrodami .....	24
5.3 Svařování v ochranném plynu .....	24
5.3.1 Metoda MIG/MAG .....	24
5.3.2 Metoda WIG .....	25
6 KOROZE VYSOKOLEGOVANÝCH OCELÍ .....	26
6.1 Mezikrystalová koroze (MKK) .....	26
6.1.1 Vliv chemického složení .....	27
6.1.1 Segregace na hranicích zrn .....	28
6.1.2 Význam hranic zrn .....	29
6.1.3 Příčiny vzniku mezikrystalové koroze .....	29

6.1.4	Snížení náchylnosti k MKK .....	30
6.2	Důlková a bodová koroze.....	31
6.3	Koroze bludnými proudy .....	32
6.4	Nožová koroze.....	33
6.5	Štěrbinová koroze.....	33
6.6	Korozní praskání .....	34
7	EXPERIMENT.....	35
7.1	Rozbor dopravovaného média.....	35
7.1.1	Vliv koncentrace solí.....	35
7.1.2	Vliv rychlosti proudění.....	35
7.1.3	Vliv teploty.....	36
7.2	Rozbor svařování a vneseného tepla, se zřetelem k mezikystalové korozi .....	36
7.3	Vliv chemického složení elektrod .....	37
7.4	Austeniticko-feritické oceli .....	39
7.5	Promísení kovů.....	40
7.6	Náchylnost k vzniku teplých trhlin základního materiálu.....	43
7.7	Stanovení náchylnosti k vzniku teplých trhlin u svarového kovu.....	43
7.8	Výpočet odolnosti dvoufázové oceli vůči bodové korozi .....	44
7.9	Zkouška náchylnosti k MKK .....	45
7.9.1	Výpočet .....	45
7.9.2	Zkouškou dle ČSN EN ISO 3651 – 2 Stanovení odolnosti korozivzdorných ocelí vůči mezikystalové korozi část 2: Feritické, austenitické a feriticko-austenitické (dvoufázové) oceli - Korozní zkouška v prostředí obsahující kyselinu sírovou .....	46
7.10	Metalografie .....	50
8	DISKUZE A DOPORUČENÍ PRO PRAXI .....	52
	ZÁVĚR.....	53
	SEZNAM POUŽITÉ LITERATURY	
	SEZNAM OBRÁZKŮ	
	SEZNAM TABULEK	
	SEZNAM POUŽITÝCH ZKRATEK A SYMBOLŮ	
	SEZNAM PŘÍLOH	
	PŘÍLOHY	

## ÚVOD [3], [5], [7], [22], [23], [38], [41], [44], [45], [46]

Energetický průmysl (viz obr. 1) se zabývá výrobou elektrické energie a také dodávkou energií ke spotřebitelům. Tepelné elektrárny mají v ČR největší podíl ve výrobě energie (67,3 % z celkové výroby), hned po tepelných tu jsou jaderné s podílem 29,7 %. Následují vodní elektrárny (2,8 %), větrné a solární (0,19 %) a spalovací (0,01 %) z celkové produkce elektrické energie u nás.

Postavení jaderných elektráren ve světě na podílu výroby elektrické energie je asi 14 %. K největším výrobcům energie z jaderných elektráren patří USA, Francie, Japonsko, Rusko. Prvenství na podílu výroby elektrické energie patří Francii se 78 % z celkové výroby.

U jaderných elektráren se v současnosti zvyšuje podíl na výrobě elektrické energie díky výhodám oproti tepelným. Spotřebují méně paliva, nezatěžují tolik životní prostředí a zásoby uranu jsou dostatečné. V současnosti je jedinou lokalitou, kde těžba uranové rudy dosud v ČR trvá, ložisko Rožná v okrese Žďár nad Sázavou. Ke státnímu podniku GEAM a těžbě rudy nezbytně patří odštěpný závod DIAMO-Dolní Rožinka s podílem závodu na čištění a vedení důlních vod. Ve finální fázi je získáván doprovodný produkt síran sodný, který je ve formě roztoku veden potrubím do odpařovací stanice, kde je následně upravován do formy prášku. Ve spolupráci se státním podnikem DIAMO řeším v této bakalářské práci problematiku svařování přírub a potrubí pro vedení již zmíněného roztoku. Ten je veden potrubím za zvýšené teploty a tlaku. Chemické reakce a náročné prostředí má negativní vliv na svarové spoje. Při svařování elektrickým obloukem vysokolegovaných ocelí, zde dochází k napadání korozi již v rámci velice krátké doby expozice. Problematika svařování korozivzdorných ocelí a následná mezikrystalová koroze bude obsahem mé bakalářské práce.

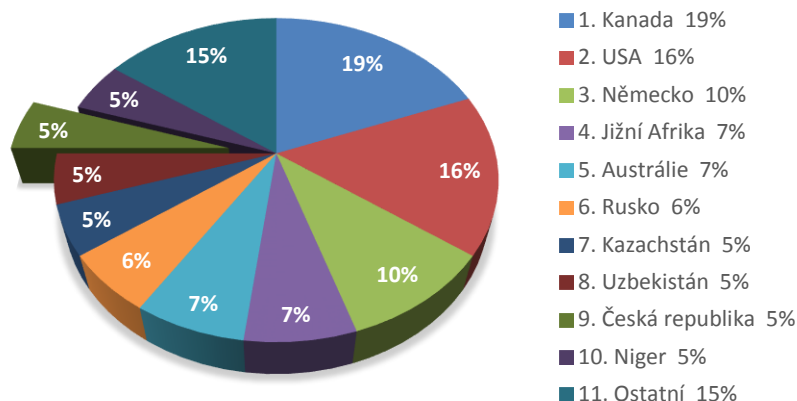


Obr. 1 Nejrozšířenější typy elektráren [5], [7], [38], [45], [46]

## 1 TĚŽBA URANOVÉ RUDY [3]

Z grafu (viz obr. 2) celkové produkce uranu za období let 1945-2007 v České republice je vidět, že se vytěžilo více než 110 tisíc tun, čímž se Česká republika historicky řadí na 9. místo mezi největší producenty států - za USA, Kanadu, Německo, JAR, Austrálii, Ruskou federaci, Kazachstán a Uzbekistán. Jedná se o nemalý podíl ve světě a s ním spojený pod-průmysl má už jistou historii.

### Pořadí světových producentů uranu za období 1945-2007



Obr. 2 Graf světových producentů [3]

### 1.1 Historie těžby [3]

Díky nově nalezeným ložiskům zejména v Příbrami a Horním Slavkově došlo v letech 1946–1956 letech k výraznému nárůstu těžby uranové rudy (viz obr. 3). Od roku 1951 těžba uranové rudy dosáhla 3036 tun uranu za rok, kdy byla také těžba doprovázena největšími objemy hornických prací. V období let 1951 až 1955 vzrostla těžba ve srovnání s obdobím 1945 až 1950 desetkrát a v období 1956 až 1961, kdy těžba dosáhla maxima, dokonce čtyřicetkrát. Od počátku šedesátých let se těžba ustálila na cca 2 700 tun uranu ročně. Po roce 1989 došlo k radikálnímu útlumu díky vyhlášení útlumového programu, kdy během 5 let poklesla těžba na 600 tun uranu za rok, jenž trvá dodnes.



Obr. 3 Uranová ruda-smolinec [3]



## 1.2 Význam těžby [3], [40]

Uran není souvislé ložisko, většinou se v horninách nachází rozptýlen. Těžba uranu dává ekonomicky smysl pouze v nalezištích s koncentrací dosahující minimálně 1000 g/t (0,1 %). V uranovém dole Rožná (viz obr. 4) je koncentrace uranu v hornině menší než 0,2 %. Z tohoto důvodu nízkého obsahu uranu v rudě navazuje na těžbu nákladným zpracováním za účelem jeho zkoncentrování.

České jaderné elektrárny jsou zcela závislé na dováženém jaderném palivu. Naše současné jaderné elektrárny Temelín a Dukovany spotřebují 610 tun uranu ročně, což končí těžba v Rožně není schopna pokrýt. Dovoz jaderného paliva již dnes zvyšuje naši závislost na dovozu o 50 %.



Obr. 4 Letecký pohled na důl Rožná [3]

## 1.3 Současný stav [3]

V současné době, dle usnesení vlády z roku 2007, došlo k prodloužení těžby uranu na ložisku Rožná v lokalitě Dolní Rožinka. Díky tomuto usnesení je umožněná těžba a úprava uranové rudy do doby ekonomické výhodnosti těžby a do doby, kdy těžba bude probíhat bez nároku na finanční zdroje státního rozpočtu. Rožná je jediná lokalita, ve které se v dnešní době těží. Těžba v této těžební lokalitě je projektována do konečné hloubky 1 200 m, to je do úrovně 24. patra.

## 1.4 Čištění vod [3]

Nedílnou součástí činnosti DIAMO, s. p. je čištění a vypouštění důlních vod na lokalitách po těžbě uranu, polymetalických rud a uhlí. V provozu je 19 čistíren důlních vod a 21 čistíren odpadních vod. Ročně je vypouštěno do místních vodotečí cca 30,5 mil. m<sup>3</sup> důlních a 0,5 mil. m<sup>3</sup> odpadních vod, které splňují zákony stanovené limity.

V rámci zotavování z důlní činnosti bylo v posledních letech výpustnými profily GEAM (viz obr. 5) do vodotečí vypouštěno 6,5 mil. m<sup>3</sup> vod ročně včetně vyčištěných nebilančních odkalištních vod z ložiska Rožná.



Obr. 5 DIAMO s. p. [3]

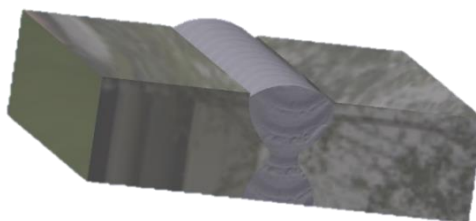
## 2 ROZBOR PROBLEMATIKY [22], [45], [48]

Svařování jako neekonomičtější způsob trvalého spojení kovů a slitin je plně využíván po celé České republice. Tak i ve státním podniku DIAMO, který se zabývá svařováním korozivzdorných ocelí pro vedení roztoku síranu sodného. Při svařování elektrickým obloukem zde dochází k narušení celistvosti svarových spojů vlivem koroze (viz obr. 6). Jedná se o svařování přírub a potrubí z vysokolegované oceli s vnitřními průměry 65 mm a 250 mm a plechů o maximální tloušťce 6 mm.



Obr. 6 Ukázka koroze svarového spoje

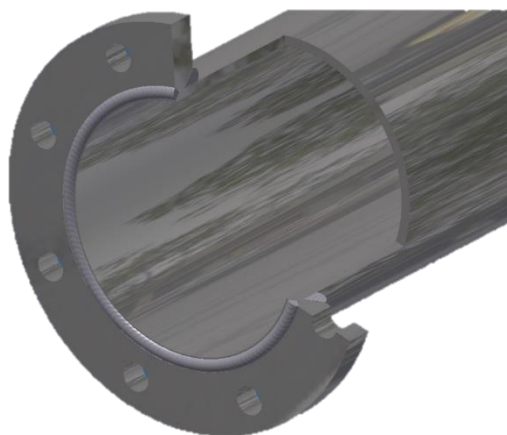
- Z problematiky konstrukčního hlediska se jedná o svařování potrubí, kdy lze svařovat pouze z vnější strany. Může tak docházet buď k neprovaření materiálu, popř. k druhému extrému, a to propadnutí kořene. V prvním případě není plně provařena svarová mezera a vzniká tak možnost napadení štěrbinovou korozi. V případě druhém, při proudění media potrubím vzniká za propadlým kořenem vířivý proud media, jenž může materiál vymílat a vnášet nečistoty, které častokrát bývají impulzem ke korozi.
- Při svařování nádrží pro odpařovací stanice dochází k vyšší jakosti svarového spoje, kde lze první svar provést z vnitřní strany. Následně dojde k dovaření z vnější strany (viz obr. 7).



Obr. 7 Model svařence plechů

- V případě přivařování přírub k potrubí se jedná o koutové svary (viz obr. 8). Jednotlivé nanášení svarových housenek popsáno dle WPS v příloze č. 1.

V případě přípravy svarových ploch a následné odstranění strusky bylo zjištěno přímo v pracovním procesu, že je zapotřebí používat všech nerezových nástrojů jako: kladiva, sekáče, oklepávací kladívka na strusku, brusné kotouče na nerez a ocelové kartáče na čištění sváru. Seběmenší vnesení nečistoty vedlo v minulosti k zvýšení náchylnosti ke korozi v místě opracování.



Obr. 8 Model příruby přivařené k potrubí



### 3 MATERIÁLOVÁ CHARAKTERISTIKA [12], [15], [23], [26], [29]

Korozivzdorné oceli odolávají korozi díky chrómu. Chróm, jako slitinová přísada každé korozivzdorné oceli, je nezbytně nutná v minimálním množství 12 %. Chróm přidaný do oceli v tomto množství způsobí, že na povrchu oceli se vytvoří stykem s prostředím obsahující kyslík vrstva tenkého, neviditelného a nepropustného kysličníku chromu. Tato vrstva je pevně spojena s kovovým podkladem. Kovový podklad se tudíž nestýká s prostředím a vrstva kysličníku chromu, která přichází ke kontaktu s prostředím, zůstává bez reakce. Tvrdíme o ní, že je pasivní, tj. pasivovala se. Naopak kyselina sírová, se kterou se ve státním podniku DIAMO pracuje, nemá účinek okysličovací, ale redukční. Ocel s 12 % chrómu nemá proti této kyselině skoro žádnou odolnost. Zlepšení odolnosti proti této kyselině a roztokům s aktivním chlórem se dosahuje přidáním niklu a molybdenu.

V tabulce č. 1 můžeme vidět chemické složení nejpoužívanějších materiálů pro potrubí a příruby sloužící k čerpání roztoku do odpařovací stanice. Tyto materiály jsou předmětem zkoumání této bakalářské práce.

Tab. 1 Materiály poskytnutých vzorků [15], [23].

Značení dle ČSN EN	Chemické složení [hm. %]										
	C	Cr	Ni	Mo	Mn	Cu	Si	S	P <sub>max</sub>	Ti	N
10 027-1 10 027-2											
X6CrNiMoTi 17-12-2 (1.4571)	≤ 0,08	16,5 - 18,5	10,5 - 13,5	2 - 2,5	≤ 2	-	≤ 1	≤ 0,03	0,045	5×C až 0,7	-
X1NiCrMoCu 25-20-5 (1.4539)	≤ 0,02	19 - 21	24,5 - 26	4 - 5	≤ 2	1,2 - 2	≤ 0,7	≤ 0,01	0,03	-	≤ 0,15

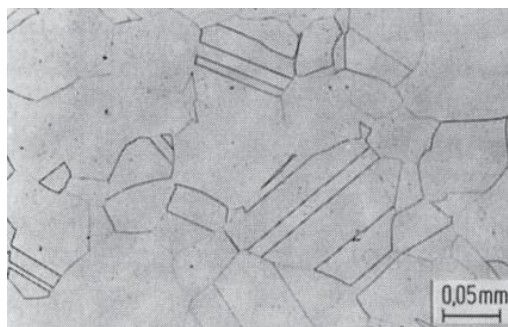
V případě materiálu 1.4571 se jedná o ocel Cr-Ni-Mo-Ti korozivzdornou, legovanou, ušlechtilou, austenitickou, pro všeobecné použití. Je stabilizována titanem. Odolává mezikrystalové korozi. Vhodná ke svařování všemi běžně používanými postupy. Ocel velmi dobře odolává, díky molybdenu, jak atmosférické korozi v průmyslovém ovzduší, tak i odpadním vodám za přítomnosti halogenů. V průměrných koncentracích odolává minerálním a organickým kyselinám. Je také vedle své vysoké odolnosti vůči korozi používána také kvůli dobré pevnosti za tepla. Druhá ocel (1.4539) je označována také jako nerezová superaustenitická Ni-Cr-Mo-Cu, která se vyznačuje vynikající odolností v agresivních prostředích (roztoky kyseliny fosforečné, kyseliny sírové do 20°C všech koncentrací). Mechanické vlastnosti korozivzdorných plechů o maximální tloušťce 6 mm, válcovaných za studena jsou popsány v následující tabulce (viz tab. 2). Materiály jsou dodávány dle normy ČSN EN 10 028.

Tab. 2 Mechanické vlastnosti používaných materiálů [12].

Značení dle ČSN EN	Mechanické vlastnosti					
	Mez kluzu $R_{p0,2}$ [MPa] min.		Pevnost v tahu [MPa]	Tažnost [%] min.	Odolnost proti MKK	
	podélně	napříč			v dodaném stavu	ve svař. stavu
10 027-1 10 027-2						
X6CrNiMoTi 17-12-2 (1.4571)	240	270	540/690	40	Ano	Ano
X1NiCrMoCu 25-20-5 (1.4539)	240	270	530/730	35	Ano	Ano

### 3.1 Austenitické oceli [12], [16], [33], [34], [48]

Oproti feritickým ocelím mají austenitické Cr-Ni popř. Cr-Ni-Mo (viz obr. 9) oceli mají větší tepelnou roztažnost, asi o 50 %. A asi o 30% nižší teplotní vodivost. Ve svarovém spoji tak vznikají větší deformace a napětí, na rozdíl ocelím feritickým. Oblast použití těchto ocelí je poměrně velká. Lze je využívat jak pro náročné, tak i nenáročné korozní prostředí.



Obr. 9 Austenitická struktura [12]

Důležité kritérium u korozivzdorných austenitických ocelí je obsah feritu. Oceli Cr-Ni jsou kombinací feritotvorných a austenitotvorných prvků na strukturu oceli. Chromový ekvivalent ( $Cr_E$ ) vyjadřuje vliv všech feritotvorných prvků (Cr, Mo, Si, W), které rozšiřují oblast feritu (železo alfa). Niklový ekvivalent ( $Ni_E$ ) vyjadřuje vliv austenitotvorných prvků (Cu, Ni, Mn). Vzájemem hodnot těchto prvků se rozšiřuje oblast austenitu (železo gama). Vzorce pro výpočet  $Cr_E$  a  $Ni_E$  se podle různých autorů liší:

- Schaeffler:

$$Cr_E = Cr + Mo + 1,5 \cdot Si + 0,5 \cdot Nb \quad [\%] \quad (3.1)$$

$$Ni_E = Ni + 30 \cdot C + 0,5 \cdot Mn \quad [\%] \quad (3.2)$$

- De Long:

$$Cr_E = Cr + Mo + 1,5 \cdot Si + 0,5 \cdot Nb \quad [\%] \quad (3.3)$$

$$Ni_E = Ni + 30 \cdot C + 0,5 \cdot Mn + 30 \cdot N \quad [\%] \quad (3.4)$$

- Hull:

$$Cr_E = Cr + 1,21 \cdot Mo + 0,48 \cdot Si + 0,14 \cdot Nb + 2,27 \cdot V + 0,72 \cdot W + 2,20 \cdot Ti + 0,21 \cdot Ta + 2,48 \cdot Al \quad [\%] \quad (3.5)$$

$$Ni_E = Ni + 22 \cdot C + 0,31 \cdot Mn + 14,2 \cdot N + Cu \quad [\%] \quad (3.6)$$

- Siewert:

$$Cr_E = Cr + Mo + 0,7 \cdot Nb \quad [\%] \quad (3.7)$$

$$Ni_E = Ni + 35 \cdot C + 20 \cdot N + 0,25 \cdot Cu \quad [\%] \quad (3.8)$$

▪ Suutal a Mioso:

$$Cr_E = Cr + 1,37 \cdot Mo + 1,50 \cdot Si + 2 \cdot Nb + 3 \cdot Ti \quad [\%] \quad (3.9)$$

$$Ni_E = Ni + 22 \cdot C + 0,3 \cdot Mn + 14,2 \cdot N + Cu \quad [\%] \quad (3.10)$$

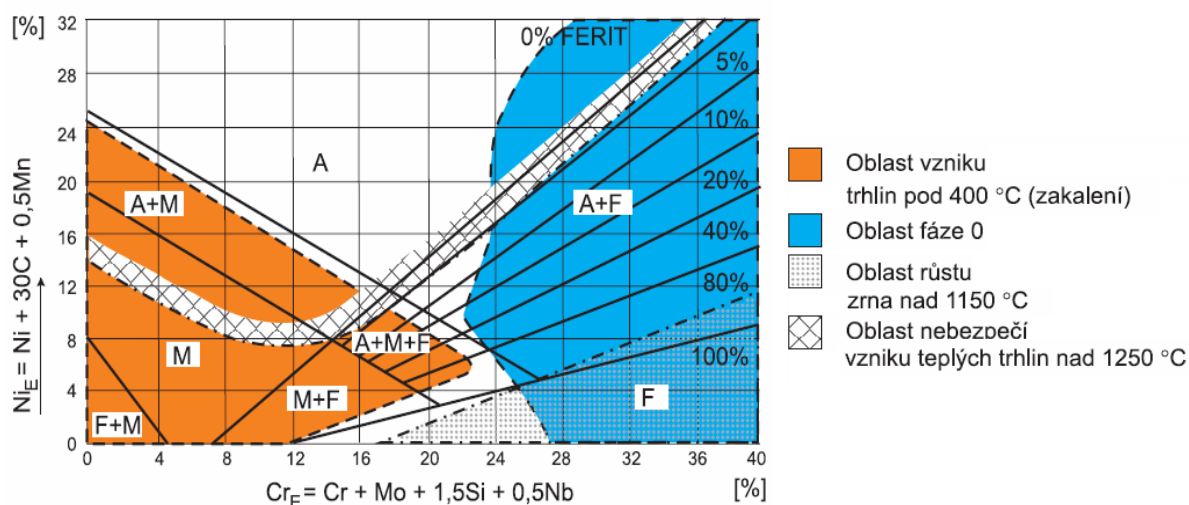
kde:

$Cr_E$  - chromový ekvivalent [%]

$Ni_E$  - niklový ekvivalent [%]

Vzorce pro niklové a chromové ekvivalenty se častokrát upřesňovaly. Nejúplnější je podle Hulla. Pro praxi však dostatečně stačí základní Schaefflerův vztah.

Pomocí ekvivalentů byly zkonstruovány diagramy Schaefflerův (viz obr. 10) a De Longův, pro odhad výsledné struktury a obsah feritu Cr-Ni austenitické oceli.



Obr. 10 Schaefflerův diagram [34]

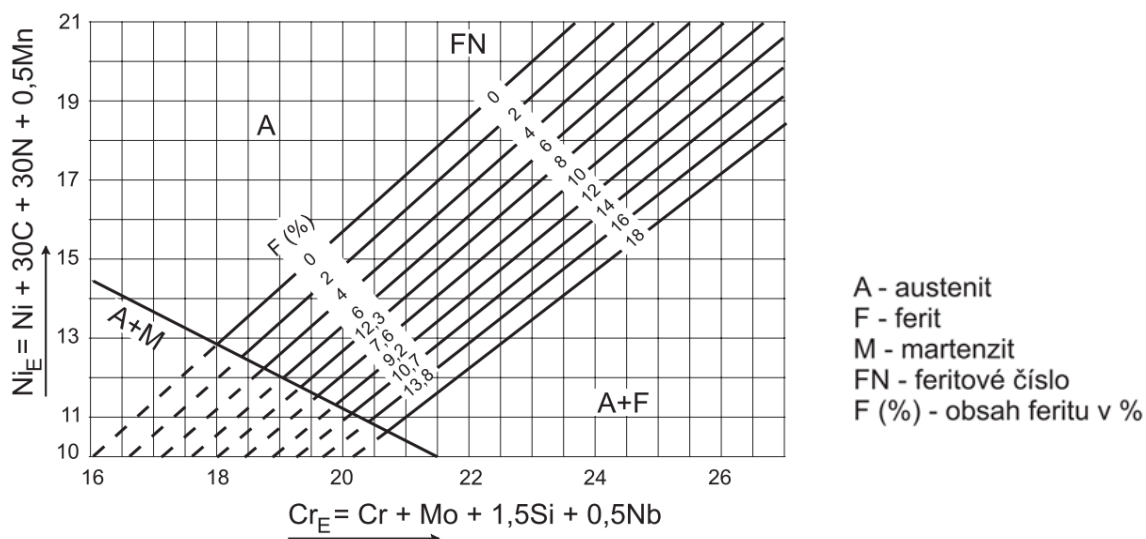
Schaefflerův diagram lze použít k odhadu výsledné mikrostruktury Cr-Ni austenitických ocelí s nízkým obsahem dusíku. Ze Schaefflerova diagramu vychází i Séfériánův vzorec pro vypočet obsahu  $\delta$  feritu v Cr-Ni austenitických ocelí. Lze však s větší přesností použít jen pro určité typy ocelí.

$$\% \delta \text{feritu} = 3 \cdot (Cr_E - 0,93 \cdot Ni_E - 6,7) \quad [\%] \quad (3.11)$$

kde:

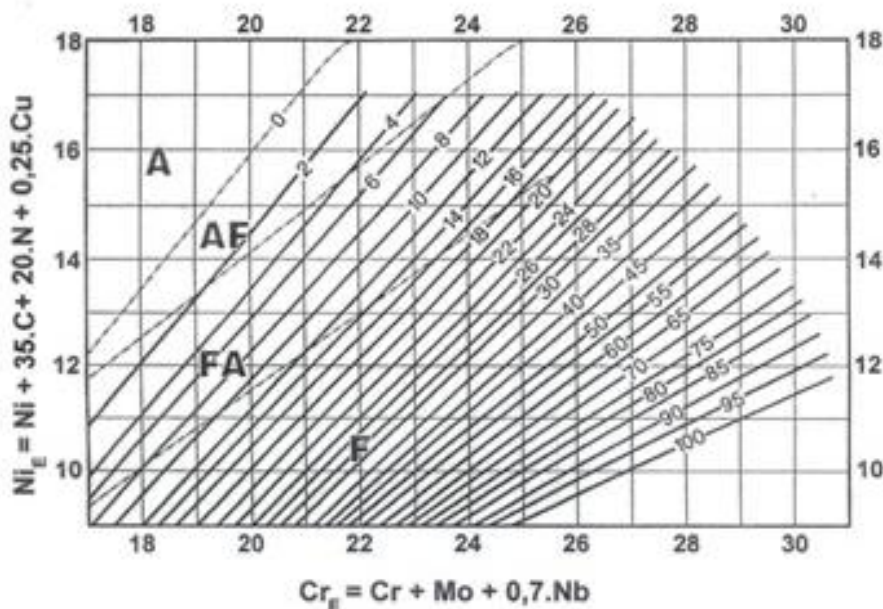
%  $\delta$ feritu - procentuální obsah delta feritu [%]

Schaefflerův diagram je upřesněný De Longovým diagramem (viz obr. 11). Zpřesnění bylo provedeno přidáním dusíku, jako významného austenitotvorného prvku, do  $Ni_E$  s koeficientem 30. Je tudíž vhodnější pro oceli austenitické, Cr-Ni, s obsahem dusíku. Pro oceli s obsahem feritu 0-15 % dostatečně určuje mikrostrukturu. Jeho použití je však omezené pro ocele s vyšším obsahem manganu. Zjištěné hodnoty odpovídají oceli s 1 hm. %. Po normalizaci objemových metod měření obsahu feritu byl upraven diagram, že udává tzv. feritové číslo (FN) a nikoliv obsah feritu v %. Do obsahu cca 10 hm. %  $\delta$  feritu ve struktuře jsou obsahy ve struktuře stanovené plošně (metalograficky) a objemově (FN) prakticky stejné. Při vyšším obsahu feritu ve struktuře zjistíme metalografický (plošně) nižší obsahy feritu než v skutečnosti. Proto jsou více využívány metody objemové.



Obr. 11 De Longüv diagram [34]

Ani Schaefflerův ani De Longüv diagram však není možné použít k odhadům mikrostruktury Cr-Ni ocelí s vyšším podílem feritu ve struktuře, zejména u feriticko - austenitických duplexních ocelí. Pro tento účel by zkonstruován nový diagram, který umožňuje spolehlivé odhady obsahu feritu ve struktuře Cr-Ni ocelí v rozsahu 0 až 100 FN. Jedná se o digram WRC-1992 (viz obr. 12).



Obr. 12 Diagram WRC-1992 [34]

Rozdíl u tohoto diagramu je ve výpočtu  $Cr_E$  a  $Ni_E$ . Do výpočtu  $Cr_E$  jsou zahrnuty pouze obsahy Cr, Mo, Nb. Do výpočtu  $Ni_E$  obsahy Ni, C, N a Cu. Dále vyjadřuje tento diagram náchylnost na vznik krystalizačních teplých trhlin v závislosti na způsobu krystalizace. Oblasti A a AF se vyznačují primární austenitickou krystalizací a v těchto oblastech je více pravděpodobný výskyt krystalizačních teplých trhlin. V oblastech FA a F dochází k primární feritické krystalizaci a výskyt krystalizačních teplých trhlin ve svarovém kovu je méně

pravděpodobný. Byl konstruován pro rychlosti ochlazování odpovídající svařování elektrickým obloukem. Je vhodný pro ocele s obsahem do 10 hm. % manganu a 0,25 hm. % dusíku. U oceli s obsahem nad 1 hm. % křemíku a nad 3 hm % molybdenu se přesnost odhadu feritu ve struktuře snižuje.

Všechny uvedené diagramy je možné použít k odhadům feritu a austenitu jak v základním materiálu, tak i ve svarových kovech. Při odhadech obsahu feritu ve svarovém kovu je nutné počítat se stupněm promísení svarového kovu nastaveného z přídavného materiálu se základním svarovým materiálem, který je závislý na použité technologii a parametrech svařování.

### **3.2 Superaustenitické korozivzdorné oceli [48]**

Touto skupinou jsou označovány oceli, které obsahují vyšší procento niklu, molybdenu a v některém případě i dusíku. Superaustenitické oceli mají vyšší odolnost proti důlkové, mezikrystalové korozi a koroznímu praskání. Jsou tudíž určeny pro náročnější korozní prostředí. Svařitelnost superaustenitických ocelí je přibližně stejná jako oceli klasické, austenitické, korozivzdorné. Tyto oceli obsahují velice nízké procento uhlíku a nečistot a neobsahují  $\delta$ -ferit.

## **4 SVAŘITELNOST [30]**

Vlivem ohřátí při svařování dochází ke změnám základního materiálu. Často jsou tyto změny nepříznivé a trvalé. Jsou to změny struktury, vyvolané ohřevem a následným ochlazením. Jedná se o vznik pnutí, změnu rozměrů a tvarů. Pokud je svarový spoj uskutečnitelný bez nesnází, které by mohly být příčinou nespolehlivosti a kratší trvanlivosti celku, označujeme takovou ocel za dokonale nebo neomezeně svařitelnou. Pokud svarový spoj, celek, podléhá nepříznivým změnám, nebo pokud již při svařování nebo hned po svaření vznikají vady, pak se jedná o ocel nesvařitelnou. Norma ČSN 05 0000 nám určuje svařitelnost jako komplexní charakteristiku materiálu, která určuje za daných podmínek svařování technickou vhodnost pro spoje předepsané jakosti. Dle ČSN 051310 se svařitelnost ocelí třídí do čtyř tříd:

- Svařitelnost zaručená je výrobcem zaručena bez použití zvláštních opatření.
- Svařitelnost podmíněně zaručená. Výrobcem je svařitelnost zaručena, jakostně přijatelná za podmínky dodržení pokynů uvedené normou jakosti. Jedná se například o podmínku předeřhátí, žihání, druh elektrod.
- Svařitelnost dobrá, ale nezaručena výrobcem. Ale svarové spoje mají většinou po správném svařovacím postupu vyhovující vlastnosti.
- Svařitelnost obtížná. Výrobce se za svařitelnost nezaručuje. Je však možné některé typy ocelí svařit. Vlastnosti svarového spoje však nevyhovují vlastnostem základního materiálu. U svarových spojů s nevyhovujícími vlastnostmi je uvedeno, že se svařování nedoporučuje.

### **4.1 Svařitelnost austenitických korozivzdorných ocelí [16], [29], [30]**

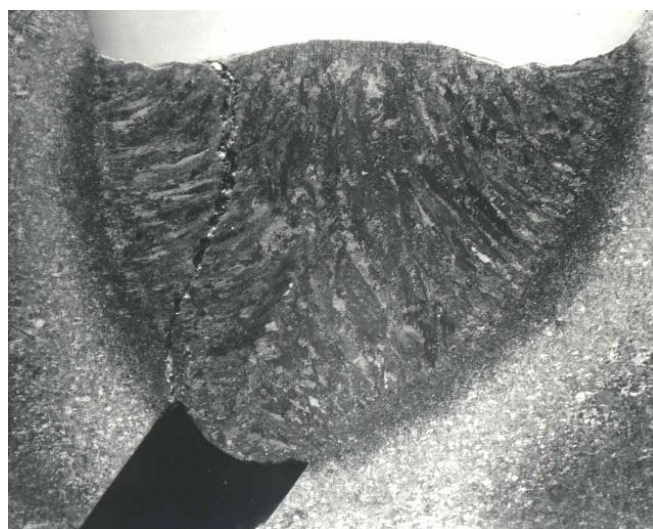
Pro charakteristiku vhodnosti ke svařování vysokolegovaných ocelí není znám žádný vztah pro výpočet, jako u nelegovaných a nízkolegovaných. Uhlíkový ekvivalent pro vysoce legované oceli třídy 17 zatím není znám, ale pokud je správně dodržen svařovací postup, druh oceli a její zpracování, je svařitelnost chromniklových austenitických ocelí velice dobrá. Vysokolegované chromové a chromniklové oceli korozivzdorné lze svařovat bez problému všemi způsoby tavného svařování. Na svařitelnost austenitických chromniklových korozivzdorných ocelí má vliv:



- Náchylnost k tvorbě teplých trhlin.
- Precipace karbidů chromu, jejímž důsledkem je mezikrystalová koroze.
- Zkřehnutí vznikem  $\sigma$ -fáze.

#### 4.1.1 Vznik horkých krystalizačních trhlin [16], [30], [44]

Horké (teplé) krystalizační trhliny (viz obr. 13) vznikají ve svarovém kovu, likvační a polygonizační trhliny mohou vznikat jak ve svarovém kovu, tak i v TOO. Prvky jako je S, P, Si, Ti, Nb jsou příčinou vzniku horkých trhlin. Snižují buď plasticitu kovu tuhnutího v mezidendritických prostorách, nebo vytvářejí se železem a niklem nízkotavitelná eutektika, která výrazně snižují technologickou pevnost hranic zrn. U austenitických ocelí se praskavost zjišťuje někdy nelehce. V případě korozivzdorných ocelí nelze použít magnetické metody, jelikož austenitické oceli jsou nemagnetické. Rentgenová detekce vad svarových spojů také není vhodná. Příčinou jsou mikroskopické trhlinky, které na rozdíl od makroskopických nelze pozorovat bez zvětšení mikroskopu. Trhliny nemusí vždy dosahovat až na povrch svaru, tyto vnitřní vady pak mají za příčinu vznik větších trhlin. Trhliny za horka probíhají mezi zrny. Tyto trhliny vznikají během tuhnutí svarového kovu tehdy, když je kov v polotuhém stavu, chladne a smršťuje se.



Obr. 13 Trhlina ve svarovém kovu [44]

Rozhodující faktor k náchylnosti horkých trhlin je obsah  $\delta$ -feritu, který vzniká přímo z taveniny při tuhnutí svaru, ve struktuře austenitické oceli. Při okolní teplotě se vyžaduje ve svarových kovech 2-6 hm. %  $\delta$ -feritu, v základním materiálu je to asi 3 hm. %. Ani feritu nesmí být příliš mnoho. Snižuje houževnatost svaru při pokojové teplotě, snižuje korozní odolnost. Vyšší obsah  $\delta$ -feritu podporuje vznik  $\sigma$ -fáze.

Náchylnost austenitických ocelí ke tvorbě teplých trhlin se používají kritéria L a  $\Delta H$ .

$$L = 299 \cdot C + 8 \cdot Ni + 142 \cdot Nb - 5,5 \cdot \% \delta_{Fe} - 105 \quad [-] \quad (4.1)$$

$$\Delta H = -700 \cdot C + 17 \cdot Cr - 37 \cdot Ni - 117 \cdot Nb + 29 \cdot Mo + 188 \quad [-] \quad (4.2)$$

kde:

L,  $\Delta H$  - kritéria ke vzniku horkých trhlin [-]

Je-li  $L > 0$  a  $\Delta H < 100$  je ocel náchylná na vznik teplých trhlin.

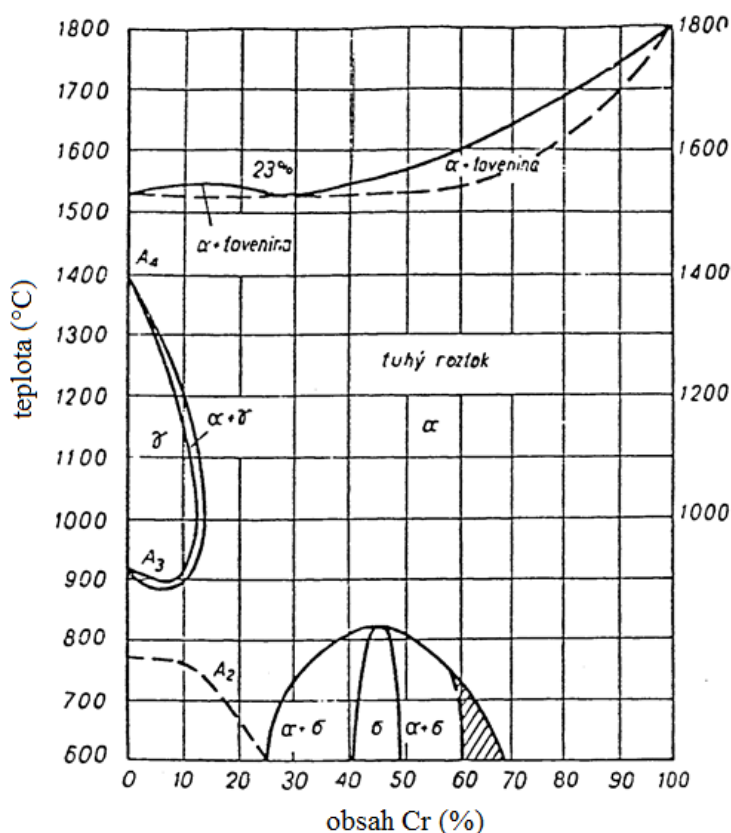
#### 4.1.2 Křehnutí [16]

Fáze  $\sigma$  jako křehká, tvrdá intermetalická sloučenina je příčinou křehnutí chromových ocelí i austenitických. Tato fáze vzniká ve svarových spojích v teplotním pásmu od 500 do 820 °C. V rozmezí obsahu chromu 26 až 41 hm. % při teplotě 600 °C se vyskytuje fáze  $\sigma$  společně s fází  $\alpha$ , oblast čisté fáze  $\sigma$  v rozmezí obsahu chromu 41 až 50 hm. %. Oblast  $\sigma + \alpha$  od 50 do 71 hm. % chromu. Stabilní fáze  $\sigma$  je do teploty 820 °C, přeměna na fázi  $\alpha$  proběhne při teplotě 825 °C (viz obr. 14).

Mezi činitele podporující vznik fáze  $\sigma$  jsou feritotvorné prvky (Si, Al, Ti, Mo, Nb), jež podporují chromem vznik bohatší fáze  $\alpha$  a usnadní tím přeměnu ve fázi  $\sigma$ . Další činitelé jsou karbidotvorné prvky (Ti, Zr, Nb, Ta), které zabraňují vazbě chromu na

karbidy a tím zvyšují obsah chromu. Poté také lokálním obohacením fáze  $\alpha$  chromem nebo místním přesycením chromem při rychlém ochlazení. Podíl na vzniku mezikrystalové křehkosti má fáze  $\sigma$  migrující velmi snadno u hrubších zrn k hranicím a rozloží se na jejich povrchu. Naopak u jemnozrnných struktur fáze  $\sigma$  precipituje na hranicích zrn v nesouvislých útvarech. Na zvýšení množství vyloučené fáze  $\sigma$  má vliv teplota ohřevu v kritické oblasti, která umožní zvýšení difuzní rychlosti. Mezi poslední činitele patří intenzivní tváření za studena a únava za tepla.

Projevy  $\sigma$  fáze jsou zejména u ocelí s obsahem chromu víc než 10 hm. %. Svařuje se bez předehřevu. Jelikož nelze tyto oceli zakalit, nejsou náchylné na tvorbu studených trhlin. Předehřev navíc negativně ovlivňuje korozní odolnost svarového spoje. Tepelný příkon do svaru, s ohledem na náchylnost tvorby teplých trhlin, se limituje na maximální hodnotu 15 kJ·cm<sup>-1</sup> a teplotu interpass na max. 150 °C. Tímto snížením tepelného příkonu se rovněž zamezuje nebezpečí růstu zrn v pásmu TOO.



Obr. 14 Rovnovážný diagram Fe-Cr [16]

## 5 OBLOUKOVÉ SVAŘOVÁNÍ KOROZIVZDORNÝCH OCELÍ [45], [48]

Mezi tyto metody patří všechny způsoby svařování, které využívají jako zdroj tepla elektrický oblouk. Elektrický oblouk je ve svařování využíván jako nízkonapěťový elektrický vysokotlaký výboj, který hoří v prostředí ionizovaného plynu. Stabilně hoří za předpokladu napětí dostatečného pro ionizaci daného prostředí a proudu udržujícího plazma oblouku v ionizovaném stavu. Jednotlivé metody svařování se označují číselně dle EN ISO 4063 (viz tab. 3).

Tab. 3 Označení vybraných způsobu svařování elektrickým obloukem [48].

Metoda dle EN ISO 4063	Zkratky: Česká Evropská Americká	Celý název
111	ROS MMA SMAW	Ruční obloukové svařování obalenou elektrodou Manual Metal Arc Welding Shielded Metal Arc Welding
114	FCAW FCAW	Obloukové svařování plněnou elektrodou bez ochranného plynu Flux-cored wire metal arc welding without gas shield Flux-cored arc welding
131	MIG MIG GMAW	Obloukové svařování tavící se elektrodou v inertním plynu Metal Inert Gas Welding Gas Metal Arc Welding
135	MAG MAG GMAW	Obloukové svařování tavící se elektrodou v aktivním plynu Metal-arc Active Gas Welding Gas Metal Arc Welding
136	MAG MAG FCAW	Obloukové svařování plněnou elektrodou v aktivním plynu Flux-cored wire metal arc welding with activ gas shield Flux cored arc welding
137	FCAW FCAW-S	Obloukové svařování plněnou elektrodou v interním plynu Flux-cored wire metal arc welding with inert gas shield Flux cored arc welding
141	TIG TIG GTAW	Obloukové svařování netavící se elektrodou v inertním plynu Tungsten Inert Gas Welding Gas Tungsten Arc Welding

Mezi metody používané firmou DIAMO s. p. patří ROS, MIG/MAG, WIG, které jsou popsány níže v kapitole 5.2 a 5.3.

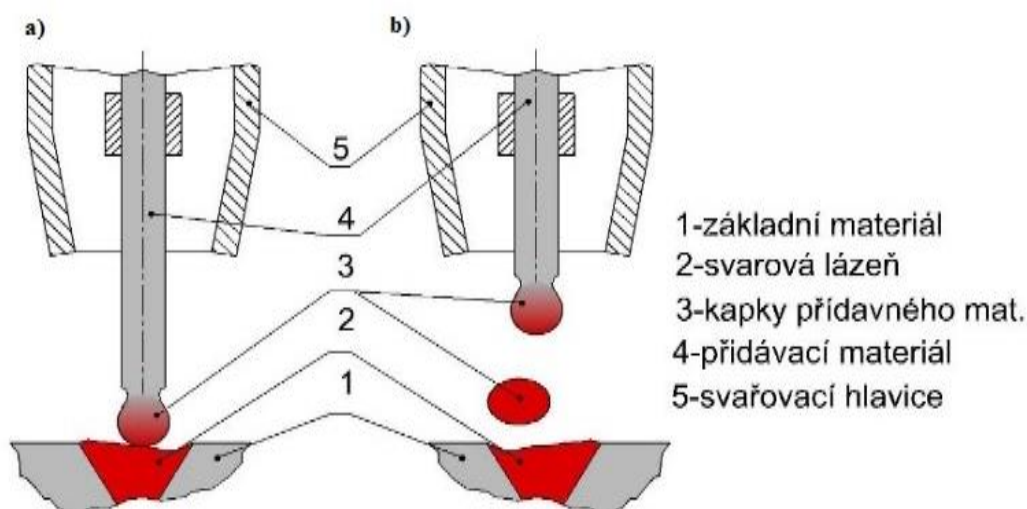


### 5.1 Teorie elektrického oblouku [35], [37], [38], [48]

Při svařování elektrickým obloukem se svařovaný materiál zahřívá až na tavní teplotu vlivem elektrického oblouku, který hoří mezi elektrodou a svařencem. Elektroda může být ve formě tyče nebo dráhu, které se taví a tvoří přídavný materiál. Svarový spoj pak vzniká promísením základního a přídavného materiálu. Další možností svařování elektrickým obloukem je netavící se elektrodou, přičemž oblouk hoří mezi wolframovou elektrodou a přídavný materiál se přidává ze strany do oblouku ve formě tyčky. Často je roztavený kov chráněn ochranným plynem, který se přidává do místa hoření oblouku pomocí svářecí hubice.

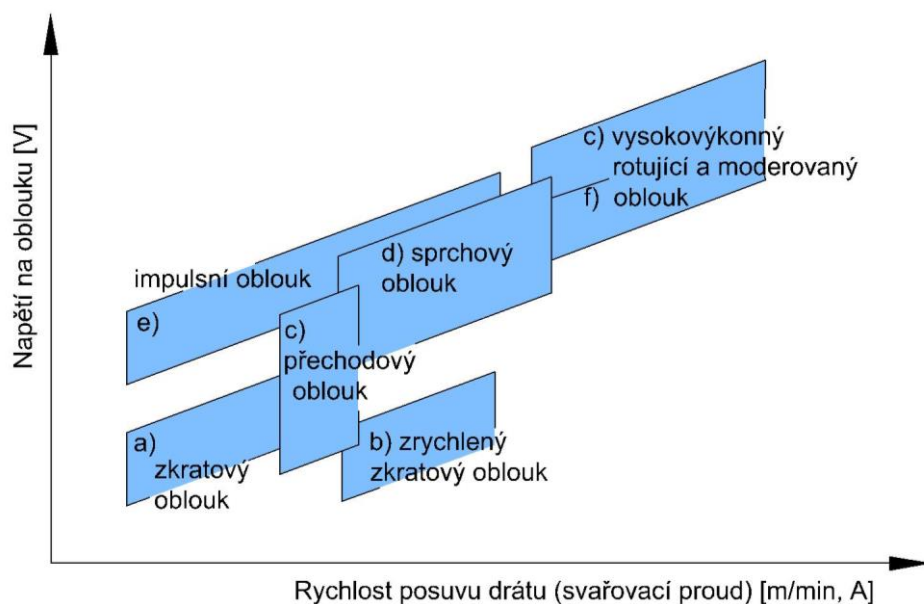
Při svařování se využívá elektrický oblouk k přeměně elektrické energie na energii tepelnou. Elektrický oblouk je vysokotlaký výboj v plynech. Výkon elektrického oblouku, geometrický tvar i teplotu lze podle technologických požadavků měnit. Svařovací proces (tj. stabilita hoření oblouku, ztráty rozstříkem a hloubku závaru) je ovlivněn důležitým faktorem - způsobem přenosu kovu. Mezi jednotlivé typy přenosů u elektrického oblouku patří:

- Zkratový přenos (viz obr. 15a) - Konec narůstající kapky se dotkne svarové lázně dříve, než se oddělí (kapka vytvoří vodivý můstek mezi elektrodou a tavnou lázní) a nastává zkrat (oblouk zhasne). Po jejím oddělení se oblouk znovu zapálí a proces se opakuje.
- Bezzkratový přenos (viz obr. 15b), nebo také přenos volným letem. Kapky svarového kovu mohou být různých velikostí. Volně letí přes elektrický oblouk do svarové lázně (nedotknou se před oddělením svarové lázně), čímž nedochází ke zkratu. V závislosti na velikost kapek se bezzkratový přenos dělí dále na kapkový a sprchový.



Obr. 15 Základní rozdělení přenosů: a) bezzkratový, b) zkratový [35]

Konkrétní typy přenosů jsou popsány na obrázku (viz obr. 16) a jsou to: zkratový, kapkový, pulzní, sprchový, rotační.



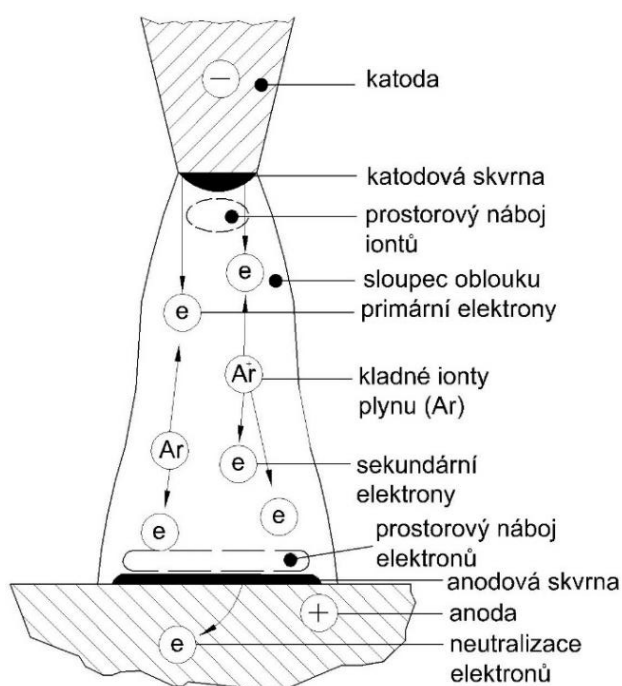
Obr. 16 Typy přenosů [37]

### 5.1.1 Části elektrické oblouku [37], [38]

V případě Katodové skvrny (viz obr. 17) se jedná o ostře ohraničenou oblast, která termickou emisí emituje prvotní elektrony důležité pro zapálení oblouku a ionizaci plynného prostředí. Elektrony získávají v oblasti katodového úbytku napětí tak velkou kinetickou energii, že jsou schopny při srážkách ionizovat neutrální atomy na kladné ionty a sekundární elektrony. Teplota skvrny je cca 2600 °C.

Anodovou skvrnou jsou elektrony neutralizovány a odvádějí dopadající záporné částice. Částice mají kinetickou energii, která se mění na tepelnou a z části i na elektromagnetické záření. Teplota anodové skvrny je cca 3000 °C.

Sloupec oblouku je výrazně zářící oblast disociovaného a ionizovaného plynu ve formě plazmy, hořící mezi jednotlivými elektrodami, které dosahují vysokých teplot 4000 až 7000° C.



Obr. 17 Části elektrického oblouku [37]

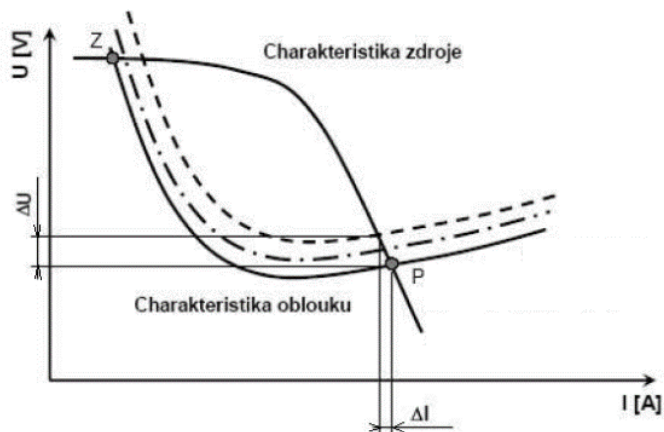
### 5.1.2 Stabilita elektrického oblouku [37], [38]

Stabilita elektrického oblouku je spojována s kvalitnějším svarovým spojem. Stabilita hoření oblouku při svařování závisí jak na technologii, kterou je součást svařována, tak i na vlastnostech svařovacích zdrojů. Stabilita elektrického oblouku se vyjadřuje jako rozdíl strmostí mezi zatěžovací charakteristikou zdroje a strmostí voltampérové charakteristiky oblouku (viz obr. 18) v průsečíku těchto charakteristik nebo v pracovním bodě. Na základě porovnání těchto strmostí zatěžovacích charakteristik můžeme tvrdit, že stabilita elektrického oblouku bude zajištěna v případě, že charakteristika elektrického oblouku  $U_o = f(I)$  a statická charakteristika svařovacího zdroje  $U_z = f(I)$  budou v kterémkoliv pracovním bodě vyhovovat podmínce:

$$\left( \frac{\Delta U_o}{\Delta I} - \frac{\Delta U_z}{\Delta I} \right) > 0 \quad [-] \quad (5.1)$$

kde:

$U_o$ - charakteristika svařovacího oblouku	[V]
$U_z$ - charakteristika svařovacího zdroje	[V]
$\Delta I$ - změna svařovacího proudu	[A]



Obr. 18 Charakteristika zdroje a oblouku [37]

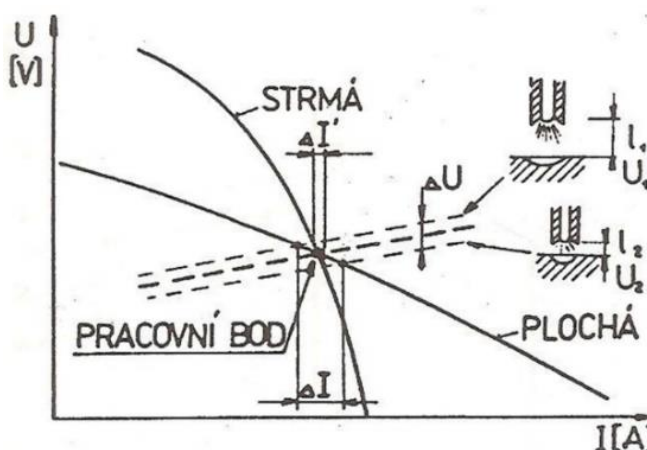
### 5.1.3 Volt-ampérová charakteristika oblouku [36],[38]

Závislost proudu na napětí oblouku při konstantní délce oblouku je vyjádřena statickou volt - ampérovou charakteristikou oblouku (viz obr. 19). Na polohu a vlastní tvar charakteristiky má vliv jak chemické složení elektrody, tak geometrie hrotu elektrody, složení plazmy oblouku i průměr elektrody. Využívá se tzv. standardní statická charakteristika oblouku:

$$U = 20 + 0,04 \cdot I \quad [V] \quad (5.2)$$

kde:

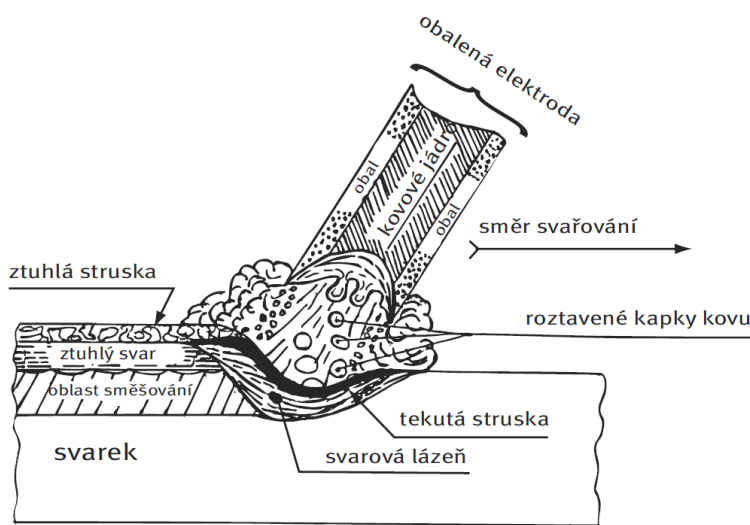
$U$ - svařovací napětí	[V]
$I$ - svařovací proud	[A]



Obr. 19 Volt-ampérová charakteristika oblouku [36]

## 5.2 Ruční svařování obalenými elektrodami [29], [32], [48]

Ruční svařování obalovanou elektrodou (viz obr. 20) je nejstarším a nejrozšířenějším způsobem obloukového svařování. Podstata tohoto způsobu svařování je jednoduchá a dá se tak využívat v různých výrobcích, montážích, ve stavebnictví, při opravách ale i hobby pracích. Podstatou je používání obalených elektrod, které vytváří velmi jakostní svarový kov o požadovaném chemickém složení. Základem elektrody je kovová tyčinka neboli jádro, na které je nanesena obalová hmota. Elektroda se přivádí jako přídavný materiál.



Obr. 20 Ruční svařování obalovanou elektrodou [32]

Jádro elektrody je tvořeno drátem. Elektrody jádra jsou vyráběny nejčastěji o průměrech 1,6; 2; 2,5; 3,15; 4; 5 a 6,3 mm. Mezi úlohy obalu patří: usnadnění svařování, formování svarové housenky, zlepšení metalurgické jakosti svaru. Proto obal tvoří struskotvorné, rafinační a pojivé látky s legujícími, plynotvornými a ionizačními přísadami. Obaly podle charakteru mohou být kyselé, bazické, rutilové. Ruční svařování obalenými elektrodami již dosáhlo vrcholu rozvoje jak do jakosti tak i výkonu. Průměrný výkon roztavení je u oceli asi  $2 \text{ kg}\cdot\text{h}^{-1}$ . Tato metoda je nevhodná pro svařování, kde je nutno nanášet velké množství roztaveného kovu. Nutno podotknout, že u tohoto způsobu velice závisí na schopnostech a kvalifikaci svářeče.

## 5.3 Svařování v ochranném plynu [29]

Základem tohoto svařování je ochrana svarového kovu inertním nebo aktivním plynem. Každá metoda svařování v ochranném plynu může mít své modifikace k ochraně roztaveného kovu před škodlivými účinky vzduchu. Ovlivňuje také zapálení oblouku, geometrii a energetickou bilanci.

Mezi nejvhodnější ochranné plyny patří argon a hélium. Díky velké ceně, především héliu, se používají tyto dva plyny po svařování korozi-vzdorných a dalších vysokolegovaných ocelí a neželezných kovů. Ke svařování nelegovaných a nízko-legovaných ocelí nebo ocelí na odlitky se používá jako aktivní plyn levnější oxid uhličitý nebo také směsný plyn. Vlastnosti ochranného plynu, především čistota, má vliv na kvalitu ochrany svaru i na životnost netavící se elektrody.

### 5.3.1 Metoda MIG/MAG [29], [30], [31], [35]

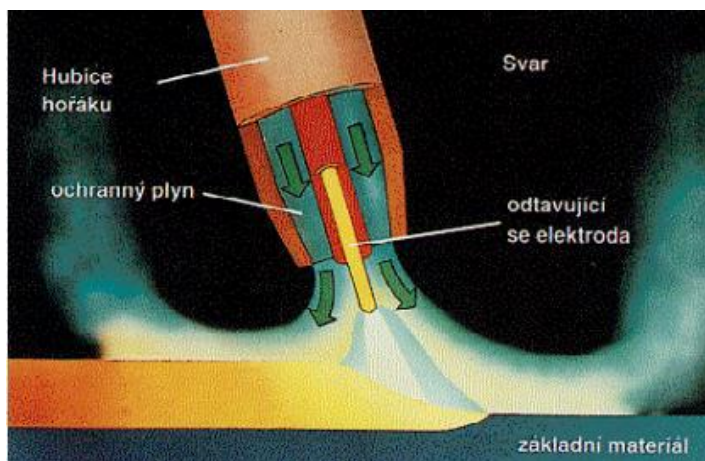
- MIG (Metal Inert Gas) je metoda, při které hoří elektrický oblouk mezi holým drátem, který je plynule přidáván do svaru a svařovaným základním materiálem v ochranné atmosféře. Tuto metodu lze částečně, nebo zcela mechanizovat. Tato metoda je vhodná ke svařování legovaných ocelí, neželezných kovů (Al, Cu, Ni) a jejich slitin. Metodou MIG jsou svařovány především plechy o větších



tloušťkách než 6 mm. Jako ochranná atmosféra je zde používán inertní plyn (argon, helium a jejich směsi).

- Svařování metodou MAG (Metal Active Gas) se liší od metody MIG základním rozdílem v použití ochranného plynu. Je zde použit aktivní plyn (CO<sub>2</sub> nebo směs s argonem, či kyslíku pro podporu hoření). Je vhodná k svařování nelegovaných, nízkolegovaných a vysokolegovaných ocelí.

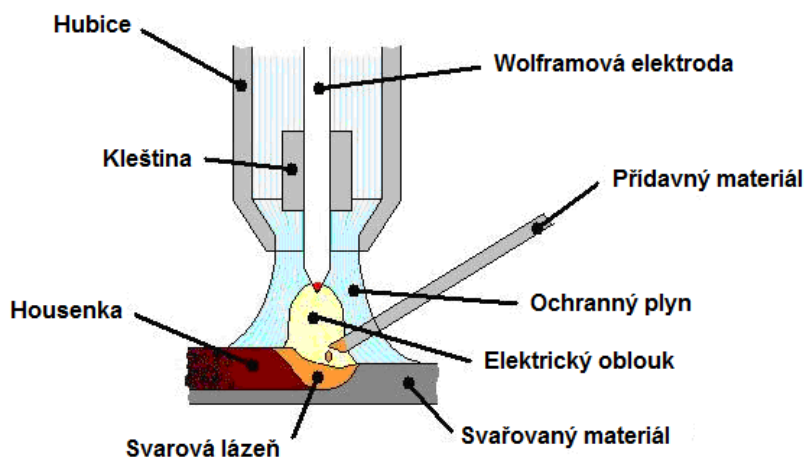
Mezi hlavní výhody této technologie patří velká efektivita, hluboký závar a výborný profil svaru, vysoká proudová hustota. U vyšších svařovacích rychlostí vzniká nízká pórovitost a malá TOO. Metoda lze snadno automatizovat a mechanizovat. Oproti ručnímu svařování obalovanou elektrodou je u metody MIG/MAG (viz obr. 21) minimální tvorba strusky. Je však nutná ventilace. A jsou zde vyšší nároky na údržbu zařízení.



Obr. 21 Metoda MIG/MAG [31]

### 5.3.2 Metoda WIG [29], [30], [31], [35]

Jedná se o metodu svařování elektrickým obloukem netavící se elektrodou v inertním plynu. Velice často označována také zkratkou TIG (Tungsten Inert Gas Welding). Je to způsob, který je mimořádně důležitý pro svařování vysokolegovaných ocelí. Jedná se o proces, při kterém hoří elektrický oblouk mezi hrotem netavící se elektrody (obvykle wolframová) a svařovaným materiálem.



Obr. 22 Metoda WIG (TIG) [35]

Lze svařovat jak s přídavným materiálem, tak i bez něj. To závisí na přípravě svarových ploch. Pokud se jedná o svařování s přídavným materiálem, je přidáván do oblouku ve formě drátu nebo tyčinky, popř. prášku (viz obr. 22). Mezi výhody této technologie patří výborná metalurgická kvalita svaru, úzká oblast natavení (malá teplotně ovlivněná oblast), hluboký průvar bez pórů, nedochází k výraznému opotřebení elektrody. Elektrický oblouk při této metodě je velice stabilní a flexibilní, lze jej velice přesně regulovat. Naopak mezi nevýhody patří nízká účinnost přenosu tepla (asi 60 %), vysoké nároky na svařovací zařízení i na techniku svářeče, nákladné zařízení a nižší produktivita.

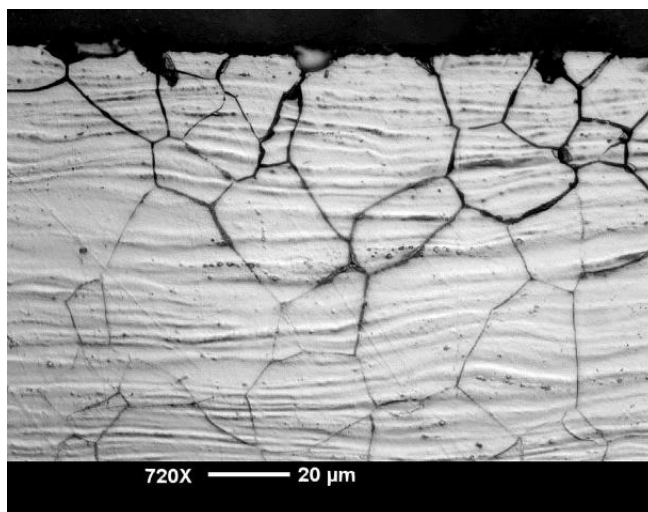
## 6 KOROZE VYSOKOLEGOVANÝCH OCELÍ [30]

Tak jako od korozivzdorných ocelí, které nebyly svařovány, tak i od svarového spoje očekáváme odolávání rovnoměrné korozi, projevující se postupným ubýváním tloušťky plechu. Tato odolnost svarových spojů je zcela zajištěna chemickým složením přídavného materiálu, který má chemické složení stejné nebo rovnocenné jako základní materiál. Občas chemické složení nezajistí úplnou ochranu proti korozi. Svarový spoj oceli chromniklové, korozivzdorné může být ohrožen i jiným druhem koroze, než je koroze celková. Jedná se v tomto případě o mezikrystalovou korozi, korozi nožovou, důlkovou a korozní praskání.

Vysoce legované oceli se vyznačují zvýšenou odolností proti korozi v roztocích kyseliny sírové. Oceli modifikované molybdenem, mědí, křemíkem jsou za jistých podmínek náchylné k mezikrystalové korozi. Mezi případy korozního napadení, které se projevují na zařízení u státního podniku DIAMO, popř. by mohly nebezpečně narušovat materiál, jsou popsány níže.

### 6.1 Mezikrystalová koroze (MKK) [1], [9], [10], [16], [19], [30]

Jedná se o nerovnoměrnou korozi, která probíhá podél hranic krystalů (zrn) do hloubky materiálu. Tato koroze je typická pro nerezové ocele a oblasti svarového spoje. Náchylnost na mezikrystalovou korozi (viz obr. 23) má vliv na svařitelnost korozivzdorných. Zapříčiněno je to tím, že ze všech zmíněných korozi je mezikrystalová koroze nejčastější a nejnebezpečnější. Působením koroze jsou narušeny pouze hranice zrn, dochází ke ztrátě soudržnosti. V pokročilém stádiu lze ocel rozmělnit na prášek (viz obr. 24). Jedná se o rozpad na jednotlivá zrna.



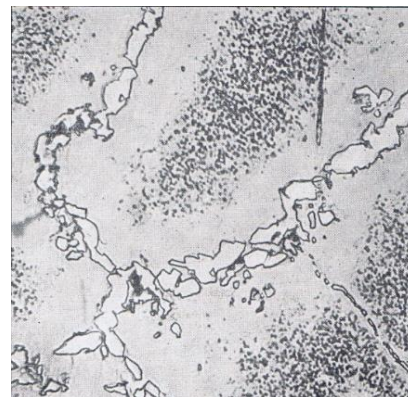
Obr. 23 Mezikrystalová koroze, zvětšeno 200× [10]

Mezikrystalová koroze nenarušuje tloušťku stěny, ale pokud je ocel namáhána mechanicky, dochází k vzniku trhlin. Tyto trhliny mohou jít jak do menší tak i větší hloubky. Touto korozi je materiál napadán podstatně rychleji, než korozi vlastního zrna. Mezikrystalové napadení je doprovázené zhoršením mechanických vlastností. Jedná se o napadení, které se vyhodnocuje sice změnou mechanických vlastností, ale napadení je zjištěné nejlépe metalografickým vyhodnocením. Jelikož příčiny k náchylnosti k mezikrystalové korozi u korozivzdorných ocelí jsou již téměř jednotlivě známy, mnohem více se liší vysvětlení, proč dochází k vyvolávání koroze vlivem karbidových precipitátů. Mezi tři nejrozšířenější teorie vysvětlující precipitaci karbidů, jako vliv na vznik mezikrystalové koroze jsou:



Obr. 24 Rozmělněná ocel

- Teorie ochuzení - změna chemického složení tuhého roztoku na rozhraní zrn v okolí precipitátů. Teorie ochuzení značně převažuje ostatní teorie v důkazech. Touto teorií je mezikrystalová koroze vysvětlena snížením obsahu chromu v okolí vylučujících se karbidů (viz obr. 25) a nitridu chromu. Jedná se o ochuzení hranic zrn o chrom. Dochází k difuzi chromu k hraničním zrn pomaleji než-li difuze uhlíku a dusíku. Není-li uhlík (dusík) již na rozhraní zrn následkem adsorpce (viz kap. 6.1.1), difunduje k rozhraní i z vnitřku zrn, kdežto potřebný chrom pochází z rozhraní, popř. z okrajů zrn austenitu. Tímto vlivem je povrchová vrstva ochuzena o chrom a přestává být schopná pasivace. U austenitických tak i chromových ocelí byl zjištěn pokles obsahu chromu až 6,5 %.
- Teorie pnutí - energetickými rozdíly v místech vylučování sekundární fáze. Podle této teorie vznikají velká vnitřní místní pnutí v místech, kde se začíná vylučovat a postupně roste druhá fáze. Tímto vzniká za následek, že ve struktuře oceli jsou značné energetické rozdíly, které se častokrát projevují nejen v rozdílech potenciálů, ale hlavně v oblastech rozhraní zrn a dále v nedokonalé pasivaci hranic.
- Teorie mikročlánků - rozpuštěním rozhraní zrn následkem vzniku a působení místních článků. Ušlechtilější karbid působí většinou jako katoda a okolní méně ušlechtilý kov jako anoda. Tato teorie je však méně pravděpodobnější než vysvětlení teorii pnutí.



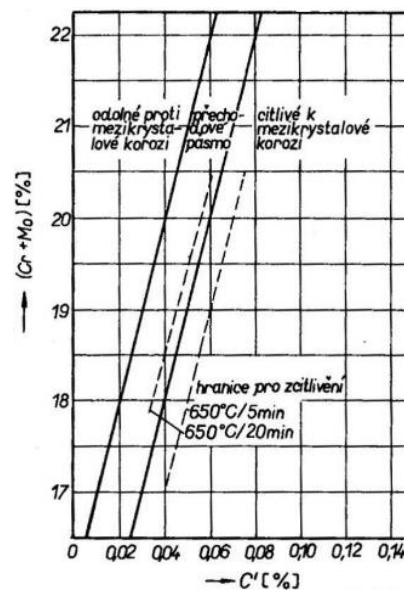
Obr. 25 Vyloučené karbidy, zvětšeno 500×

U svarových spojů se často projevuje náchylnost k mezikrystalové korozi, jelikož ve svarovém spoji se vždy vyskytují pásma, v nichž ocel byla zahřáta na teplotu, při níž se mohly vyloučit karbidy, nitridy nebo jiné fáze na hranicích zrn. Na hranici karbid- základní kov se předpokládá místní článek, v němž okolí karbidu koroduje i přesto je-li ocel podrobena rozpouštěcímu žíhání.

### 6.1.1 Vliv chemického složení [11], [19]

- U korozivzdorných ocelí se pohybuje obsah chromu od 14 do 24 %. Nejčastější obsah chromu činí 17 až 19 %. Z problematiky mezikrystalové koroze je obsah chromu důležitý z hlediska ochuzení hranic zrn o chrom pod korozivzdornou mez 12 %. Při tepelném zcitlivění korozivzdorných ocelí nastane pokles obsahu chromu na hranicích zrn pod korozivzdornou mez rychleji u ocelí s menším obsahem chromu (např. 14 %), než u ocelí s vyšším obsahem chromu (např. 24 %).

Na obrázku č. 26 je znázorněna náchylnost k mezikrystalové korozi, která závisí na účinném obsahu uhlíku  $C'$  a dále na obsahu chromu a molybdenu (rozhodujících slitinových prvků pro pasivaci).



Obr. 26 Závislost výskytu mezikrystalové koroze u zcitlivěných ocelí na obsahu uhlíku a chromu [19]



- Z diagramu (viz obr. 27) je očividné, že vysoký obsah niklu v oceli zvětšuje vliv uhlíku z hlediska citlivosti k mezikrystalové korozi a toto zvětšení vlivu uhlíku výrazně závisí také na obsahu chromu. Účinný nebo taky efektivní obsah uhlíku  $C'$  se vypočte podle vztahu:

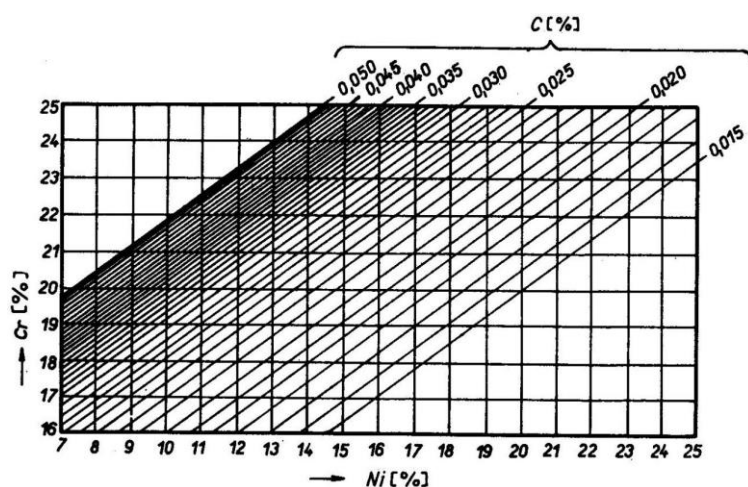
$$C' = C + k_1 \cdot (Ni - k_2) \quad [\%] \quad (6.1)$$

Kde:

$C'$  - účinný obsah uhlíku [%]

$k_1$  - konstanta zjištěná statisticky ( $k_1 = 0,002$ ) [-]

$k_2$  - konstanta, její hodnoty uvádí (viz tab. 4) [-]



Obr. 27 Účinný obsah uhlíku [19]

Tab. 4 Hodnoty konstant pro jednotlivé obsahy chromu [19].

Obsah chromu [%]	Hodnoty Konstanty $k_2$
17	6,5
18	7,9
19	9,75
20	12,4
21	16

- Molybden má nejvyšší význam pro zvýšení korozní odolnosti. Molybden stejně jako chrom rozšiřuje oblast pasivity a zlepšuje odolnost ocelí v aktivním stavu zvláště proti roztokům obsahující aktivní chlor. V kyselině sírové molybden také kladně působí na hranici pasivity a posunuje ji k vyšším teplotám a koncentracím. V aktivním stavu tato přísada zlepšuje odolnost proti zředěné kyselině sírové. Naopak u ocelí s běžnými obsahy niklu molybden snižuje odolnost proti koroznímu napadení. Stejně tak v případě kyseliny dusičné. Zvýšení účinnosti molybdenu může být poskytnuto přísadou mědi. Avšak výroba těchto ocelí přináší spoustu technologických problémů
- Křemík v obsahu 0,4 působí jako dezoxidační přísada. Vyšší obsahy křemíku (2 až 4 %) zvyšují odolnost proti bodové korozi.

### 6.1.1 Segregace na hranicích zrn [19]

Vstup a rozpouštění příměsí do oblasti hranic zrn kovů může zapříčinit snížení její energie. V takovém případě se v ní zvyšuje koncentrace těchto příměsí a naopak. Tento jev nazýváme mezikrystalovou segregací nebo vnitřní adsorpcí. Jedná se o jev ve vztahu k mezikrystalové korozi, při kterém se slitina udržuje na vysoké teplotě, při níž se hranice zrn obohacují příměsí. Pak následným vlivem různě rychlého ochlazování je zabráněno difuzi a vytěsnění příměsí z oblasti hranic zrn. Tím vzniká větší přesycení tuhého roztoku na rozhraní zrn než v zrně. Z tohoto přesyceného roztoku se za působení vysoké teploty nebo ochlazování vylučuje sekundární fáze. Tímto způsobem vznikající struktura podporuje příčiny vyvolání mezikrystalové koroze, ale i náchylnost ke křehkému mezikrystalovému lomu. Tyto oba jevy souvisí s vylučováním karbidů na rozhraní zrn.



### 6.1.2 Význam hranic zrn [19]

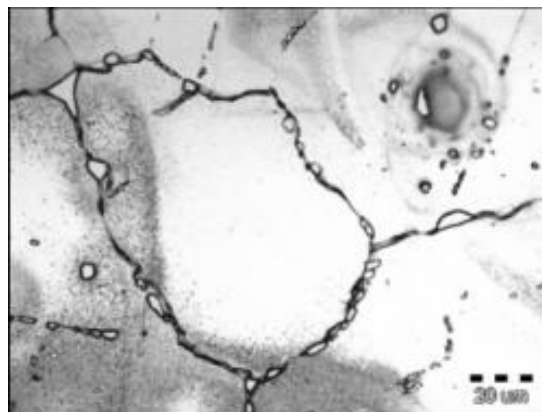
Mezikrystalová koroze probíhá mezi zrny a způsobí obvykle větší ztrátu pevnosti materiálu, než při napadení působení rovnoměrného napadení korozi. Je tudíž význam hranic zrn a strukturní změny v nich ve vztahu k mezikrystalové korozi značný.

Nejen korozní chování, ale také odpor proti plastické deformaci, magnetické charakteristiky a mnohé další jevy jsou závislé na stavbě hranic zrn a na procesech probíhajících kolem nich. Hranice zrn je oblast, kde se dotýkají zrna s rozdílnou krystalografickou orientací. Mluvíme o hranici zrn jako o přechodové oblasti, kde je poloha atomů jistým kompromisem krystalografického uspořádání obou sousedních zrn. Hranice tvoří v polykrystalickém materiálu oblast, která se liší fyzikálně a často i chemickým složením od zrn rozložených po stranách. To má za příčinu mnohé jevy, které mají za příčinu náchylnost k mezikrystalové korozi.

Velký význam na průběh mezikrystalového napadení má vliv velikosti zrna. V prostředí roztoků kyseliny sírové, náchylnost k mezikrystalové korozi roste s velikostí zrna. Naopak v případě kyseliny dusičné bylo zjištěno, že při jemnozrnějších materiálech je náchylnost k uvolňování zrn větší. A v některých případech dochází k rozpadu zrna rychleji než u hrubozrné struktury.

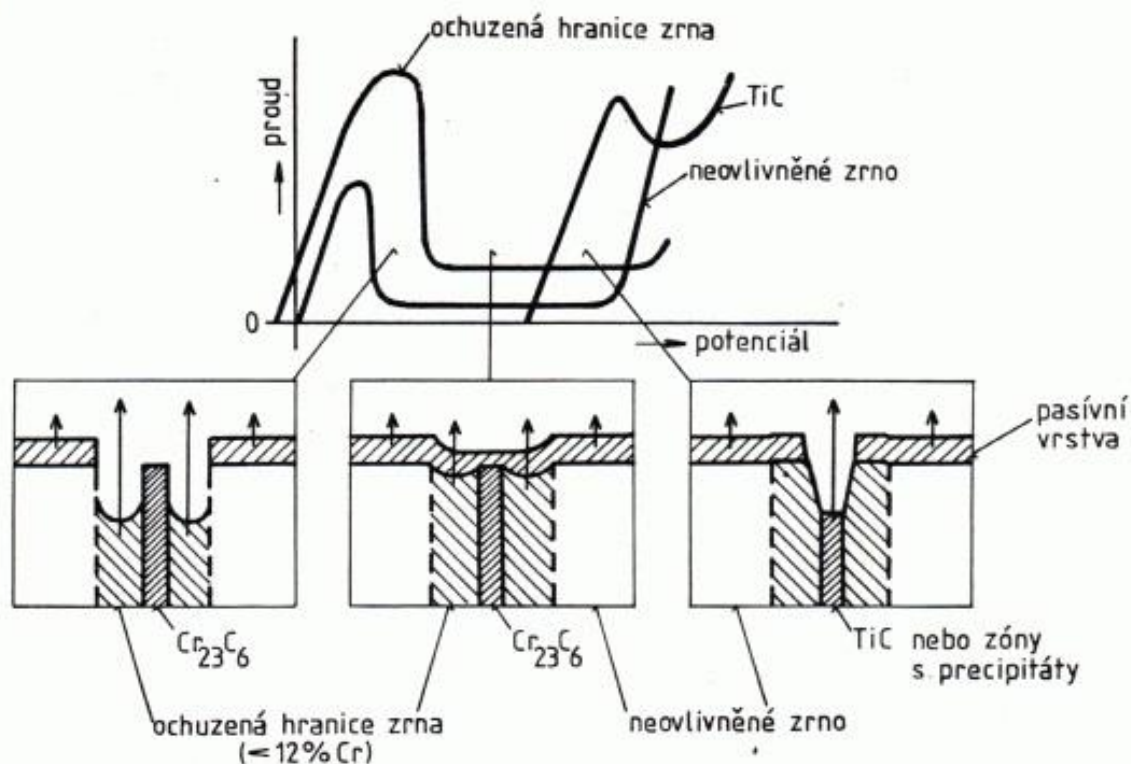
### 6.1.3 Příčiny vzniku mezikrystalové koroze [17], [18], [19]

V některých případech dochází k napadení rozhraní zrn následkem jejich krystalografické odlišnosti popř. segregace některých doprovodných prvků. Všechny názory jsou jednotné v tom, že při určitém tepelném ovlivnění, sklon k mezikrystalové korozi souvisí zejména se vznikem nových fází na rozhraní zrn tuhého roztoku, především karbidových (viz obr. 28), nebo nitridových precipitátů a ochuzení hranic zrn o chrom (viz obr. 29). Závislost rozpustnosti uhlíku i dusíku v austenitu je hlavní příčinou vylučování karbidů a nitridů. Ale jsou také případy, kdy příčinou náchylnosti k mezikrystalové korozi je tvorba jiné fáze, která sníží odolnost tuhého roztoku ve svém sousedství, popř. nemá dostatečnou odolnost v některém agresivním prostředí.



Obr. 28 Vyloučené karbidy chromu na hranicích zrn [17]

Náchylnost k mezikrystalové korozi u austenitických ocelí je velice závažný a nežádoucí jev. Zvláště u agresivních prostředí, pro něž se tyto oceli používají. Mezikrystalová koroze se objevuje v případech kdy je ocel ohřátá buď na delší teplotu nad 400 °C, nebo je-li ocel pomalu ochlazována z teplot na 1000 °C. S klesající teplotou v austenitu se rozpustnost uhlíku i dusíku zmenšuje. Rychlejším ochlazením lze oba prvky udržet v tuhém roztoku. Pokud poté zahříváme uhlíkem přesycený tuhý roztok, umožňujeme vyloučení karbidů na hranicích zrn austenitu a vyvolání citlivosti mezikrystalové korozi. U nízkouhlíkových ocelí s obsahem uhlíku menší jak 0,003 % legovaných vyššími obsahy dusíku (> 0,25 % N) se může projevit mezikrystalová koroze vylučováním nitridů chromu.



Obr. 29 Ochuzení hranic zrn [18]

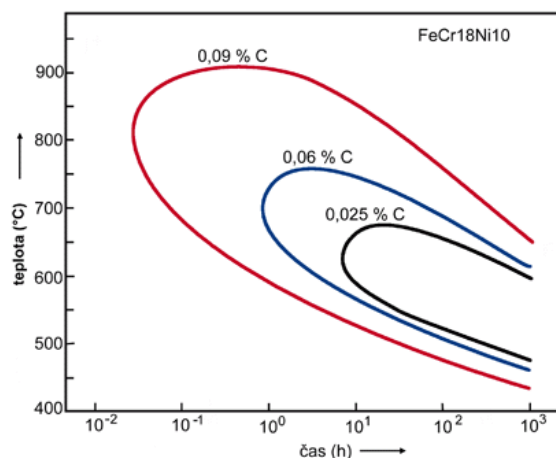
Nejen doba ohřevu ale i teplota má vliv na rychlost mezikrystalové koroze. Během ohřevu korozivzdorných ocelí probíhají ve struktuře dva děje, jeden z nich citlivost k mezikrystalové korozi vyvolává, druhý děj ji potlačuje. Oba děje jsou závislé na rychlosti difuze chromu a uhlíku, popř. dusíku.

Další příčinou mezikrystalové koroze u korozivzdorných ocelí je ve vylučování fáze sigma, nebo také jiných fází na hranici zrn. U austenitických ocelí bývá obsah fáze sigma vždy nižší než u austeniticko-feritických. Sklon k vylučování fáze sigma je přímo úměrný k obsahu feritu. Fáze sigma je všeobecně pro svou křehkost nežádoucí ve struktuře korozivzdorných ocelí. Samotný obsah feritu není většinou v austenitických ocelích z hlediska korozivzdornosti na závadu.

#### 6.1.4 Snížení náchylnosti k MKK [18], [19]

V chemickém průmyslu, kde často docházelo k těžkému poškození vlivem mezikrystalového napadení, byly z tohoto důvodu hledány mnohé způsoby jak tomuto napadení zabránit. Mezi nejúčinnější a nejdůležitější způsoby jak snížit náchylnost k mezikrystalové korozi spočívá ve snížení obsahu uhlíku, stabilizací ocelí titanem, niobem a tantalem, popř. ve zvýšení obsahu feritu ve struktuře ocelí.

- Obecně je známo, že u ocelí s obsahem uhlíku vyšším než 0,06 až 0,08 % patří do skupiny nestabilizovaných ocelí s vyšší náchylností k mezikrystalové korozi po krátkodobém ohřevu v kritickém rozmezí teplot. V takovém případě může docházet k zcitlivění u těchto ocelí již po velmi krátkých dobách ohřevu. Proto se jeví snížení obsahu uhlíku u ocelí jako nejbezpečnější způsob jak zamezit mezikrystalové korozi. Náchylnost pro jednotlivé obsahy uhlíků u ocelí jsou popsány Rollasonovými C - křivkami (viz obr. 30).



Obr. 30 Rollasonovy C křivky [18]

- Čím nižší obsah uhlíku, tím je „C“ křivka více vpravo a náchylnost k MKK je nižší.
- Stabilizace uhlíku je nejrozšířenější způsobem omezení výskytu mezikrystalové koroze. Jedná se o legování ocelí slitinovými prvky, které mají větší afinitu uhlíku, než má chrom (Ti, Nb, Ta, Zr, W, V). Pro běžné legování korozivzdorných ocelí je nejpoužívanější Ti, Nb, Ta. Použití vanadu, wolframu a molybdenu, ale tyto legující prvky se v praxi neosvědčily. A v praxi se používají pouze u niklových slitin. Legující prvky, které zabraňují vylučování karbidu chromu a oceli se pak chovají tak, jako kdyby neobsahovaly téměř žádný uhlík.
- Oceli korozivzdorné, složené z austenitu a feritu (dvoufázové korozivzdorné) s nízkým obsahem niklu popř. klasické modifikované molybdenem mají vyšší odolnost proti mezikrystalové korozi již při obsahu od 5 % feritu a výše. Při stejném obsahu uhlíku mají dvoufázové oceli vyšší odolnost proti vzniku mezikrystalové koroze oproti austenitickým. I u duplexních ocelí může docházet k mezikrystalovému napadení, zvláště u ocelí s vyšším obsahem uhlíku, ale stupeň napadení je nižší než u ocelí jen austenitických. Mezi příznivé vlivy feritu patří zvětšení ploch hranic zrn a povrchu fází, tudíž se zmenšuje množství precipitujících karbidů. Ferit obsahuje vyšší chrom než austenit a může tedy ztratit určité množství chromu bez toho, aby došlo k ochuzení a napadení rozhraní zrn. Ve feritu chrom difunduje snadněji, čímž také zapříčiňuje ochuzení.

## 6.2 Důlková a bodová koroze [4], [9], [14]

Oba typy koroze jsou zapříčiněny místním zvýšením aktivity kovového povrchu, nebo korozních zplodin. Na rozdíl od rovnoměrné koroze je zasažena jen malá část povrchu, ale korozní napadení proniká do značné hloubky kovu. Náchylnější povrchy k napadení touto korozi jsou v případě značných rozdílů korozní odolnosti jednotlivých částí. Výsledkem tohoto důsledku je napadení (proděravění) kovového materiálu, ale pokaždé nemusí proděravění být zapříčiněno těmito způsoby koroze. Důlkové či bodové napadení (viz obr. 31) lze rozpoznávat až na základě průběhu a také příčin



Obr. 31 Důlková a bodová koroze [4]

korozního napadení. Jelikož je jediný rozdíl mezi bodovou a důlkovou korozí v rozměrech, častokrát je i bodová označována také jako důlková koroze.

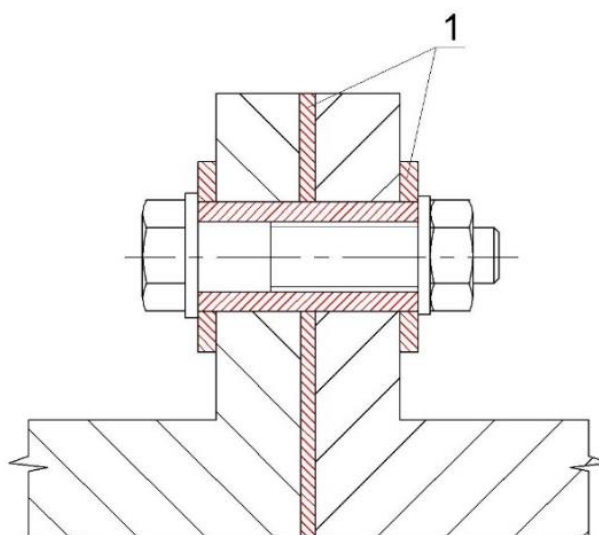
Strukturní nesterodnost povrchu, ochranných vrstev, vlastnosti korozního prostředí má významný podíl na vzniku důlkového korozního napadení. Tyto příčiny usnadňují místní napadení povrchu, avšak nemusí to být jediné příčiny vzniku korozního napadení. Obsahuje-li nehomogenní struktura (např. vměstek) katodický charakter, může napadení začít na povrchu na rozhraní kov-vměstek a postupuje dále po celé ploše a dále po méně odolné strukturní složce dovnitř kovu.

Při napadení méně ušlechtilé strukturní složky, je růst důlku zcela závislý na vznikajících korozních produktech a vlastnostech korozního prostředí. Nejvýraznější napadení důlkovou korozí je nejvýraznější u kovů, u kterých byla porušena pasivní vrstva. Ta je porušována mikrotrhlkami kovu, přítomností nečistoty na povrchu, vznikem puchýřku v ochranné vrstvě anebo vznikem korozních produktů s odlišnými vlastnostmi. Základní příčinou důlkového napadení je porušení vrstvy aktivujícími chloridovými ionty. Pronikání důlkového napadení ve vodném roztoku je podmíněno přítomností agresivní složky na dně důlku.

### 6.3 Koroze bludnými proudy [9]

V neutrálních prostředích je rychlost koroze v elektrolytech určována podle rychlostí anodických a katodických dílčích korozních reakcí. V neutrálních prostředích jsou tyto reakce relativně pomalé. Rychlost těchto dílčích reakcí může být však podstatně zvýšena za podmínky, jestliže se kov dostane do elektrického pole jiného zdroje stejnosměrného napětí. Tudíž se na rozhraní kov-korozní prostředí vytvoří větší spád napětí. Elektrický stejnosměrný proud z vnějšího zařízení pak protéká kovem a může dosahovat velmi vysoké intenzity. Proud se stává rozhodujícím činitelem pro rychlost katodické reakce, v místě kde vstupuje z elektrolytu na kov a anodické reakce, v místě kde se vrací proud z kovu do elektrolytu. Tento elektrický proud z vnějšího zdroje, který nežádoucím způsobem pronikne na určitou konstrukci, se pak označuje jako bludný. Vyvolaný účinek touto reakcí je označován jako koroze bludným proudem.

Ochrana proti této korozi je velice složitý problém, v rámci různorodých podmínek není možno navrhnout pouze jedno řešení popř. postupovat podle určité šablony. Nelze řešit problematiku ochrany pouze jedním opatřením, musí se správně kombinovat několik způsobů, aby výsledek byl spolehlivý a ochranou nebyla zvětšena náchylnost k této korozi u jiného zařízení. Pro ochranu potrubí se například používají vložky z izolovaného materiálu (viz obr. 32).

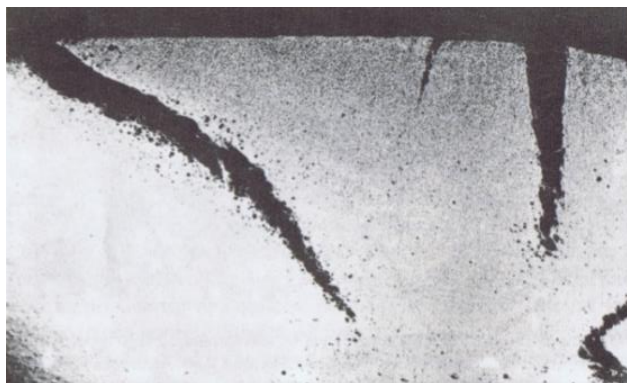


1 - vložky z izolačního materiálu

Obr. 32 Ochrana proti korozi u přírub [9]

#### 6.4 Nožová koroze [19]

Při svařování korozivzdorných stabilizovaných ocelí lze zajistit ochranu proti mezikrystalové korozi v pásmu kritických teplot (viz kap. 7.2). Ale u těchto ocelí je problém, že mohou být napadeny korozi na rozhraní svarového švu a základního materiálu. Zvláště při druhém teplotním ovlivnění (přehřátí až k teplotě solidu a ohřevem na kritické teploty při nanášení druhé housenky). Hovoříme o tzv. nožové korozi (viz obr. 33), která je takto označována díky tvaru, který připomíná svým charakterem zářez nože. V případě této koroze se jedná o velmi rychlý proces a velice často jsou napadány chromniklové oceli stabilizované titanem nebo niobem, častokrát právě v agresivním prostředí.

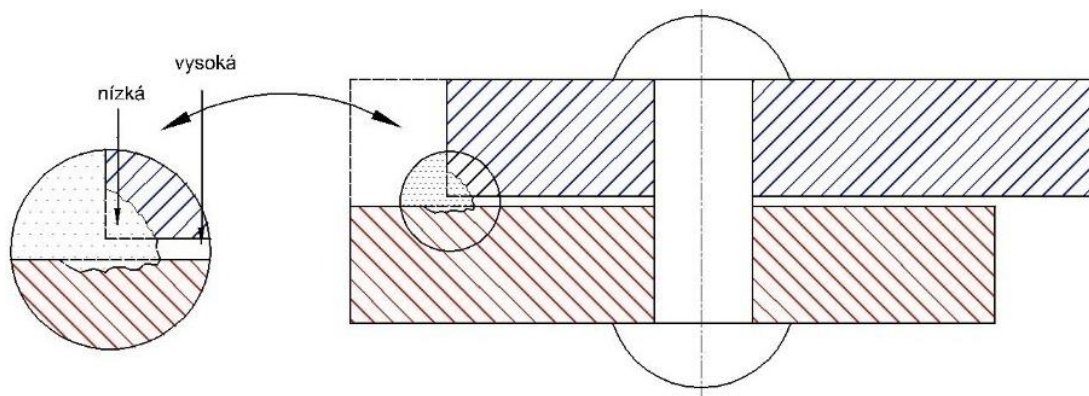


Obr. 33 Nožová koroze, zvětšeno 10× [19]

Dá se říci, že se jedná o typ mezikrystalové koroze, jelikož je zapříčiněna vyloučením karbidů chromu a ochuzení hranic zrn. Tato koroze je důsledkem ohřevu okolí švu svaru na teploty, které se blíží k bodu tání a nastane tak rozpouštění karbidů titanu a niobu, růstu zrna oceli a obsahu feritu. Následným působením teploty (500-800 °C) pak probíhá vyloučení karbidů, vznik fáze sigma a rozpad feritu, jenž společně s napětím v oblasti rozhraní svar - základní materiál a charakterem prostředí má za následek náchylnost k tomuto typu koroze.

#### 6.5 Štěrbínová koroze [14]

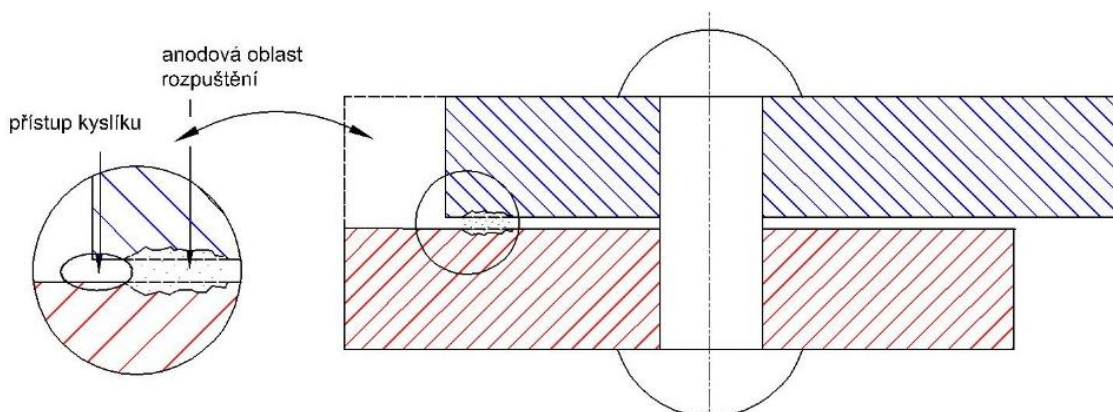
S bodovou korozi do jisté míry souvisí koroze štěrbinová, probíhající v jemných kapilárách nebo v místě se špatným oběhem prostředí. To má za důsledek vznik koncentračních článků a urychlení koroze. Ve štěrbině může vznikat koroze vlivem rozdílné koncentrace iontů v elektrolytu ve vnitřku (viz obr. 34) a na jejím ústí nebo rozdílem obsahu kyslíku.



Obr. 34 Štěrbínová koroze vlivem rozdílné koncentrace iontů [14]

V druhém případě se anodová oblast rozpouštění nachází ve vnitřku štěrbině (viz obr. 35) a vnější částí s přístupem kyslíku tvoří katodu. Druhý případ je charakteristický pro kovy, které jsou schopné pasivace, jako například korozivzdorné oceli.





Obr. 35 Štěrbínová koroze vlivem přístupu kyslíku [14]

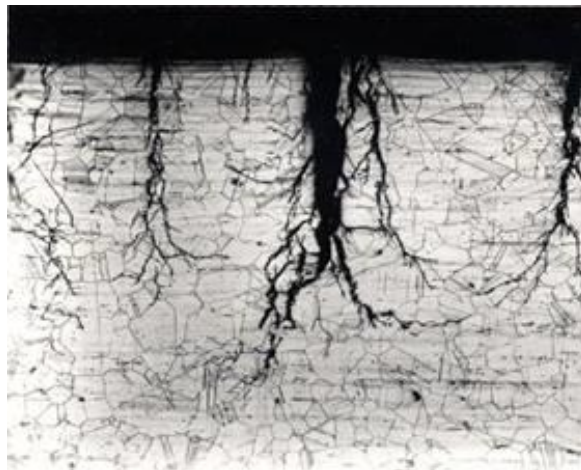
### 6.6 Korozní praskání [13], [14]

Vlivem působení koroze a mechanických vlivů zároveň může docházet ke koroznímu napadení intenzivněji než při součtu jednotlivých poškození při odděleném působení obou vlivů. Tento jev je označován jako korozní praskání a probíhá u některých materiálů při určitých prostředích při působení tahových napětí. Tento jev se může projevovat mezikrystalově (viz obr. 36), transkrystalově (viz obr. 37), popř. smíšeně.

U manganchromových ocelí je možné se setkat s mezikrystalovým korozním praskáním i v neutrálních a relativně slabých roztocích chloridů. Mezikrystalovému praskání lze zabránit podobně jako snížení náchylnosti k mezikrystalové korozi, ale nelze zabránit transkrystalickému praskání. V případě chromniklových ocelí se jedná nejčastěji o transkrystalické praskání v prostředí chloridů.



Obr. 37 Mezikrystalové korozní praskání [13]



Obr. 36 Transkrystalické korozní praskání [13]

Struktury slitin mají na tento jev vysoký vliv. V případě austenitických chromniklových ocelí (prostorově středěná krystalová mřížka) je odolnost nižší než v případě feritických (plošně středěná krystalová mřížka). V případě austenitických korozivzdorných ocelí s navyšováním niklu odolnost ke koroznímu praskání klesá, ale naopak roste náchylnost k mezikrystalové korozi.

## 7 EXPERIMENT

V rámci praktického řešení jsem provedl rozbor a charakteristiku proudícího média. Rozebral vnesené teplo dodané svařovací technologií a vhodnost použitých elektrod. Pomocí Schaefflerova diagramu určil graficky odhad a výsledné struktury svarového kovu. Podle vzorců byly také spočítány kritéria pro náchylnost ke vzniku teplých krystalizačních trhlin. Nakonec jsem vyhodnotil náchylnost k mezikrystalové korozi výpočtem a zkouškou také metalografické vzorky.

### 7.1 Rozbor dopravovaného média [22], [45]

Působením agresivních látek na svarové spoje dochází k mezikrystalové korozi. Roztok síranu sodného, jako hlavní kontaminant, vychází z výroby uranu. Je získáván reakcí síranového aniontu a kyseliny sírové. Sodík je ze sody, která se přidává jako louhové činidlo. Roztok je pak hnán tlakem 250 kPa potrubím do odpařovací stanice, která slouží k čištění technologických vod. Zde se odpařuje voda a zahušťováním a mez krystalizace vzniká síran sodný.

#### 7.1.1 Vliv koncentrace solí [9], [14], [22], [16], [45]

Přídavek soli, v případě státního podniku DIAMO se jedná o síran sodný ( $\text{Na}_2\text{SO}_4$  - sodná sůl kyseliny sírové (viz obr. 38)), do vody zvyšuje chemickou aktivitu a elektrickou vodivost roztoku.

Se vzrůstající koncentrací soli také roste rychlost koroze. Rychlost korozní reakce u korozivzdorných ocelí je určována obsahem volné kyseliny. Obvykle je koncentrace volné kyseliny tak nízká, že chromniklové austenitické oceli jsou zcela odolné ve velkém rozsahu teplot. Při vyšších koncentracích je však potřeba volit materiál legovaný molybdenem, popř. mědí. Voda má na rozpouštění kyslíčkové vrstvy minimální vliv. Zvláště u kyselých a oxidačních roztoků soli dochází k porušení pasivního filmu a vzniku bodové koroze. Obsahy síranu v médiu se pohybují v rozmezí 60-230 g/l. Chloridy pak 1-10 g/l.



Obr. 38 Síran sodný ve formě prášku [26]

#### 7.1.2 Vliv rychlosti proudění [9], [22]

Vzájemným pohybem kapalin a kovu je ovlivněna koroze zvýšením rychlosti dějů a v případě vysokých rychlostí proudění i fyzikálním a mechanickým působením na korozní zplodiny a kov. Korozi usnadňuje převážně transport korozně aktivních látek. Při mírném proudění je složení prostředí rovnoměrnější a homogennější pro korozní zplodiny. Tímto mírnějším prouděním se zmenšuje nebezpečí nerovnoměrného napadení korozi. Rychlosti proudění v potrubí u odpařovací stanice s. p. DIAMO je popsáno níže (viz tab. 5).

Tab. 5 Rychlosti proudění média [22].

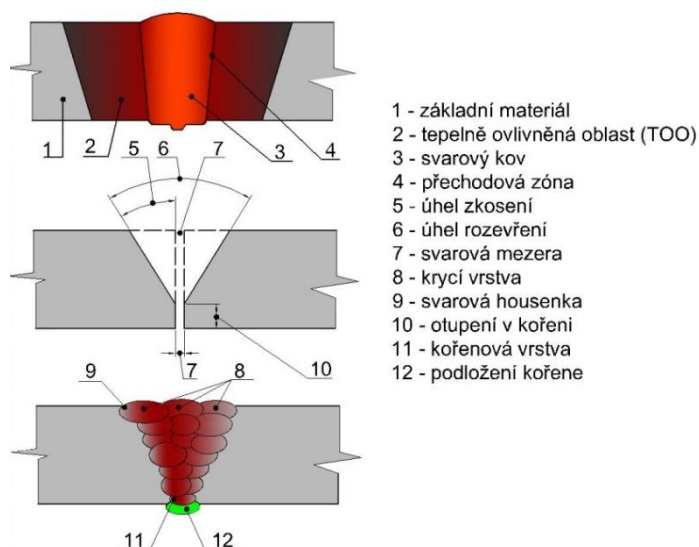
DN (mm):	250	65
Průtoky ( $\text{m}^3/\text{h}$ ):	500	50
Rychlost (m/s):	2,8	4,2

### 7.1.3 Vliv teploty [9], [14]

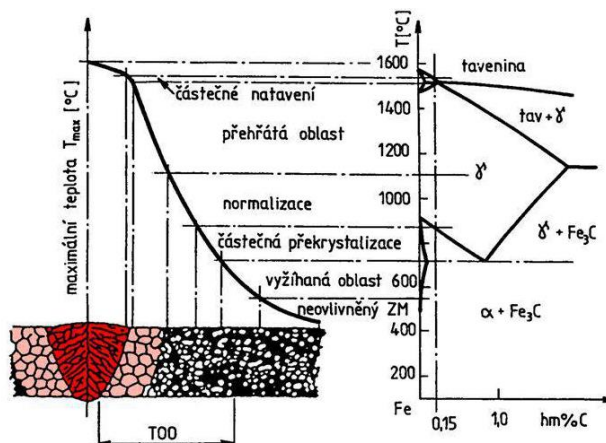
Se zvyšováním teploty roste rychlost chemické reakce exponenciálně. Austenitické chromniklové oceli odolávají korozi jen za chladu ve zředěných roztocích (méně než 5 %) nebo pak u koncentrací velmi vysokých (přes 80 %). Jakmile teplota stoupne, korozní reakce se zrychlí. Austenitické oceli se pak stávají nepoužitelné.

### 7.2 Rozbor svařování a vneseného tepla, se zřetelem k MKK [9], [14], [40], [48]

Jelikož nejčastější tepelné ovlivnění korozivzdorných ocelí je právě při svařování, je potřeba věnovat pozornost tepelným poměrům při svařování a kvalitě svarového spoje. Před svařováním a působením tepelného zdroje (např. elektrického oblouku) se teplota základního materiálu rovná teplotě okolí. Svařováním elektrickým obloukem teplota v okolí svaru rychle stoupá. Jakmile dosáhne maxima tak opět klesá. Tento proces nazýváme teplotním cyklem. Svarový spoj pak vzniká vzájemným stavením obou materiálů. Natavenou část spoje označujeme jako svarový kov. Část, která je ovlivněna teplem svaru, označujeme jako teplotně ovlivněnou oblast (TOO) (viz obr. 40). Ostatní části a přípravné plochy svaru jsou popsány v obrázku (viz obr. 39).



Obr. 39 Názvosloví svarového spoje [48]

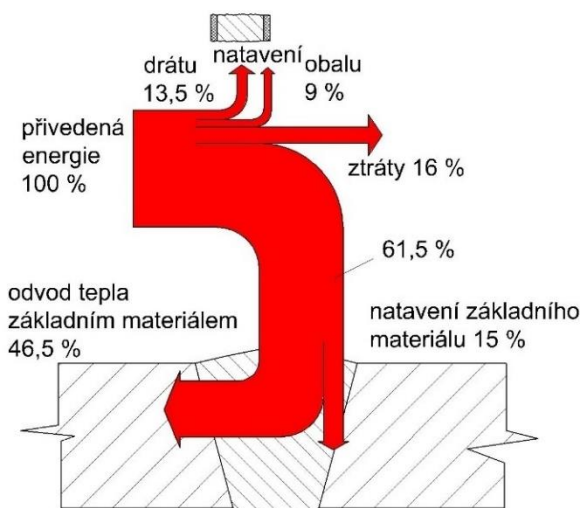


Obr. 40 Teplotně ovlivněná oblast [40]

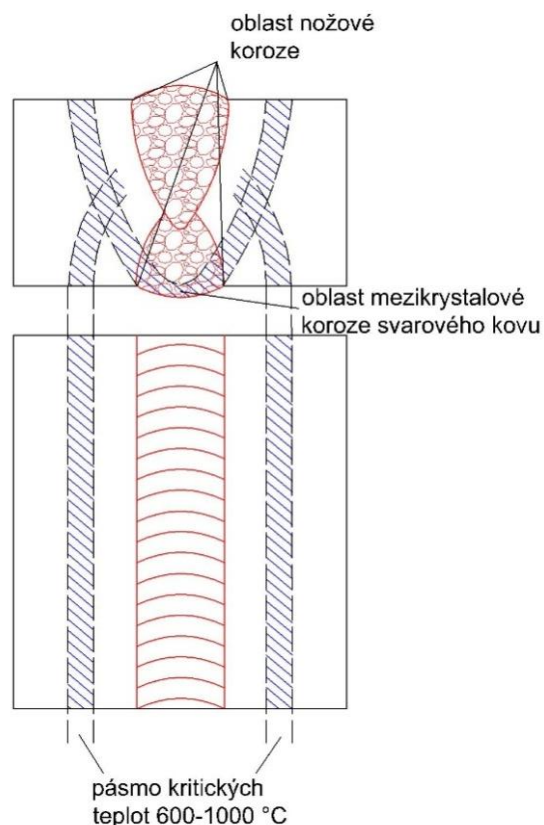
Při svařování korozivzdorných ocelí je třeba vzít v úvahu propal jednotlivých slitinových prvků. To má za následek, nejčastěji ve svarovém kovu, ztrátu korozní odolnosti. Mezi veličiny, které podmiňují tepelné namáhání svaru, patří: množství tepla dodané elektrickým obloukem, způsob svařování a termofyzikální hodnoty základního materiálu. Termofyzikální hodnoty závisí na chemickém složení oceli a teplotě. Na vytvoření pásma citlivého k mezikrystalové korozi má větší význam pouze teplo přivedené do základního materiálu. Projevuje se zde



i způsob tuhnutí a ochlazování svarového spoje. Energetickou bilanci při svařování austenitické chromniklové oceli je znázorněno schematicky podle obrázku č. 41.



Obr. 41 Energetická bilance při svařování austenitických ocelí [19]



Obr. 42 Oblasti výskytu koroze u svarového spoje [19]

Působením tepla a vlivem jakosti základního materiálu, přídavného materiálu, technologií svařování, se mezikrystalová koroze může projevit ve třech místech svarového spoje:

- V základním kovu v určité vzdálenosti od nataveného kovu švu.
- Ve svarovém kovu.
- V základním materiálu přímo u nataveného kovu švu.

Na obou stranách, v určité vzdálenosti od švu, jsou tzv. kritické oblasti (viz obr. 42), které jsou citlivější k mezikrystalové korozi. Ta se vyskytuje i v již zmíněných ostatních částech svaru vlivem vylučování karbidů bohatých na chrom a tím snižuje odolnost na hranicích zrn (viz kap. 6.1.3)

### 7.3 Vliv chemického složení elektrod [19]

Na jakost svarového spoje má největší podíl chemické složení elektrod. Měl by být ze stejného druhu jako svařovaný materiál. Vzhledem k praskavosti svarů je žádoucí, aby svarový kov obsahoval malé množství feritu (asi 5 %). Nesmí však tento fakt ovlivnit korozní odolnost svarového kovu, aby nedošlo k tomu, že svarový kov má menší odolnost než základní materiál. V případě potřeby zachování odolnosti je třeba volit přídavný materiál s minimálním obsahem feritu popř. čistě austenitický. Pro jakostní svarový spoj korozivzdorné oceli je rozhodující, kromě odolnosti proti celkové a mezikrystalové korozi i odolnost proti korozi nožové a dalšími typy napadení v souvislosti se strukturou oceli, která může být svařováním změněna.

Se zřetelem k možnosti napadení svarového kovu mezikrystalovou korozi je třeba volit elektrody stabilizované nebo nízkouhlíkové. Některé části svaru mohou být nepříznivě ovlivněny dalším svařováním na nebezpečné teploty (600 °C). U nestabilizovaných ocelí tímto

ohřevem, které nemusí být vždy spojovány pouze se svařováním, může dojít k znehodnocení například příčného švu svaru.

Při svařování ocelí stabilizované titanem bez použití ochranné atmosféry je nutno použít elektrody s obsahem niobu se zřetelem k nekontrolovatelnému spalování titanu během svařování. Ale vyrábějí se i elektrody s obsahem titanu, které mají velké výhody ve vlastnostech oproti niobovým. Tyto elektrody obsahující titan hoří klidněji, struska je lépe odstranitelná a svarová housenka pravidelnější. Lze také dosáhnout menšího propalu chromu a menší praskavosti. U nejběžnějších svarových kovů obsahující niob hraje obsah uhlíku značný vliv v jádru drátu. Niob se pak z hlediska mezikrystalové koroze požaduje minimálně osmkrát vyšší než obsah uhlíku. V případě u oceli s obsahem 2 % molybdenu pouze šestkrát vyšší. A obsah chromu se vyžaduje o 1 až 2 % vyšší než ve svarovém kovu. Tyto hodnoty se týkají svařování elektrickým obloukem austenitických ocelí tlouštěk  $\geq 1,5$  mm.

Svařování v argonu wolframovou elektrodou korozivzdorných ocelí je mimořádně důležité z hlediska zabránění přístupu vzduchu do oblasti svaru a tím lze svařovat i nestabilizované oceli se středním obsahem uhlíku bez nebezpečí náchylnosti k mezikrystalové korozi. Lze touto technologií svařovat s drátem obsahující titan, který vyhoří pouze z 10 % a niob, který je stabilnější více, nevyhoří vůbec. Kvality lze tedy docílit stabilizovanějším svarovým kovem, jenž je méně závislý na postupu svařování.

Technologie, kterou je korozivzdorná ocel svařována, má podstatný vliv na dodatečné zcitlivění. V případě některých metod (MIG/MAG) může docházet u stabilizovaných ocelí k nožové korozi. Ale obecně se dá říci, že svarový kov má lepší odolnost.

Chemické složení elektrod a použití pro daný materiál ve státním podniku GEAM je popsáno v tabulce (viz tab. 6).

Tab. 6 Použité obalované elektrody pro ruční svařování [8], [20].

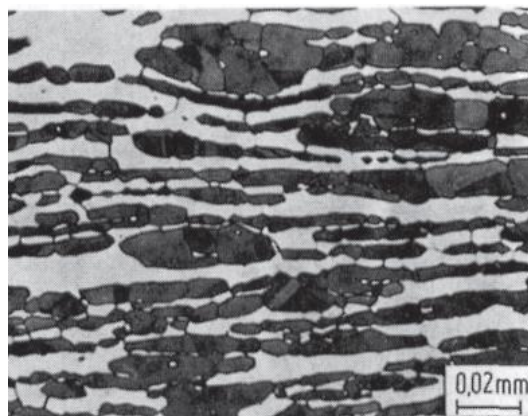
Obalená elektroda	Chemické složení [hm. %]										Použití
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Nb	Cu	N	Fe	
FOX SAS 4	0,03	0,4	1,3	18,8	11,8	2,7	+	-	-	zákl.	1.4571
UTP 3127 LC	<0,03	<0,09	1,5	27	31	3,5	-	1,3	-	zákl.	1.4539
OK 69.33	<0,03	0,5	1,3	20,5	25,5	4,8	-	1,6	0,15	zákl.	1.4539
UTP 6222 Mo	<0,04	<0,05	0,6	22	zákl.	9	3,3	-	-	3	1.4539

Použití těchto obalovaných elektrod pro ruční obloukové svařování se shoduje s doporučenými materiály ke svařování od výrobců.

#### 7.4 Austeniticko-feritické oceli [8] [12], [21], [23]

V rámci porovnávání austenitických ocelí a austeniticko-feritických na náchylnost k mezikrystalové korozi experimentem, jsem provedl rozbor dodaného materiálu vedoucím mé práce. Jedná se o austeniticko-feritickou ocel 1.4462 (viz tab. 7).

Duplexní nebo také označované jako dvojfázové oceli se vyznačují kombinací vysoké pevnosti a dobré korozní odolnosti díky dvoufázové struktuře. Duplexní korozivzdorné oceli se vyznačují dvakrát vyšší mezí kluzu než austenitické s odpovídajícími korozními vlastnostmi. Výsledná struktura a poměr jednotlivých fází závisí na chemickém složení a podmínkách svařování. Svařitelnost dvojfázových ocelí je dobrá za podmínky, že základní materiál i svarový kov bude mít vysokou metalurgickou čistotu s nízkým obsahem síry a fosforu ( $\leq 0,03\%$ ). Nízký obsah nečistot zabraňuje pravděpodobnějším výskytům teplých trhlin. Při svařování s vysokou rychlostí ochlazování vzniká vysoký obsah feritu s nízkou houževnatostí. Naopak s nízkou ochlazovací rychlostí vznikají křehké fáze. Mechanické vlastnosti oceli 1.4462 jsou popsány v tabulce (viz tab. 9).



Obr. 43 Duplexní ocel 1.4462 [12]

Tab. 7 Chemické složení duplexní oceli 1.4462 [12], [23].

Značení dle ČSN EN	Chemické složení [hm. %]					
10 027-1 10 027-2	C	Cr	Ni	Mo	Mn	N
X2CrNiMoN 22-5-3 (1.4462)	$\leq 0,03$	21 - 23	4,5 - 6,5	2,5 - 3,5	$\leq 2$	0,1 - 0,22

Tab. 8 Mechanické vlastnosti austeniticko-feritické oceli 1.4462 [12], [23].

Značení dle ČSN EN	Mechanické vlastnosti					
10 027-1 10 027-2	Mez kluzu $R_{p0,2}$ [MPa] min.		Pevnost v tahu [MPa]	Tažnost [%] min.	Odolnost proti MKK	
	podélně	napříč			v dodaném stavu	ve svař. stavu
X2CrNiMoN 22-5-3 (1.4462)		480	660/950	20	Ano	Ano

Teoreticky pro tento duplexní základní materiál byla zvolena bazická obalená elektroda pro ruční svařování OK 67.55 (viz tab. 9), jenž je jedna z doporučených obalovaných elektrod pro tento základní materiál.

Tab. 9 Chemické složení obalované elektrody pro ruční svařování duplexní oceli [8].

Obalená elektroda	Chemické složení [hm. %]							Použití
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	N	
OK 67.55	0,03	0,08	0,8	23,2	8,8	3,2	0,16	1.4462

### 7.5 Promísení kovů

Dle teorie v materiálové charakteristice (viz kap. 3.1) jsem provedl výpočet chromového (3.1) a niklového ekvivalentu (3.2) jak pro základní materiál (ZM) tak i u přídavného materiálu (PM) a zjistil tak promísení kovů a výslednou strukturu s procentuálním obsahem delta feritu u svarového kovu (SK).

- ❖ Výpočet chromového a niklového ekvivalentu dle Schaefflera pro základní materiál 1.4571:

$$Cr_E = Cr + Mo + 1,5 \cdot Si + 0,5 \cdot Nb = 17,5 + 2,25 + 1,5 \cdot 0,8 + 0,5 \cdot 0 = 20,95 \%$$

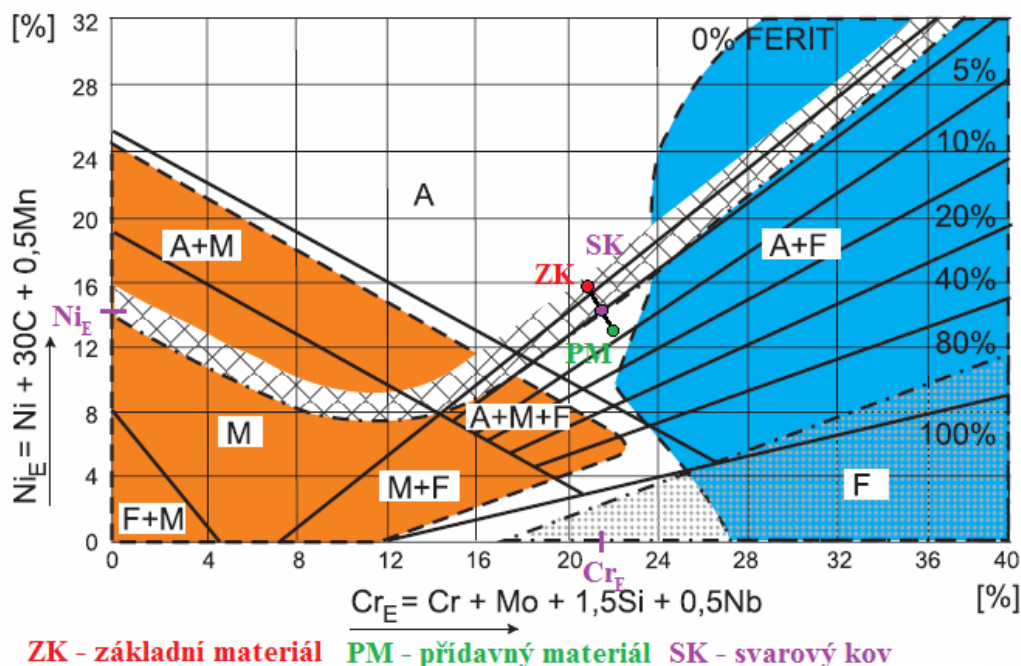
$$Ni_E = Ni + 30 \cdot C + 0,5 \cdot Mn = 12,5 + 30 \cdot 0,08 + 0,5 \cdot 1,8 = 15,8 \%$$

- ✚ Výpočet pro přídavný materiál (obalovaná elektroda FOX SAS 4) dle stejného vzorce:

$$Cr_E = Cr + Mo + 1,5 \cdot Si + 0,5 \cdot Nb = 18,8 + 2,7 + 1,5 \cdot 0,4 + 0,5 \cdot 0 = 22,1 \%$$

$$Ni_E = Ni + 30 \cdot C + 0,5 \cdot Mn = 11,8 + 30 \cdot 0,03 + 0,5 \cdot 1,3 = 13,35 \%$$

Výsledky jsem zaznamenal do grafu (viz obr. 44) a graficky provedl odhad výsledné struktury:



Obr. 44 Schaefflerův diagram pro austenitickou ocel 1.4571

Výpočtem podle Sэфэrianova vzorce (3.11) a dosazením chromového a niklového ekvivalentu svarového kovu ze Schaefflerova diagramu pro ocel 1.4571 ( $Cr_E = 21,5 \%$ ,  $Ni_E = 14,6 \%$ ), byl zjištěn obsah delta feritu v procentech u svarového kovu:

$$\begin{aligned} \% \delta \text{feritu} &= 3 \cdot (Cr_E - 0,93 Ni_E - 6,7) = 3 \cdot (21,5 - 0,93 \cdot 14,6 - 6,7) \\ &= 3,67 \% \end{aligned}$$

❖ Pro materiál 1.4539 jsem provedl výpočet chromového a niklového ekvivalentu dle stejných vzorců:

$$Cr_E = Cr + Mo + 1,5 \cdot Si + 0,5 \cdot Nb = 20 + 4,5 + 1,5 \cdot 0,8 + 0,5 \cdot 0 = 25,7 \%$$

$$Ni_E = Ni + 30 \cdot C + 0,5 \cdot Mn = 25 + 30 \cdot 0,02 + 0,5 \cdot 1,8 = 26,5 \%$$

✚ Pro materiál 1.4539 jsem spočítal chromové a niklové ekvivalenty používaných elektrod právě pro tento základní materiál:

➤ elektroda UTP 3127 LC

$$\begin{aligned} Cr_E &= Cr + Mo + 1,5 \cdot Si + 0,5 \cdot Nb = 27 + 3,5 + 1,5 \cdot 0,08 + 0,5 \cdot 0 = \\ &= 30,62 \% \end{aligned}$$

$$Ni_E = Ni + 30 \cdot C + 0,5 \cdot Mn = 31 + 30 \cdot 0,03 + 0,5 \cdot 1,5 = 32,65 \%$$

➤ obalená elektroda OK 69.33

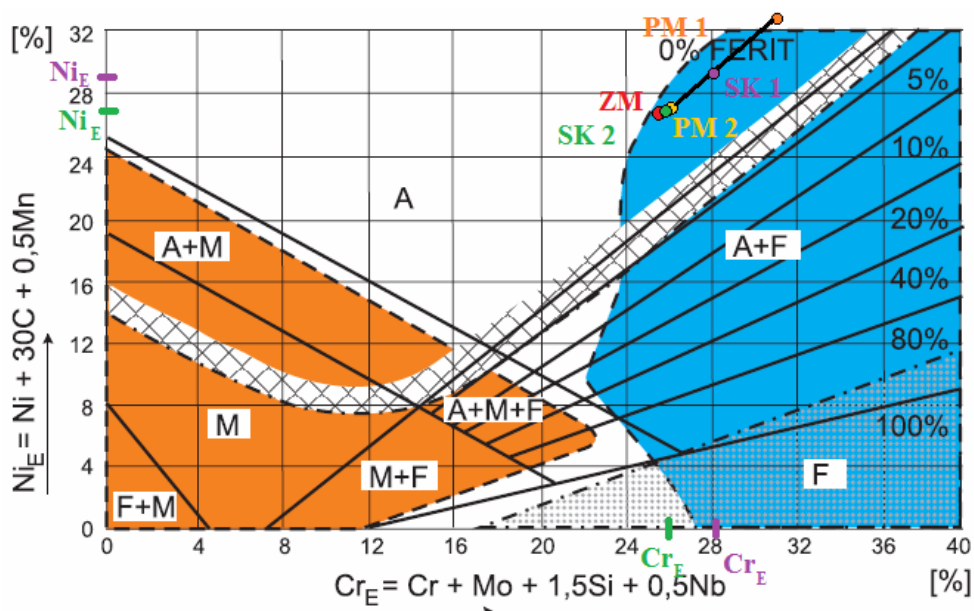
$$Cr_E = Cr + Mo + 1,5 \cdot Si + 0,5 \cdot Nb = 20,5 + 4,8 + 1,5 \cdot 0,5 + 0,5 \cdot 0 = 26,05 \%$$

$$Ni_E = Ni + 30 \cdot C + 0,5 \cdot Mn = 25,5 + 30 \cdot 0,03 + 0,5 \cdot 1,3 = 27,05 \%$$

➤ obalená elektroda UTP 6222 Mo

$$Cr_E = Cr + Mo + 1,5 \cdot Si + 0,5 \cdot Nb = 22 + 9 + 1,5 \cdot 0,05 + 0,5 \cdot 3,3 = 32,73 \%$$

$$Ni_E = Ni + 30 \cdot C + 0,5 \cdot Mn = 62 + 30 \cdot 0,04 + 0,5 \cdot 0,6 = 63,5 \%$$



ZM - základní materiál

PM 1 - přídavný mat. (UTP 3127 LC) PM 2 - přídavný mat. (OK 6933)

SK 1 - svarový kov (UTP 3127 LC) SK 2 - svarový kov (OK 6933)

Obr. 45 Schaefflerův diagram pro superaustenitickou ocel 1.4539



U poslední elektrody UTP 6222 Mo je obsah niklu tak velký, že nebylo možné ho zaznamenat do Schaefflerova diagramu. Proto s touto obalovanou elektrodou dále již neuvažují. Pro zbylé dvě elektrody bylo graficky zjištěno výsledné promísení a obsah delta feritu svarového kovu.

Výpočtem podle Séférianova vzorce (3.11) a dosazením ekvivalentů pro svarový kov ze Schaefflerova diagramu (viz obr. 45) ( $Cr_E = 28,2 \%$ ,  $Ni_E = 29 \%$ ) byl zjištěn obsah delta feritu v procentech u svarového kovu pro elektrodu UTP 3127 LC:

$$\begin{aligned} \% \delta \text{feritu} &= 3 \cdot (Cr_E - 0,93 \cdot Ni_E - 6,7) = 3 \cdot (28,2 - 0,93 \cdot 29 - 6,7) \\ &= -16,41 \% \rightarrow 0 \% \end{aligned}$$

Pro elektrodu OK 69.33 je obsah delta feritu ve svarovém kovu následující (ze Schaefflerova diagramu:  $Cr_E = 26 \%$ ,  $Ni_E = 27 \%$ ):

$$\begin{aligned} \% \delta \text{feritu} &= 3 \cdot (Cr_E - 0,93 \cdot Ni_E - 6,7) = 3 \cdot (26 - 0,93 \cdot 27 - 6,7) \\ &= -17,43 \% \rightarrow 0 \% \end{aligned}$$

❖ Výpočet chromového a niklového ekvivalentu dle Siewert pro základní materiál 1.4462:

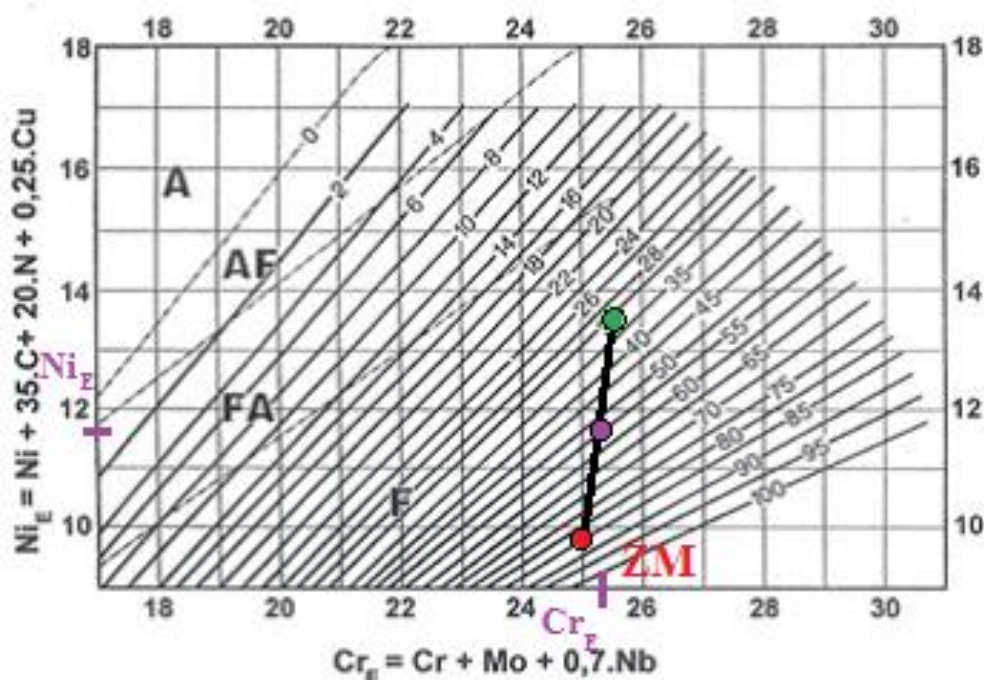
$$Cr_E = Cr + Mo + 0,7 \cdot Nb = 22 + 3 + 0,7 \cdot 0 = 25 \%$$

$$Ni_E = Ni + 35 \cdot C + 20 \cdot N + 0,25 \cdot Cu = 5,5 + 35 \cdot 0,03 + 20 \cdot 0,15 = 9,55 \%$$

✚ Výpočet pro přídatný materiál (obalovaná elektroda OK 67.55) dle stejného vzorce:

$$Cr_E = Cr + Mo + 0,7 \cdot Nb = 23,2 + 3,2 + 0,7 \cdot 0 = 26,4 \%$$

$$Ni_E = Ni + 30 \cdot C + 20 \cdot N + 0,25 \cdot Cu = 8,8 + 35 \cdot 0,03 + 20 \cdot 0,16 = 13,5 \%$$



**M** - základní materiál **PM** - přídatný mat. **SV** - svarový kov

Obr. 46 Diagram WRC-1992 pro duplexní ocel 1.4462

Pro elektrodu OK 67.55 je obsah delta feritu ve svarovém kovu následující (z diagramu WRC - 1992 (viz obr. 46)):  $Cr_E = 25,4 \%$ ,  $Ni_E = 11,8 \%$ ):

$$\begin{aligned} \% \delta \text{feritu} &= 3 \cdot (Cr_E - 0,93 \cdot Ni_E - 6,7) = 3 \cdot (25,4 - 0,93 \cdot 11,8 - 6,7) \\ &= 23,2 \% \end{aligned}$$

Ze Schaefflerových diagramů a Seferianova vzorce je vidět, že svarový kov v případě, kdy je základním materiálem ocel 1.4571, leží na hranici možnosti vzniku teplých trhlin a svarový kov obsahuje 3,7 % delta feritu, který snižuje možnost vzniku teplých trhlin. U druhého materiálu je díky vysokým obsahům austenitotvorných prvků (Cu, Ni, Mn) struktura svarového kovu čistě austenitická, bez obsahu delta feritu s náchylností ke vzniku teplých trhlin. U duplexního materiálu je svarový kov austeniticko-feritický s obsahem 23,2 % delta feritu, který zabraňuje vzniku teplých trhlin. Výpočet delta feritu, podle Seferiánova vzorce, je vhodnější pro austenitickou ocel. Lze předpokládat určitou nepřesnost. V grafu WRC-1992 lze vyčíst obsah feritu kolem 55 %.

### 7.6 Náchylnost k vzniku teplých trhlin základního materiálu

Ze vztahů (4.1) a (4.2) jsem vypočítal kritéria svařitelnosti na vznik horkých krystalizačních trhlin. Pro jednotlivé ocele je náchylnost ke vzniku horkých trhlin následující:

❖ Ocel austenitická 1.4571

$$L = 299 \cdot C + 8 \cdot Ni + 142 \cdot Nb - 5,5 \cdot \% \delta_{Fe} - 105$$

$$= 299 \cdot 0,08 + 8 \cdot 12,5 + 142 \cdot 0 - 5,5 \cdot 0 - 105 = 18,2$$

$$\Delta H = -700 \cdot C + 17 \cdot Cr - 37 \cdot Ni - 117 \cdot Nb + 29 \cdot Mo + 188$$

$$= -700 \cdot 0,08 + 17 \cdot 17,5 - 37 \cdot 12,5 - 117 \cdot 0 + 29 \cdot 2,25 + 188 = 32,25$$

❖ Ocel super-austenitická 1.4539

$$L = 299 \cdot C + 8 \cdot Ni + 142 \cdot Nb - 5,5 \cdot \% \delta_{Fe} - 105$$

$$= 299 \cdot 0,02 + 8 \cdot 25 + 142 \cdot 0 - 5,5 \cdot 0 - 105 = 100,98$$

$$\Delta H = -700 \cdot C + 17 \cdot Cr - 37 \cdot Ni - 117 \cdot Nb + 29 \cdot Mo + 188$$

$$= -700 \cdot 0,02 + 17 \cdot 20 - 37 \cdot 25 - 117 \cdot 0 + 29 \cdot 4,5 + 188 = -280,5$$

❖ Ocel austeniticko-feritická 1.4462

$$L = 299 \cdot C + 8 \cdot Ni + 142 \cdot Nb - 5,5 \cdot \% \delta_{Fe} - 105$$

$$= 299 \cdot 0,03 + 8 \cdot 5,5 + 142 \cdot 0 - 5,5 \cdot 23,2 - 105 = -179,6$$

$$\Delta H = -700 \cdot C + 17 \cdot Cr - 37 \cdot Ni - 117 \cdot Nb + 29 \cdot Mo + 188$$

$$= -700 \cdot 0,03 + 17 \cdot 22 - 37 \cdot 5,5 - 117 \cdot 0 + 29 \cdot 3 + 188 = 424,5$$

Podle těchto kritérií jsem zjistil, že obě austenitické oceli jsou náchylné ke vzniku teplých trhlin. V případě duplexní, díky obsahu delta feritu, není ocel náchylná.

### 7.7 Stanovení náchylnosti k vzniku teplých trhlin u svarového kovu [43]

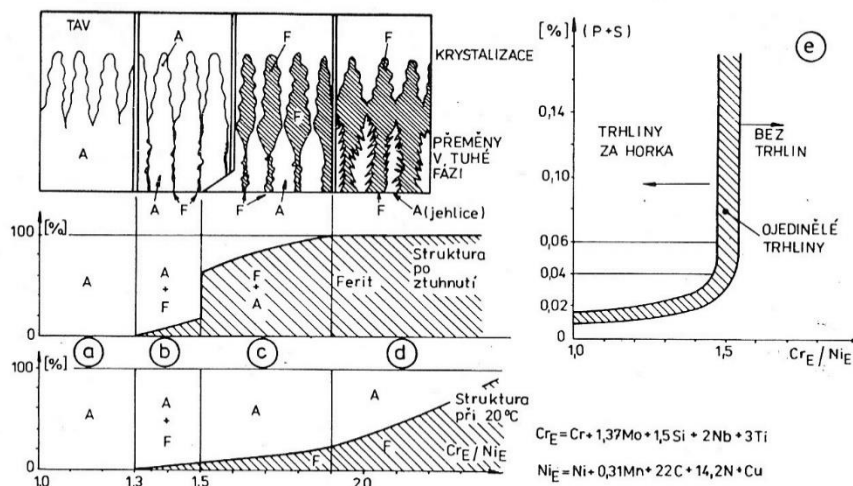
Z diagramu podle Suutalova (viz obr. 47) je možné sledovat, v jaké fázi bude daná slitina krystalizovat a jak se tato krystalizace projeví na náchylnost ke vzniku teplých trhlin. Jak již bylo popsáno, tato náchylnost se značně snižuje obsahem delta feritu. Příznivý vliv delta feritu se vysvětluje tím že:

- Rozpustnost hlavních nečistot (P, S) je ve feritu značně vyšší než v austenitu
- Ferit má nižší součinitel teplotní roztažnosti a celkové smrštění
- Jemnější strukturou

Diagram poukazuje závislost mezi krystalizací, poměrem niklového a chromového ekvivalentu a strukturou po vychladnutí. Při poměru  $C_{rE}/Ni_E$  u svarového kovu:

- $< 1,3$  – struktura je šitě austenitická s velkou náchylností ke vzniku teplých trhlin
- $1,3 - 1,5$  – velká náchylnost k trhlinám i s malým obsahem feritu

- 1,5 – 1,9 – primárně krystalizuje ferit, v oblastech bohatých na nikl se tvoří zárodky austenitu, výrazně je snížena náchylnost k vzniku horkých trhlin
- > 1,9 struktura je v celém objemu feritická, austenit vzniká pouze na hranicích dendritů



Obr. 47 Suutalův diagram fázových přeměn a vliv S a P k vzniku horkých trhlin [43]

Jednotlivé poměry ekvivalentů svarových kovů u ocelí jsou pak následující:

- ❖ Ocel 1.4571 při svařování elektrodou FOX SAS 4  
 $Cr_E/Ni_E = 1,47$
- ❖ Ocel 1.4539
  - Pro svařovací elektrodu UTP 3127 LC  
 $Cr_E/Ni_E = 0,97$
  - Pro svařovací elektrodu OK 69.33  
 $Cr_E/Ni_E = 0,96$
- ❖ Ocel 1.4462 při svařování elektrodou OK 67.55  
 $Cr_E/Ni_E = 2,15$

V případě austenitické oceli 1.4571 i s obsahem feritu mohou vznikat ojedinělé trhliny. U oceli superaustenitické se poměr ekvivalentů svarového kovu u obou obalovaných elektrod pohybuje v oblasti < 1,3 a v oceli není žádný delta ferit a tudíž i velká náchylnost k trhlinám za horka. Duplexní ocel se vyznačuje vysokým obsahem delta feritu, u oceli 1.4462 s obalovanou elektrodou OK 67.55 je poměr ekvivalentů svarového kovu 2,15. Tento poměr plně zajišťuje odolnost proti vzniku horkých trhlin.

### 7.8 Výpočet odolnosti dvoufázové oceli vůči bodové korozi [6]

U duplexních ocelí je odolnost proti bodové (důlkové) korozi popsána tzv. PRE indexem (Pitting Resistance Equivalent). U tohoto typu napadení mají největší vliv na korozní odolnost chemické prvky: Cr, Mo, N. S vzrůstajícím PRE indexem roste odolnost vůči koroznímu napadení. Vztah pro výpočet ekvivalentu je pak následující:

$$PRE = \% Cr + 3,3 \cdot \% Mo + 16 \cdot \% N \quad [\%] \quad (7.1)$$

kde:

$$PRE - PRE \text{ index} \quad [\%]$$

Výpočet pro ocel 1.4462:

$$PRE = \% Cr + 3,3 \cdot \% Mo + 16 \cdot \% N = 22 + 3,3 \cdot 3 + 16 \cdot 0,16 = 34,46 \%$$

Díky PRE indexu, který je roven přibližně 34,5, se řadí ocel 1.4462 mezi vysoce odolné duplexní oceli odolávající dobře bodové korozi. Použití této oceli je vhodné u svařovaného potrubí, ve kterém je hnané médium s chloridy.

### 7.9 Zkouška náchylnosti k MKK [11]

Problematika sledování a vyhodnocování zkoušek a odolnosti proti mezikrystalové korozi je značně obtížná. Zvláště v případě experimentální zkoušky, kdy jsou vzorky vařeny v roztoku kyseliny sírové. U stanovení odolnosti výpočtem je to pak parametr určující odolnost k mezikrystalovému koroznímu napadení.

#### 7.9.1 Výpočtem [11], [19]

Při stanovení odolnosti proti mezikrystalové korozi výpočtem má největší podíl chemické složení. Jedná se o výpočet u nízkouhlíkových i stabilizovaných ocelí pomocí efektivního (účinného) obsahu uhlíku a chromu. Pomocí zkoušky podle Strausse byl pak odvozen i za pomoci ostatních slitinových prvků v závislosti k chromu a uhlíku u korozivzdorných ocelí, obecný vztah pro tzv. parametr k:

$$k = Cr' - \alpha \times C' \quad [\%] \quad (7.2)$$

Kde:

Cr' - efektivní obsah chromu [%]

$\alpha$  - konstanta [-] (pro nízkouhlíkovou ocel  $\alpha=100$ )

Pro efektivní obsahy uhlíku platí vztah (6.1) a u efektivního chromu platí následující vztah:

$$Cr' = Cr + b \times Mo \quad [\%] \quad (7.3)$$

Kde:

b - koeficient [-] (pro chromniklomolybdenové oceli  $b=1,2$ )

Za mez, která udává vyhovující odolnost mezikrystalové korozi se považuje hodnota parametru  $k=14$  až  $16$ .

#### ❖ Výpočet parametru k pro ocel 1.4539

$$Cr' = Cr + b \times Mo = 20 + 1,2 \times 4,5 = 25,4 \%$$

$$C' = C + k_1 \times (Ni - k_2) = 0,02 + 0,002 \times (25 - 12,4) = 0,0452 \%$$

$$k = Cr' - \alpha \times C' = 25,4 - 100 \times 0,0452 = 20,88 \%$$

#### ❖ Výpočet parametru k pro ocel 1.4571

$$Cr' = Cr + b \times Mo = 17,5 + 1,2 \times 2 = 19,9 \%$$

$$C' = C + k_1 \times (Ni - k_2) = 0,08 + 0,002 \times (12 - 6,5) = 0,091 \%$$

$$k = Cr' - \alpha \times C' = 19,9 - 100 \times 0,091 = 10,8 \%$$

#### ❖ Výpočet parametru k pro ocel 1.4462

$$Cr' = Cr + b \times Mo = 22 + 1,2 \times 3 = 25,6 \%$$

$$C' = C + k_1 \times (Ni - k_2) = 0,03 + 0,002 \times (5,5 - 16,4) = 0,008 \%$$

$$k = Cr' - \alpha \times C' = 25,6 - 100 \times 0,008 = 24,8 \%$$

Z výpočtů vidíme, že ocel 1.4571 je náchylná k mezikrystalové korozi. V případě oceli 1.4539 splňuje hranici a má tudíž vyhovující odolnost proti mezikrystalovému koroznímu napadení. Největší parametr „k“ je u duplexní oceli s vysokou odolností k mezikrystalové korozi.

### 7.9.2 Zkouškou dle ČSN EN ISO 3651 – 2 Stanovení odolnosti korozivzdorných ocelí vůči mezikrystalové korozi část 2: Feritické, austenitické a feriticko-austenitické (dvoufázové) oceli- Korozní zkouška v prostředí obsahující kyselinu sírovou [21], [28], [48]

Jedná se o zkoušku stanovení odolnosti korozivzdorných ocelí vůči mezikrystalové korozi feritických, austenitických a feriticko-austenitických (dvoufázových) v prostředí obsahujícím kyselinou sírovou (ISO 3651-2:1998) (viz příloha č. 5). Tato korozní zkouška je prováděna s ohledem na přednostní napadení hranic zrn, v důsledku působení teplot 500 °C a 1000 °C v průběhu tváření za tepla (kování, válcování) nebo jako důsledek svařování.

Účelem zkoušky může být ověření vlastní odolnosti oceli proti mezikrystalové korozi a také posouzení účinnosti vlivu rozpouštěcího žíhání. V našem případě se jedná o posouzení citlivosti k mezikrystalové korozi. Vhodnost této zkoušky je pouze pro oceli nízkouhlíkové ( $C \leq 0,03 \%$ ) a stabilizované. Tato část normy obsahuje 3 zkušební metody:

- postup A: zkouška v 16% kyselině sírové/ síranu měďnatém
  - austenitické oceli s více než 16 % Cr a do 3 % Mo
  - feritické oceli s 16 % až 20 % Cr a 0 až 1 % Mo
  - dvoufázové oceli s více než 16 % Cr a do 3 % Mo
- postup B: zkouška v 35% kyselině sírové/ síranu měďnatém
  - austenitické oceli s více než 20 % Cr a 2 % až 4 % Mo
  - dvoufázové oceli s více než 20 % Cr a více než 2 % Mo
- postup C: zkouška v 40% kyselině sírové/ síranu železitém
  - austenitické oceli s více než 17 % Cr a více než 3 % Mo
  - austenitické oceli s více než 25 % Cr a více než 2% Mo
  - feritické oceli s více než 25 % Cr a více než 2 % Mo
  - dvoufázové oceli s více než 20 % Cr a více než 3 % Mo

V mém případě zkouška proběhla dle postupu B.

- ✓ Tepelné zcitlivění bylo provedeno u vzorků (viz obr. 48) simulací svaru natavením u materiálů o tloušťkách od 5 do 6 mm (1.4539, 1.4571, 1.4462) metodou TIG bez přídavného materiálu na zařízení Fronius – MAGICWAVE 2700. Tepelné ovlivnění bylo provedeno uprostřed vzorku přes celou šířku ( $s = 15 \text{ mm}$ ) z obou stran (viz obr. 49). Pro vnesené teplo byly odečteny parametry svařování  $I = 150 \text{ A}$  a  $U = 21 \text{ V}$ . Čas natavení materiálu z první strany je asi 6 sekund ( $t_1 = 6 \text{ s}$ ) a na natavení z druhé strany asi 5 sekund ( $t_2 = 5 \text{ s}$ ).



Obr. 48 Vzorky ke zkoušce před natavením



Rychlosti natavení jsem dopočítal pro obě strany dle vzorce:

$$v_s = \frac{s}{t} \quad [\text{mm} \cdot \text{s}^{-1}] \quad (7.4)$$

kde:

$s$  - šířka vzorku [mm]

$t$  - doba natavení [s]

$v_s$  – rychlost natavení [ $\text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$ ]

Pro první stranu:

$$v_{s1} = \frac{s}{t_1} = \frac{15}{6} = 2,5 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$$

kde:

$t_1$  – doba natavení první strany [s]

$v_{s1}$  – rychlost natavení první strany [mm]

Pro druhou stranu:

$$v_{s2} = \frac{s}{t_2} = \frac{15}{5} = 3 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$$

kde:

$t_2$  - doba natavení druhé strany [s]

$v_{s2}$  - rychlost natavení druhé strany [mm]

Celkové vnesené teplo natavením jsem mohl spočítat jako součet jednotlivých vnesených teplot díky tomu, že druhé natavení probíhalo v rychlém sledu po prvním. Složky jednotlivého tepla jsem počítal podle vzorce:

$$Q = \frac{\eta \cdot U \cdot I}{1000 \cdot v_s} \quad [\text{kJ} \cdot \text{mm}^{-1}] \quad (7.5)$$

kde:

$\eta$  - účinnost přenosu tepla el. obloukem [-]

$U$  - svařovací napětí [V]

$I$  - svařovací proud [A]

Vnesené teplo první strany:

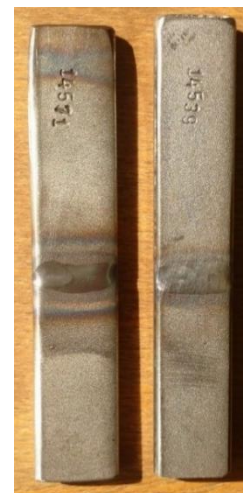
$$Q_1 = \frac{\eta \cdot U \cdot I}{1000 \cdot v_{s1}} = \frac{0,65 \cdot 21 \cdot 150}{1000 \cdot 2,5} = 0,85 \text{ kJ} \cdot \text{mm}^{-1}$$

Vnesené teplo druhé strany:

$$Q_2 = \frac{\eta \cdot U \cdot I}{1000 \cdot v_{s1}} = \frac{0,65 \cdot 150 \cdot 21}{1000 \cdot 3} = 0,71 \text{ kJ} \cdot \text{mm}^{-1}$$

Celkové vnesené teplo:

$$Q_C = Q_1 + Q_2 = 0,85 + 0,71 = 1,56 \text{ kJ} \cdot \text{mm}^{-1}$$



Obr. 49 Vzorky po natavení

Celkové vnesené teplo se pohybovalo okolo  $1,56 \text{ kJ} \cdot \text{mm}^{-1}$ . To odpovídá vnesenému teplu při svařování metodou TIG pro tloušťku plechu 8 mm. Rozmezí vneseného tepla svařování metodou TIG pro tuto tloušťku se pohybuje v rozmezí od  $1,4$  do  $1,9 \text{ kJ} \cdot \text{mm}^{-1}$ .

- ✓ Zkušební vzorky po natavení byly mechanicky zbaveny nečistot broušením za pomoci brusného papíru a ocelového kartáče se zřetelem k tomu, aby nedošlo k přehřátí vzorků. Vzorky společně s měděnými třískami byly odmaštěny technickým benzínem a důkladně vysušeny. Následně celkem sedm vzorků bylo vyskládáno do skleněné kádinky o obsahu 5 litrů vyskládané měděnými třískami tak, aby nedocházelo ke kontaktu mezi jednotlivými kusy vzorků právě díky prokládání měděnými třískami.



Obr. 50 Uložení vzorků v kádince

- ✓ Zkouška byla provedena dle ČSN EN ISO 3651-2 postup B v 35% kyselině sírové/síranu měďnatém. Vzorky na měděných třískách byly vařeny po dobu 17 hodin v roztoku s 1125 ml destilované vody, ve které se za varu rozpustilo 165g modré skalice. Po vychladnutí se opatrně po dávkách přidalo 375 ml kyseliny sírové. Tímto 1,5 litrovým vychladlým roztokem se zalily vzorky s třískami a obsah kádinky se pomalu přivedl k varu za pomoci vařiče. Za mírného varu byla přilévána destilovaná voda k udržení roztoku na původním objemu 1,5 litru. K nižšímu odpařování posloužilo skleněné víko.



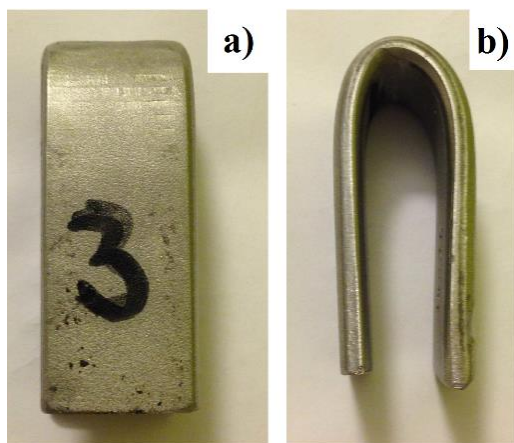
Obr. 52 Vzorky v kádince zakryté víkem



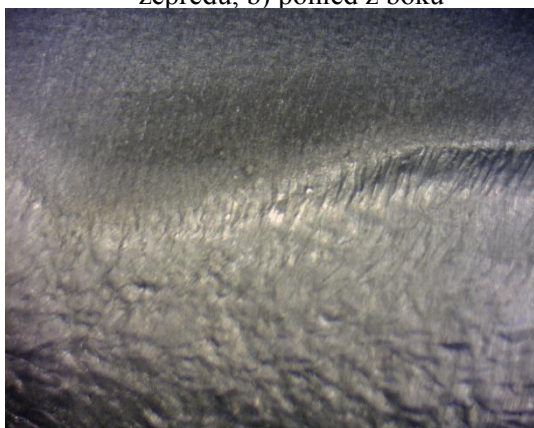
Obr. 51 Detail kádinky při uvedení k varu



- ✓ Vyhodnocení bylo provedeno na mikroskopu Schut SSM-E se zvětšením 1× pro makrosnímky (viz obr. 55) a 4× (viz obr. 54) po ohnutí přes trn na 90 ° a následně na 180 ° na hydraulickém lisu (viz obr. 53). Vyhodnocovaly se trhliny.

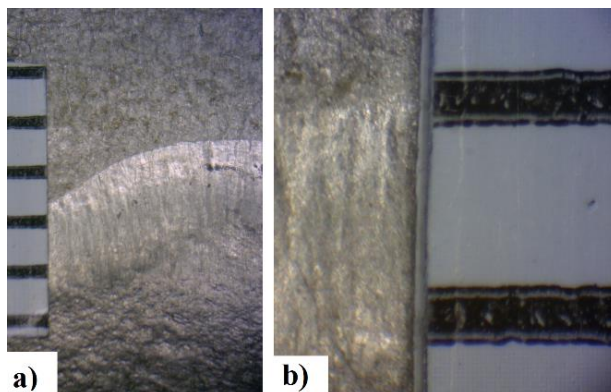


Obr. 54 Vzorek po ohnutí a) pohled zepředu, b) pohled z boku

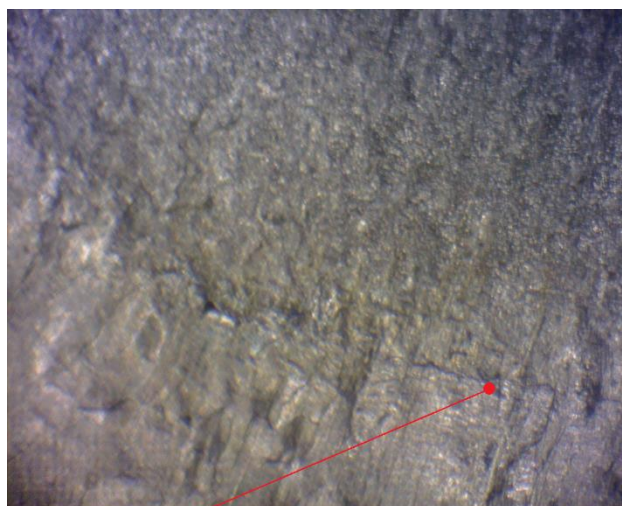


Obr. 55 Makrosnímek duplexní oceli 1.4462, zvětšeno 1×

Při hodnocení nebyly odhaleny žádné velké trhliny, pouze častější výskyt mikrotrhlin na rozhraní svarový kov – základní materiál (TOO) u duplexní oceli (viz obr. 56, 57). U austenitických ocelí byl výskyt občasný až nulový. V příloze č. 5 jsou k nahlédnutí zbylé snímky ohýbaných vzorků.

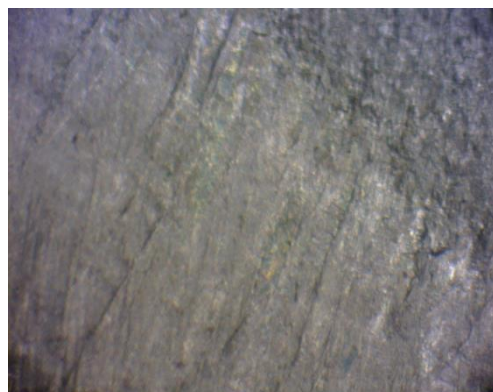


Obr. 53 Měřítka při zvětšení (1 dílek=1mm) a) zvětšeno 1x, b) zvětšeno 2x



Mikrotrhlina na rozhraní svarový šev - základní materiál

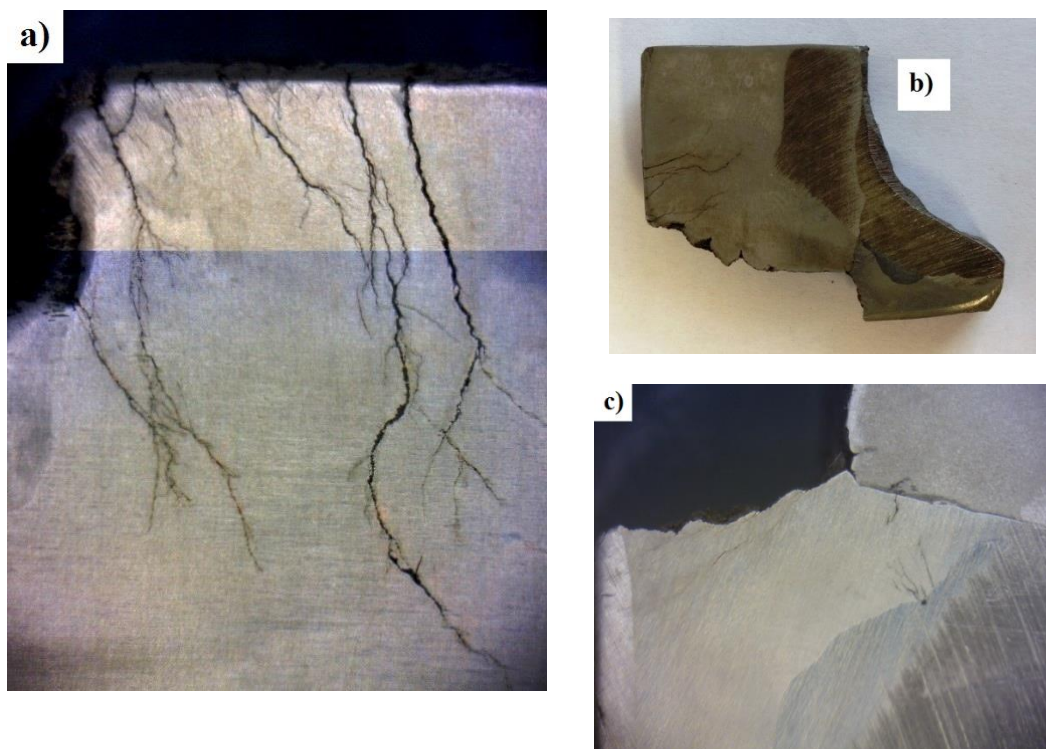
Obr. 56 Mikrotrhlina u duplexní oceli, zvětšeno 4×, vzorek č. 7



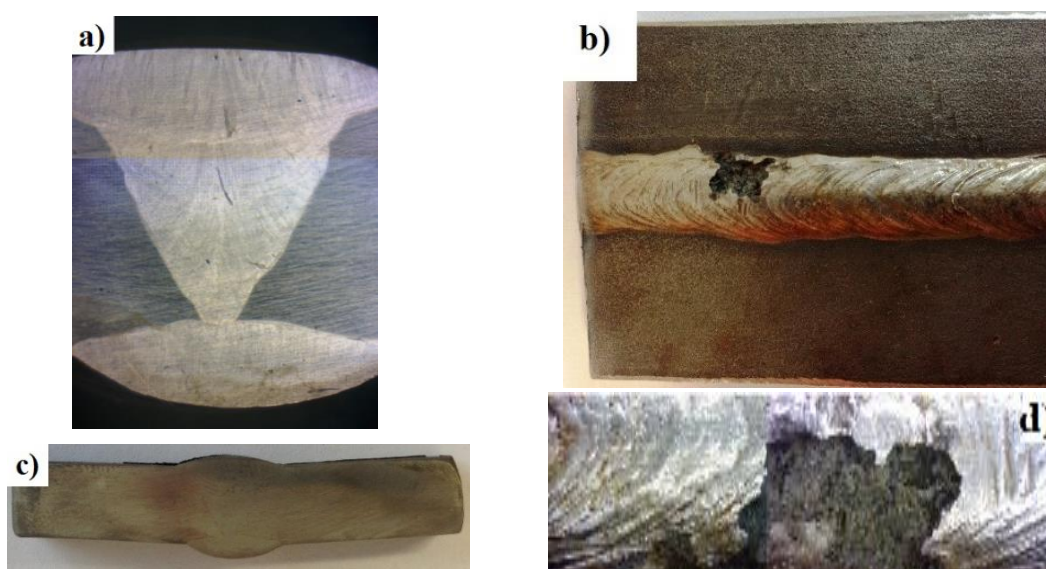
Obr. 57 Síťově mikrotrhliny na rozhraní svarový kov - základní materiál u duplexní oceli, zvětšeno 4×

### 7.10 Metalografie

Vzorky byly nařezány na jednotlivé výřezy ruční kotoučovou bruskou. Následně byly vzorky broušeny, leštěny a naleptány. Vyhodnocování bylo provedeno na mikroskopu Schut SSM-E. Pod mikroskopem bylo pozorováno korozní praskání (viz obr. 58), koroze u svarového kovu (viz obr. 59) a v teplotně ovlivněné oblasti.

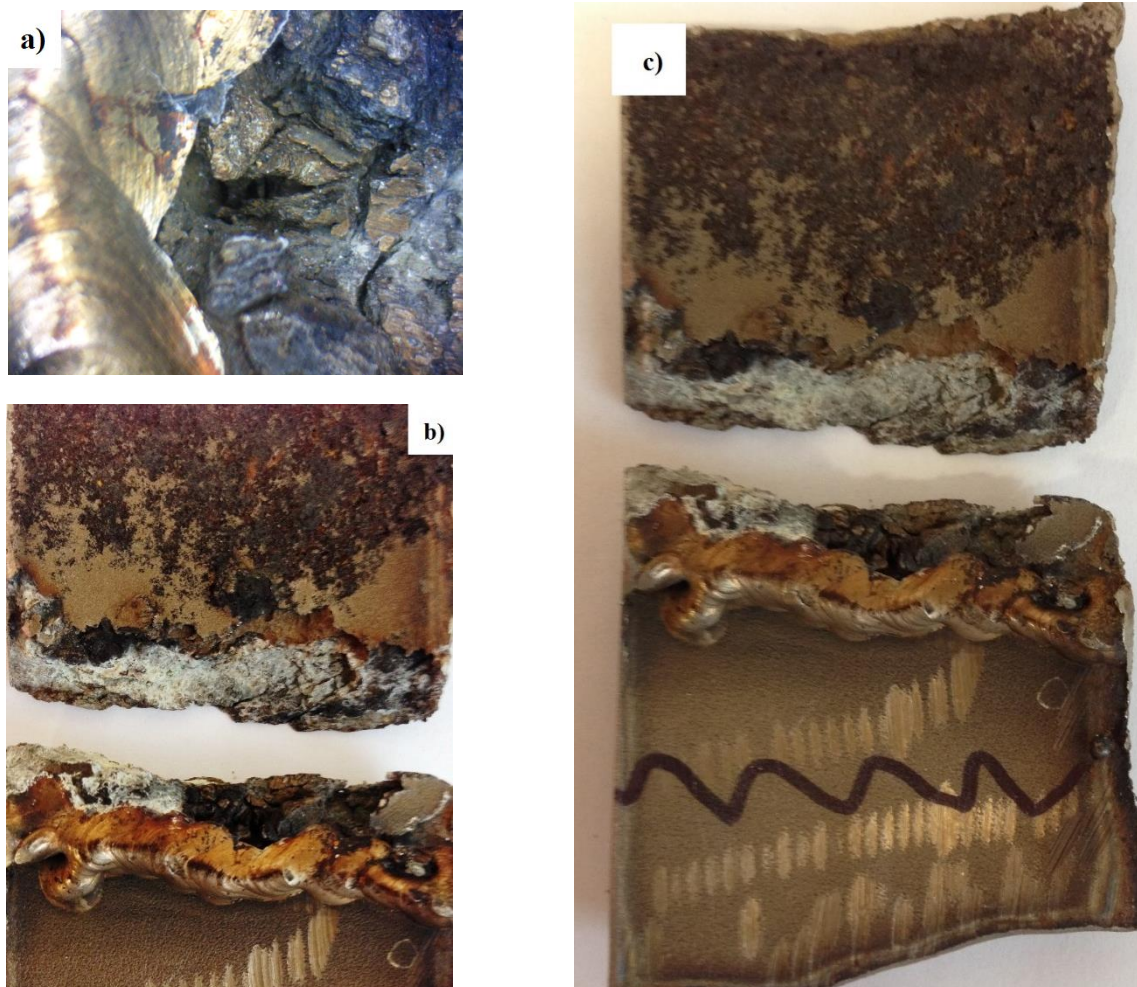


Obr. 58 Korozní praskání u materiálu 1.4539, vystavení provozu 8 let, a) makrosnímek, zvětšeno 1×, b) pohled na vzorek c) detail praskání na rozraní svarový kov-základní materiál, zvětšeno 1×



Obr. 59 Ukázka korozního napadení u materiálu 1.4571 svarového kovu po dobu v provozu 15 let, a) správné provaření kovu, zvětšeno 1×, b) pohled na vzorek, c) pohled na výřez, d) koroze svaru, zvětšeno 1×





Obr. 60 Ukázka koroze materiálu 1.4539 vystaveného agresivnímu prostředí po 2 roky, a) detail koroze, zvětšeno 1×, b) ukázka koroze svaru, c) koroze TOO u zaměněného materiálu

V případě materiálu 1.4539, který byl vystaven agresivnímu prostředí po dobu dvou roků, došlo k úplnému rozpadu materiálu v TOO (viz obr. 60). V tomto případě to bylo zapříčiněno nejspíše záměnou materiálu u jedné ze dvou částí základního materiálu. Ocel 1.4539 byla zaměněna za ocel s nižším obsahem chromu 1.4571. Další ukázky koroze u ocelí 1.4539 a 1.4571 jsou k nahlédnutí v příloze číslo 3.



## 8 DISKUZE A DOPORUČENÍ PRO PRAXI

V rámci několika pohledů na problematiku svařování korozivzdorných ocelí pro vedení síranu sodného, jsem provedl výběr nejnütnějších teoretických informací. Tyto informace následně vedly k praktičtější části práce a to: rozbor materiálů, vhodnost zvolených elektrod, promísení a výsledná struktura svarového kovu, náchylnost k vzniku trhlin svarového a základního materiálu. V poslední řadě byla posuzována náchylnost ke korozím bodové (u duplexních korozivzdorných ocelí) a mezikrystalové.

Ze Schaefflerových digramů a Suutalova diagramu bylo graficky zjištěno promísení základním kovů s přídavným materiálem a náchylnost ke vzniku teplých krystalizačních trhlin. Byl zjištěn a ověřen výpočtem procentuální obsah delta feritu u svarových kovů, jenž zaručuje od jisté míry odolnost proti vzniku teplých trhlin. Náchylnost jsem spočítal také dle kritérií  $\Delta H$  a L. Jak grafické tak výpočtové metodiky se téměř shodují. Nejnížší, téměř nulovou náchylnost ke vzniku trhlin má austeniticko-feritická ocel 1.4462. U oceli 1.4571 je možnost vzniku ojedinělých trhlin. Ocel 1.4539 se řadí mezi superaustenitický materiál s vysokým obsahem chromu a niklu, jenž postrádá obsah delta feritu a tím i odolnost proti krystalizačním trhlinám.

PRE index spočítán pro duplexní ocel udává s hodnotou 34,5 vysokou odolnost proti napadení bodovou korozi. Tímto korozním napadením je ohroženo i zařízení u státního podniku DIAMO.

Pro posouzení náchylnosti k mezikrystalové korozi byl proveden výpočet ke zjištění parametru k. Díky vysokému obsahu chromu u austeniticko-feritické (1.4462) a superaustenitické oceli (1.4539). Vyšel k-parametr nad hranici 14-16 %. Nad touto hranicí oceli teoreticky odolávají mezikrystalové korozi. Ocel 1.4571 tímto parametrem přes hranici nepřešla, lze tedy očekávat zvýšenou náchylnost k MKK.

Následně byla provedena zkouška náchylnosti k mezikrystalové korozi. Jedná se o zkoušku dle ČSN EN ISO 3651-2 v roztoku kyseliny sírové dle postupu B. U vzorků bylo provedeno simulační svařování natavením. Výsledky nebyly zcela průkazné v rámci školních podmínek. Neprůkaznost mohla být způsobena přerušením 20 - hodinového experimentu na dvě etapy a kratším časem varu (asi 17 hodin). U vzorků mohly být trhliny po ohybu průkaznější při zcitlivění v peci, než simulací svařování. U ocelí byly zjištěny pod mikroskopem mikrotrhliny až sítě mikrotrhlinek na rozhraní svarového kovu a základního materiálu. U oceli duplexní byly trhlinky výraznější a častější.

Použití duplexních ocelí pro praxi se nedoporučuje i přesto, že mají velký podíl delta feritu a zvýšenou odolnost proti vzniku teplých trhlin a také i bodové korozi. Doporučení pro svařování austenitických korozivzdorných ocelí je ve snížení vneseného tepla. Zajistit vhodnou volbou přídavných materiálů. V případě obalovaných elektrod pro ruční svařování snížit průměry elektrod. Svarový spoj by měl být tvořen ve více vrstvách vyššími svařovacími rychlostmi a menšími housenkami.

## ZÁVĚR

V rámci této práce byla v úvodu popsána teorie svařování korozivzdorných ocelí a problematika koroze u tohoto typu ocelí. V praktické části bylo nejdůležitějším faktorem rozbor agresivního prostředí vlivem proudícího media.

V rámci téže části práce byly provedeny výpočty pro zjištění odolnosti proti korozi a tvorbě trhlin. Byla posouzena nebezpečnost korozního praskání a také hlavně bodové a mezikrystalové koroze. Posouzení citlivosti k MKK u zkoumaných austenitických a austeniticko-feritických korozivzdorných ocelí bylo provedeno zkouškou v prostředí kyselině sírové, kde se vzorky vařily pod stálým dohledem po dobu sedmnácti hodin. Ke zjištění praskavosti u ohnutých vzorků byly vzorky pozorovány pod mikroskopem. Při sledování koroze a korozního praskání byly vzorky broušeny, leštěny a leptány.

Vlivem podmínek svařování a proudícího media nelze dostatečně zajistit úplnou odolnost vůči vzniku teplých krystalizačních trhlin, koroznímu praskání a napadení korozi. V rámci svařovacího procesu lze náchylnost k praskání a korozi eliminovat snížením vneseného tepla, vyššími svařovacími rychlostmi a menšími průměry svařovacích elektrod.

**SEZNAM POUŽITÉ LITERATURY [2]**

- 1) *Austenitická ocel typu 18/8: Materiálový list* [tištěný]. Podklady dodané vedoucím [cit. 2015-05-27].
- 2) *Citace.com: Naučte se citovat* [online]. 2011 [cit. 2013-05-12]. Dostupné z: <http://generator.citace.com/>
- 3) *Diamo* [online]. 2015 [cit. 2015-03-21]. Dostupné z: <http://www.diamo.cz/>
- 4) *Druhy korozního napadení. Údržba a oprava stájové techniky* [online]. 2014 [cit. 2015-05-27]. Dostupné z: [http://web2.mendelu.cz/af\\_291\\_projekty2/vseo/stranka.php?kod=3717](http://web2.mendelu.cz/af_291_projekty2/vseo/stranka.php?kod=3717)
- 5) *Fotovoltaické panely* [online]. 2009 [cit. 2015-05-26]. Dostupné z: <http://www.nazeleno.cz/energie/fotovoltaika-1/domaci-solarni-elektrarna-kolik-stoji-vyplati-se.aspx>
- 6) *ESAB. Introduction of Duplex Stainless Steels in workshop and the importance of Education for success* [Prezentace]. 2002 [cit. 2015-05-25]. Dostupné z: Podklady dodané vedoucím
- 7) *Jaderná elektrárna* [online]. 2014 [cit. 2015-05-26]. Dostupné z: <http://byznys.ihned.cz/c1-63002410-plzenska-skoda-js-by-mela-na-ukrajine-dostavet-dva-jaderne-bloky>
- 8) *ESAB. Katalog přídatných svařovacích materiálů* [online]. 2012 [cit. 2015-05-27]. Dostupné z: [http://www.nastrojecz.cz/dodavatele/nastrojecz\\_katalog-esab.pdf](http://www.nastrojecz.cz/dodavatele/nastrojecz_katalog-esab.pdf)
- 9) BARTONÍČEK, Robert. *Koroze a protikorozi ochrana kovů*. 1. vyd. Praha: ČSAV, 1966, 719 s.
- 10) *Korozivzdorná ocel: Mezikrystalová koroze. Wikipedia: the free encyclopedia* [online]. San Francisco (CA): Wikimedia Foundation, 2014 [cit. 2015-05-27]. Dostupné z: [http://cs.wikipedia.org/wiki/Korozivzdorn%C3%A1\\_ocel#/media/File:Intergranular\\_corrosion.JPG](http://cs.wikipedia.org/wiki/Korozivzdorn%C3%A1_ocel#/media/File:Intergranular_corrosion.JPG)
- 11) PŘIBIL, Erich, Karel PROTIVA a Miroslav KRČEK. *Korozivzdorné a žáruvzdorné oceli poldi a jejich použití: 1. Díl*. Kladno: Poldi, Spojené ocelárny.

- 12) EURO INOX. *Korozivzdorné oceli-vlastnosti* [online]. Lucembursko: Euro Inox, 2002 [cit. 2015-05-26]. ISBN 2-87997-082-2. Dostupné z: [http://www.euro-inox.org/pdf/map/StainlessSteelProperties\\_CZ.pdf](http://www.euro-inox.org/pdf/map/StainlessSteelProperties_CZ.pdf)
- 13) Korozní praskání. In: *Koroze a korozní praskání* [online]. Praha: Vysoká škola chemicko-technická [cit. 2015-05-27]. Dostupné z: [http://old.vscht.cz/met/stranky/vyuka/labcv/labor/koroze\\_korozni\\_praskani/teorie.htm](http://old.vscht.cz/met/stranky/vyuka/labcv/labor/koroze_korozni_praskani/teorie.htm)
- 14) ČERNÝ, Miroslav. *Korozní vlastnosti kovových konstrukčních materiálů*. Praha: SNTL, Nakladatelství technické literatury, 1984.
- 15) Materiálové listy. *Bohdan Bolzano* [online]. 2015 [cit. 2015-05-26]. Dostupné z: <http://www.bolzano.cz/cz/technicka-podpora/technicka-prirucka/vyrobky-z-korozivzdornych-a-zaruvzdornych-oceli/vyrobky-z-oceli-korozivzdornych/materialove-listy>
- 16) FOLDYNA, Václav. *Materiály a jejich svařitelnost: učební texty pro kurzy svářečských inženýrů a technologů*. 1. vyd. Ostrava: ZEROSS, 1999, 296 s. Svařování. ISBN 80-857-7163-2.
- 17) EURO INOX, Mobile. Mezikrystalová koroze: Vyloučené karbidy chromu. *Euro inox* [online]. [cit. 2015-05-27]. Dostupné z: [http://mobile.euro-inox.org/map/intergranular\\_corrosion/CZ\\_intergranular\\_corrosion.php](http://mobile.euro-inox.org/map/intergranular_corrosion/CZ_intergranular_corrosion.php)
- 18) Mezikrystalová koroze. In: *Koroze kovů* [online]. Praha: Vysoká škola chemicko-technická [cit. 2015-05-27]. Dostupné z: [http://old.vscht.cz/met/stranky/vyuka/labcv/korozni\\_inzenyrstvi\\_se/koroze/d\\_mezikr.htm](http://old.vscht.cz/met/stranky/vyuka/labcv/korozni_inzenyrstvi_se/koroze/d_mezikr.htm)
- 19) ČÍHAL, Vladimír. *Mezikrystalová koroze ocelí a slitin*. 2. přep. a dopl. vyd. Praha: SNTL - Nakladatelství technické literatury, 1978, 406 s. Redakce báňské a strojírenské literatury.
- 20) BOHLER WELDING GROUP. *Nejpoužívanější přídavné materiály pro svařování, navařování a pájení* [online]. 2011 [cit. 2015-05-27]. Dostupné z: <http://bjpower.cz/media/attachments/katalog-bohler.pdf>
- 21) KUBĚNKA, Martin. *ESAB. Nově vyvinuté svařovací materiály firmy ESAB pro svařování úsporných duplexních ocelí: Dny techniky* [Prezentace]. 2011 [cit. 2015-05-27]. Dostupné z: Podklady dodané vedoucím
- 22) ING. PELIKÁN, Aleš. *Otázky k problematice* [e-mail]. 2015 [cit. 2015-03-15].

- 23) *Označování materiálů podle ČSN-EN* [prezentace]. Podklady dodané vedoucím. [cit. 2015-05-28].
- 24) Průmysl. In: *Energetický průmysl* [online]. [cit. 2015-05-26]. Dostupné z: [http://ivy.sgo.cz/zemepis/tx/energeticky\\_prumysl.pdf](http://ivy.sgo.cz/zemepis/tx/energeticky_prumysl.pdf)
- 25) BOHLER WELDING GROUP. *Přídavné materiály s vysokým obsahem niklu pro vysoké teploty, vysoce korozivzdorné a speciální aplikace* [online]. 2011 [cit. 2015-05-27]. Dostupné z: [http://www.bohler-uddeholm.cz/media/Nikl\\_a\\_slitiny.pdf](http://www.bohler-uddeholm.cz/media/Nikl_a_slitiny.pdf)
- 26) Siran sodný. *Wikipedia: the free encyclopedia* [online]. San Francisco (CA): Wikimedia Foundation, 2014 [cit. 2015-05-27]. Dostupné z: [http://cs.wikipedia.org/wiki/S%C3%ADran\\_sodn%C3%BD#/media/File:Sodium\\_sulfate.jpg](http://cs.wikipedia.org/wiki/S%C3%ADran_sodn%C3%BD#/media/File:Sodium_sulfate.jpg)
- 27) ARMAT SPOL. S.R.O. *Specifikace nerezových ocelí* [online]. 2013 [cit. 2015-05-26]. Dostupné z: <http://www.armat.cz/pdf/specifikace-nerezovych-oceli-chemicke-slozeni.pdf>
- 28) *Stanovení odolnosti korozivzdorných ocelí vůči mezikrystalové korozi část 2: Feritické, austenitické a feriticko-austenitické (dvoufázové) oceli- Korozní zkouška v prostředí obsahující kyselinu sírovou*. Praha: Český normalizační institut, 1999.
- 29) KŘÍŽ, Rudolf. *Strojírenská příručka 8. svazek: V- Tváření, W- Výrobky se slinovaných prášků, X- Výrobky z plastů, Z- Svařování součástí, Z- Protikorozní ochrana materiálu*. 1. vyd. Praha: Scientia, 1998, 255 s. ISBN 80-718-3054-2.
- 30) NĚMEC, Josef. *Svařování korozivzdorných a žárovzdorných ocelí*. 2., přeprac. vyd. Praha: SNTL - Nakladatelství technické literatury, 1975, 165 s. Řada strojírenské literatury.
- 31) STANĚK, Vít. *Svařování korozivzdorných ocelí v potravinářském průmyslu*. Brno, 2013. Dostupné také z: [https://www.vutbr.cz/studium/zaverecne-prace?zp\\_id=64315](https://www.vutbr.cz/studium/zaverecne-prace?zp_id=64315). Bakalářská práce. Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, Ústav strojírenské technologie, Odbor technologie svařování a povrchových úprav. Vedoucí práce Ing. Jaroslav Kubíček.
- 32) MÁCA, Martin. *Svařování tlakových nádob*. Brno, 2014. Dostupné také z: [https://www.vutbr.cz/www\\_base/zav\\_prace\\_soubor\\_verejne.php?file\\_id=87205](https://www.vutbr.cz/www_base/zav_prace_soubor_verejne.php?file_id=87205). Bakalářská práce. Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství. Vedoucí práce Doc. Ing. Ladislav Daněk, CSc.



- 33) O, Lukosz. *Svařování žárupevných ocelí metodou 121 do úzké mezery*. Brno, 2010. Diplomová práce. Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství. Vedoucí práce Doc. Ing. LADISLAV DANĚK, CSc.
- 34) *Svět Svaru: Svařování korozivzdorných ocelí- 1. část* [online]. 2007 [cit. 2015-05-26]. Dostupné z: [http://www.hadyna.cz/svetsvaru/technology/Sva%C5%99.vysoce.leg1\\_2007.pdf](http://www.hadyna.cz/svetsvaru/technology/Sva%C5%99.vysoce.leg1_2007.pdf)
- 35) DOUŠA, Michal. *Technologie I.: Obloukové technologie s ochranou tavidla*. In: *Materiály ke zkouškám* [online]. 2005 [cit. 2015-05-26]. Dostupné z: <http://www.ksp.tul.cz/cz/ksm/obsah/vyuka/materialy.htm>
- 36) KUBÍČEK, Jaroslav. *Technologie II, část svařování: Díl 1. Základní metody tavného svařování* [online]. Brno, 2006 [cit. 2015-05-26]. Dostupné z: <http://ust.fme.vutbr.cz/svarovani/opory.htm>
- 37) KUBÍČEK, Jaroslav. *Technologie Svařování: Studijní opory pro výuku 5TE, ETV, ETV-K* [online]. [cit. 2015-05-26]. Dostupné z: <http://ust.fme.vutbr.cz/svarovani/opory.htm>
- 38) KANDUS, Bohumil, Jaroslav KUBÍČEK a.,. *Technologie svařování a zařízení: učební texty pro kurzy svářečských inženýrů a technologů*. 1. vyd. Ostrava: Zeross, 2001, 395 s. Svařování. ISBN 80-857-7181-0.
- 39) *Tepelná elektrárna* [online]. 2006 [cit. 2015-05-26]. Dostupné také z: <http://www.greenpeace.org/slovakia/sk/multimedia/fotografie/tepelne-elektrarne-novaky-in/>
- 40) *Teplotně ovlivněná oblast: Konstrukční oceli* [Prezentace]. 2008 [cit. 2015-05-27]. Dostupné z: <http://slideplayer.cz/slide/2284510/>
- 41) *Těžba uranu. Termelín* [online]. 2011 [cit. 2015-03-24]. Dostupné z: [http://www.temelin.cz/index.php?option=com\\_content&view=article&id=146&Itemid=108](http://www.temelin.cz/index.php?option=com_content&view=article&id=146&Itemid=108)
- 42) *Těžební a energetický průmysl ČR. Geografický web* [online]. 2010 [cit. 2015-05-26]. Dostupné z: <http://www.hajdych.net/cesko/tezebni-a-energeticky-prumysl>
- 43) KUBÍČEK, Jaroslav. *Trhlina za horka - austenitické oceli* [online]. FSI VUT, 2008 [cit. 2015-05-27]. Dostupné z: Podklady dodané vedoucím
- 44) *Typy vad , příčiny jejich vzniku a hodnocení: Obrázek horké trhliny. ,. Česká svářečská společnost ANB* [online]. 2015 [cit. 2015-05-26]. Dostupné z: <http://www.cws-anb.cz/t.py?t=2&i=384>
- 45) *Ústní sdělení*. Ing. Aleš Pelikán - ústně sděleno (technolog, GEAM, s.p., Dolní Rožínka, PSČ 592 51) dne 15. 1. 2015.

- 46) Větrné elektrárny v USA. *Ekologické bydlení* [online]. 2011 [cit. 2015-05-28]. Dostupné z: <http://www.ekobydleni.eu/vetrna-energie/vetrne-elektrarny-v-usa-konkuruji-zemnimu-plynu>
- 47) *Vodní elektrárna* [online]. 2009 [cit. 2015-05-26]. Dostupné také z: [http://byznys.lidovky.cz/vodni-elektrarny-stale-vyrabeji-turbiny-zmirnuji-silu-privalu-vody-1jd-/firmy-trhy.aspx?c=A090701\\_105413\\_firmy-trhy\\_nev](http://byznys.lidovky.cz/vodni-elektrarny-stale-vyrabeji-turbiny-zmirnuji-silu-privalu-vody-1jd-/firmy-trhy.aspx?c=A090701_105413_firmy-trhy_nev)
- 48) HRIVŇÁK, Ivan. *Zváranie a zvariteľnosť materiálov*. 1. vyd. Bratislava: Slovenská technická univerzita, 2009, 486 s. ISBN 978-80-227-3167-6.

## SEZNAM OBRÁZKŮ

Obr. 1 Nejrozšířenější typy elektráren .....	9
Obr. 2 Graf světových producentů .....	10
Obr. 3 Uranová ruda-smolinec .....	10
Obr. 4 Letecký pohled na důl Rožná .....	11
Obr. 5 DIAMO s. p. ....	11
Obr. 6 Ukázka koroze svarového spoje.....	12
Obr. 7 Model svařence plechů.....	12
Obr. 8 Model příruby přivařené k potrubí.....	12
Obr. 9 Austenitická struktura .....	14
Obr. 10 Schaefflerův diagram .....	15
Obr. 11 De Longův diagram .....	16
Obr. 12 Diagram WRC-1992 .....	16
Obr. 13 Trhlina ve svarovém kovu .....	18
Obr. 14 Rovnovážný diagram Fe-Cr .....	19
Obr. 15 Základní rozdělení přenosů: a) bezzkratový, b) zkratový .....	21
Obr. 16 Typy přenosů .....	22
Obr. 17 Části elektrického oblouku .....	22
Obr. 18 Charakteristika zdroje a oblouku .....	23
Obr. 19 Volt-ampérová charakteristika oblouku .....	23
Obr. 20 Ruční svařování obalovanou elektrodou .....	24
Obr. 21 Metoda MIG/MAG .....	25
Obr. 22 Metoda WIG (TIG) .....	25
Obr. 23 Mezikrystalová koroze, zvětšeno 200× .....	26
Obr. 24 Rozmělněná ocel.....	26
Obr. 25 Vyloučené karbidy, zvětšeno 500× .....	27
Obr. 26 Závislost výskytu mezikrystalové koroze u zcitlivěných ocelí na obsahu uhlíku a chrómu .....	27
Obr. 27 Účinný obsah uhlíku .....	28
Obr. 28 Vyloučené karbidy chromu na hranicích zrn .....	29
Obr. 29 Ochuzení hranic zrn .....	30
Obr. 30 Rollasonovy C křivky .....	31
Obr. 31 Důlková a bodová koroze .....	31
Obr. 32 Ochrana proti korozi u přírub .....	32
Obr. 33 Nožová koroze, zvětšeno 10× .....	33

Obr. 34 Štěrbínová koroze vlivem rozdílné koncentrace iontu .....	33
Obr. 35 Štěrbínová koroze vlivem přístupu kyslíku .....	34
Obr. 36 Mezikrystalové korozní praskání .....	34
Obr. 37 Transkrystalické korozní praskání .....	34
Obr. 38 Síran sodný ve formě prášku .....	35
Obr. 39 Názvosloví svarového spoje .....	36
Obr. 40 Teplotně ovlivněná oblast .....	36
Obr. 41 Energetická bilance při svařování austenitických ocelí .....	37
Obr. 42 Oblasti výskytu korozí u svarového spoje .....	37
Obr. 43 Duplexní ocel 1.4462 .....	39
Obr. 44 Schaefflerův diagram pro austenitickou ocel 1.4571 .....	40
Obr. 45 Schaefflerův diagram pro superaustenitickou ocel 1.4539 .....	41
Obr. 46 Diagram WRC-1992 pro duplexní ocel 1.4462 .....	42
Obr. 47 Suutalův diagram fázových přeměn a vliv S a P k vzniku horkých trhlin .....	44
Obr. 48 Vzorky ke zkoušce před natavením .....	46
Obr. 49 Vzorky po natavení .....	47
Obr. 50 Uložení vzorků v kádince .....	48
Obr. 51 Vzorky v kádince zakryté víkem .....	48
Obr. 52 Detail kádinky při uvedení k varu .....	48
Obr. 53 Vzorek po ohnutí a) pohled zepředu, b) pohled z boku .....	49
Obr. 54 Měřítka při zvětšení (1 dílek=1mm) a) zvětšeno 1x, b) zvětšeno 2x .....	49
Obr. 55 Makrosnímek duplexní oceli 1.4462, zvětšeno 1x .....	49
Obr. 56 Mikrotrhlina u duplexní oceli, zvětšeno 4x, vzorek č. 7 .....	49
Obr. 57 Sítově mikrotrhliny na rozhraní svarový kov - základní materiál u duplexní oceli, zvětšeno 4x .....	49
Obr. 58 Korozní praskání u materiálu 1.4539, vystavení provozu 8 let, a) makrosnímek, zvětšeno 1x, b) pohled na vzorek c) detail praskání na rozhraní svarový kov-základní materiál, zvětšeno 1x .....	50
Obr. 59 Ukázka korozního napadení u materiálu 1.4571 svarového kovu po dobu v provozu 15 let, a) správné provaření kovu, zvětšeno 1x, b) pohled na vzorek, c) pohled na výřez, d) koroze svaru, zvětšeno 1x .....	50
Obr. 60 Ukázka koroze materiálu 1.4539 vystaveného agresivnímu prostředí po 2 roky, a) detail koroze, zvětšeno 1x, b) ukázka koroze svaru, c) koroze TOO u zaměněného materiálu .....	51

## SEZNAM TABULEK

Tab. 1 Materiály poskytnutých vzorků .....	13
Tab. 2 Mechanické vlastnosti používaných materiálů .....	14
Tab. 3 Označení vybraných způsobů svařování elektrickým obloukem .....	20
Tab. 4 Hodnoty konstant pro jednotlivé obsahy chromu .....	28
Tab. 5 Rychlosti proudění média .....	35
Tab. 6 Použité obalované elektrody pro ruční svařování .....	38
Tab. 7 Chemické složení duplexní oceli 1.4462 .....	39
Tab. 8 Mechanické vlastnosti austeniticko-feritické oceli .....	39
Tab. 9 Chemické složení obalované elektrody pro ruční svařování duplexní oceli .....	40

## SEZNAM POUŽITÝCH ZKRATEK A SYMBOLŮ

Zkratka	Jednotka	Popis
CO <sub>2</sub>	[-]	Oxid uhličitý
ČR	[-]	Česká republika
ČSN	[-]	Česká technická norma
DN	[mm]	Jmenovitá světlost
EN	[-]	Evropská norma
Hm. %	[%]	Hmotnostní procento
ISO	[-]	International Organization for Standardization
JAR	[-]	Jihoafrická republika
MAG	[-]	Metal Active Gas
MIG	[-]	Metal Inert Gas
MKK	[-]	Mezikrystalová koroze
PM	[-]	Přídavný materiál
ROS	[-]	Ruční svařování obalenou elektrodou
SK	[-]	Svarový kov
TIG	[-]	Tungsten Inert Gas
TOO	[-]	Teplotně ovlivněná oblast
WIG	[-]	Wolfram Inert Gas
WPS	[-]	Welding Procedure Specification
ZM	[-]	Základní materiál

Symbol	Jednotka	Popis
$\alpha$	[-]	Konstanta
$b$	[-]	Koeficient
C'	[%]	Efektivní obsah uhlíku
Cr'	[%]	Efektivní obsah chromu
C <sub>RE</sub>	[%]	Chromový ekvivalent
F (%)	[%]	Obsah feritu
FN	[-]	Feritové číslo

<b><math>\Delta H</math></b>	[-]	Kritérium náchylnosti k teplým trhlinám
<b>I</b>	[A]	Svařovací proud
<b><math>\Delta I</math></b>	[A]	Rozdíl svařovacího proudu
<b>k</b>	[%]	Parametr náchylnosti k MKK
<b>k<sub>1</sub></b>	[-]	Konstanta
<b>k<sub>2</sub></b>	[-]	Konstanta
<b>L</b>	[-]	Kritérium náchylnosti k teplým trhlinám
<b>l<sub>i</sub></b>	[mm]	Délka oblouku
<b>Ni<sub>E</sub></b>	[%]	Niklový ekvivalent
<b>PRE</b>	[%]	Pitting Resistance Equivalent
<b>Q<sub>i</sub></b>	[kJ·mm <sup>-1</sup> ]	Vnesené teplo pro jednotlivé strany
<b>R<sub>p0,2</sub></b>	[MPa]	Mez kluzu
<b>s</b>	[mm]	Šířka vzorku
<b>t<sub>i</sub></b>	[s]	Doba svařování jednotlivých stran
<b>U</b>	[V]	Svařovací napětí
<b>U<sub>o</sub></b>	[V]	Charakteristika svařovacího oblouku
<b>U<sub>z</sub></b>	[V]	Charakteristika svařovacího zdroje
<b>v<sub>si</sub></b>	[mm·s <sup>-1</sup> ]	Svařovací rychlost

## SEZNAM PŘÍLOH

Příloha 1 – Specifikace postupu svařování „WPS“


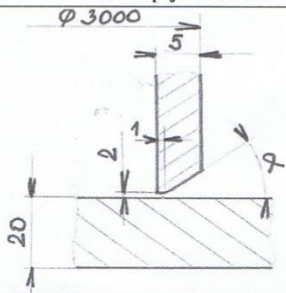
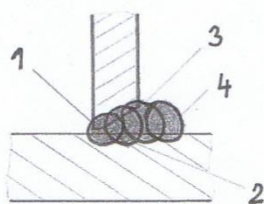
Příloha 2 – Ukázky koroze u ocelí 1.4539 a 1.4571

Příloha 3 – Ukázka zařízení a napadení koroze u materiálu 1.4539

Příloha 4 – Mikro a makro snímky po zkoušce citlivosti k mezikrystalové korozi

Příloha 5 – Česká technická norma ČSN EN ISO 3651 – 2 Stanovení odolnosti korozivzdorných ocelí vůči mezikrystalové korozi – část 2: Feritické, austenitické, a feriticko-austenitické (dvoufázové) oceli – Korozní zkouška v prostředí obsahující kyselinu sírovou



<b>Specifikace postupu svařování „WPS“ dle ČSN EN ISO 15609 - 1 (Obloukové svařování)</b>		Strana: 1 Celkem: 1 Revize č.: 4						
1. Výrobce : <b>GEAM Dolní Rožinka - CHÚ</b>		10. Zkušební organizace : <b>TESYDO, s.r.o.</b> Mariánské nám. 1 617 00 Brno 						
2. Místo : <b>Středisko strojní výroby</b>		11. Způsob přípravy úkosu : <b>pálit , brousit</b>						
3. Číslo dokladu (WPS) : <b>0073</b>		12. Způsob čištění : <b>odmastit</b>						
4. Číslo WPQR : <b>1252</b>		13. Specifikace základních materiálů : <b>11 375.1 – 1.0038</b>						
5. Číslo zkušebního kusu :		- materiál 1: <b>S235JRG2 Sk.1.1</b>						
6. Kvalifikace svařeče : <b>ČSN EN 287-1</b>		- materiál 2: <b>S235JRG2 Sk.1.1</b>						
7. Metoda svařování : <b>135</b>		14. Svařovaná tloušťka [mm]: <b>5 / 20</b>						
8. Druh svaru : <b>BW – ½ 5 V + FW a 5 N</b>		15. Vnější průměr [mm] : <b>3000</b>						
9. Údaje o přípravě svarových ploch : <b>ČSN EN ISO 9692-1</b>		16. Poloha svařování : <b>PB</b>						
17. <b>Tvar spoje 1.9.1 + 3.1.1</b>		18. Rozměry						
		t [mm] <b>5,0/20,0</b>						
		b [mm] <b>2,0</b>						
		c [mm] <b>1,0</b>						
		α [°] <b>40 – 60°</b>						
		19. <b>Postup svařování</b>						
		20. <b>Parametry pro svařování :</b>						
		21. Svarová housenka	<b>1</b>	<b>2</b>	<b>3</b>	<b>4</b>	<b>5</b>	<b>6</b>
		22. Metoda svařování	<b>135</b>	<b>135</b>	<b>135</b>	<b>135</b>		
		23. Průměr přídav.mater. [mm] - Ø	<b>1,0</b>	<b>1,0</b>	<b>1,0</b>	<b>1,0</b>		
		24. Svařovací proud [A]	<b>140 - 150</b>	<b>185 - 205</b>	<b>185 - 205</b>	<b>185 - 205</b>		
25. Svařovací napětí [V]	<b>20,0 – 22,0</b>	<b>22,7</b>	<b>22,7</b>	<b>22,7</b>				
26. Druh proudu a polarita	<b>DC(+)</b>	<b>DC(+)</b>	<b>DC(+)</b>	<b>DC(+)</b>				
27. Rychlost podáv.drátu [m.min <sup>-1</sup> ]	<b>5,2</b>	<b>8,4</b>	<b>8,4</b>	<b>8,4</b>				
28. Rychl. posuvu pojezdu [m.min <sup>-1</sup> ]								
29. Tepelný příkon [J.cm <sup>-1</sup> ]								
30. Přídavný materiál -zařazení a značka: <b>OK AUTROD 12.51 - ISO 14 341 - G3 Si 1</b>								
31. Předpis pro sušení :		41. Údaje o podložném kroužku :						
32. Ochranný plyn / tavídló : <b>CORGON18-ISO14175 M21</b>		42. Další informace : Rozkvyv – amplituda						
- ochranný plyn [l.min. <sup>-1</sup> ] : <b>15 - 17</b>		- frekvence a doba prodlevy :						
- ochrana kořene [l.min. <sup>-1</sup> ] :		Rozkvyv (max.šířka housenky) :						
33. Wolfram.elektroda, druh/průměr :		43. Údaje pro pulzní svařování :						
34. Údaje o drážkování/podlož. kořene:		44. Údaje pro plazmové svařování :						
35. Teplota předehřevu [°C] : <b>12</b>		45. Úhel nastavení hořáku :						
36. Interpass teplota [°C] : <b>&lt;225</b>		46. Druh automatu a svař. hlavy :						
37. Tepelné zpracování / stárnutí :		47. Prokování svaru :						
38. Doba, teplota, postup :		48. Poznámky : <b>Dodržovat ČSN EN 1011- 1</b>						
39. Rychlost ohřevu a chladnutí :								
40. Vzdálenost elektrody (kontaktní špičky) od základního materiálu [mm] :								
49. Výrobce <b>Středisko strojní výroby</b>		51. <b>Zkušební orgán nebo technická dozorčí (inspekční) organizace</b>						
50. datum, jméno, podpis a razítko svařečského dozoru		52. datum, jméno, podpis a razítko zkušebního orgánu						





















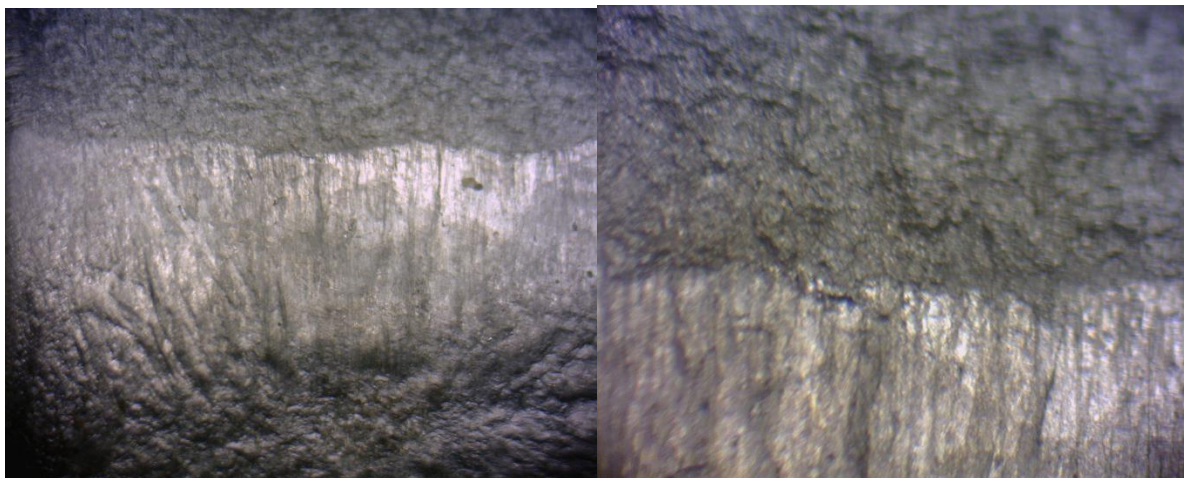




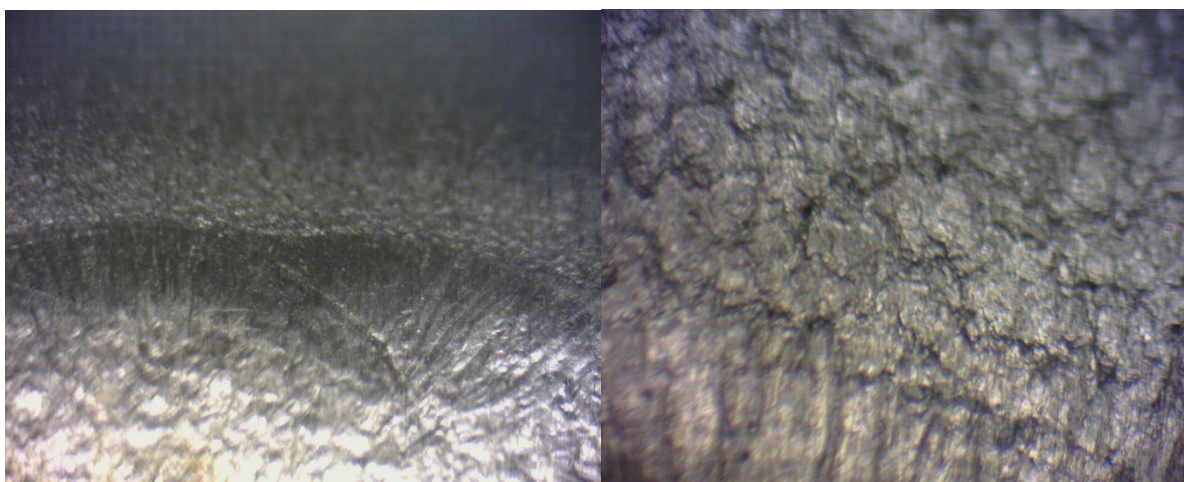


Zvětšení 1×

Zvětšení 4x



Vzorek č. 1 - ocel 1.4571



Vzorek č. 2 - ocel 1.4539

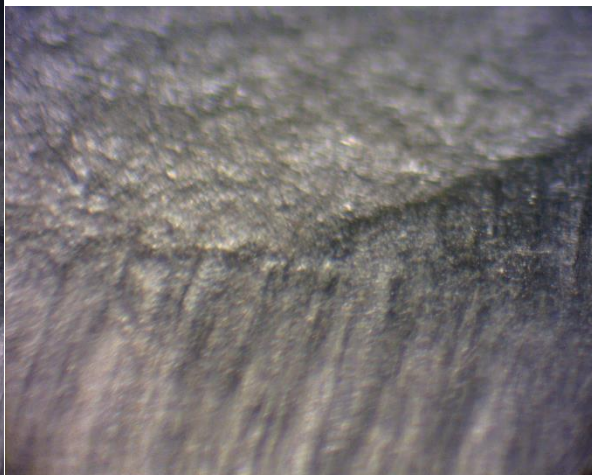


Vzorek č. 3 - ocel 1.4571



Zvětšení 1×

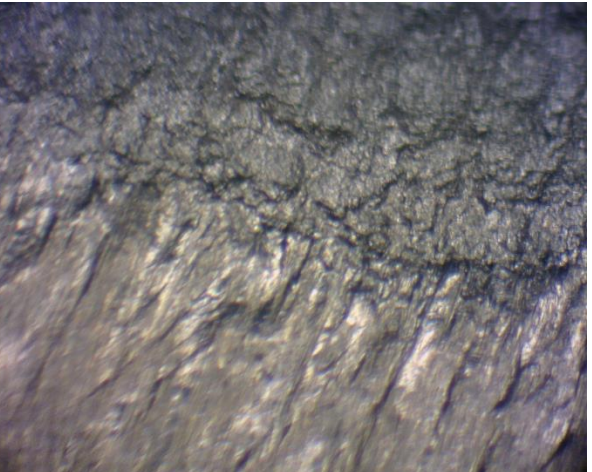
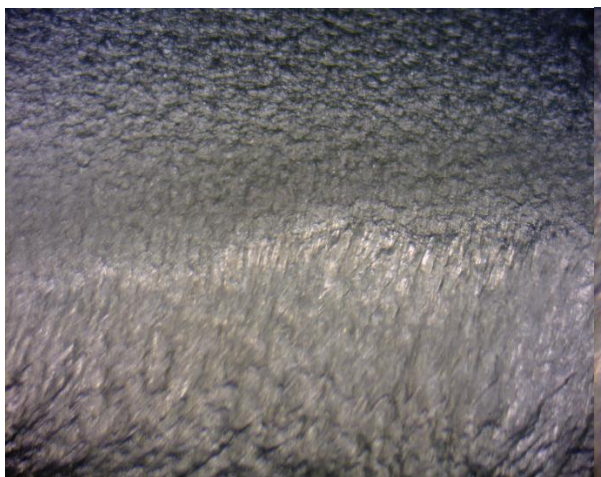
Zvětšení 4x



Vzorek č. 4 - ocel 1.4571



Vzorek č. 5 - ocel 1.4462



Vzorek č. 6 - ocel 1.4539



# ČESKÁ TECHNICKÁ NORMA

ICS 77.060

Srpen 1999



## **Stanovení odolnosti korozivzdorných ocelí vůči mezikrystalové korozi – Část 2: Feritické, austenitické a feriticko-austenitické (dvoufázové) oceli – Korozní zkouška v prostředí obsahujícím kyselinu sírovou**

**ČSN  
EN ISO 3651-2**

03 8175

idt ISO 3651-2:1998

Determination of resistance to intergranular corrosion of stainless steels –  
Part 2: Ferritic, austenitic and ferritic-austenitic (duplex) stainless steels – Corrosion test in media containing sulfuric acid

Détermination de la résistance à la corrosion intergranulaire des aciers inoxydables –  
Partie 2: Aciers inoxydables ferritiques, austénitiques et austéno-ferritiques (duplex) – Essais de corrosion en milieux  
contenant de l'acide sulfurique

Ermittlung der Beständigkeit nichtrostender Stähle gegen interkristalline Korrosion –  
Teil 2: Nichtrostende ferritische, austenitische und ferritisch-austenitische (Duplex-) Stähle – Korrosionsversuch  
in schwefelsäurehaltigen Medien

Tato norma je českou verzí evropské normy EN ISO 3651-2:1998. Evropská norma EN ISO 3651-2:1998 má status české technické normy.

This standard is the Czech version of the European Standard EN ISO 3651-2:1998. The European Standard EN ISO 3651-2:1998 has the status of a Czech Standard.