



VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ

BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY

FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING

ÚSTAV STROJÍRENSKÉ TECHNOLOGIE

INSTITUTE OF MANUFACTURING TECHNOLOGY

VÝROBA, POUŽITÍ A VLASTNOSTI DUPLEXNÍCH AUSTENITICKO-FERITICKÝCH OCELÍ

MANUFACTURING, USE AND PROPERTIES OF DUPLEX AUSTENITIC-FERRITIC STEELS

BAKALÁŘSKÁ PRÁCE

BACHELOR'S THESIS

AUTOR PRÁCE

AUTHOR

Ondřej Cunda

VEDOUCÍ PRÁCE

SUPERVISOR

Ing. Martin Myška

BRNO 2018

Zadání bakalářské práce

Ústav:	Ústav strojírenské technologie
Student:	Ondřej Cunda
Studijní program:	Strojírenství
Studijní obor:	Základy strojního inženýrství
Vedoucí práce:	Ing. Martin Myška
Akademický rok:	2017/18

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:

Výroba, použití a vlastnosti duplexních austeniticko–feritických ocelí

Stručná charakteristika problematiky úkolu:

Duplexní austeniticko–feritické oceli patří mezi moderní konstrukční materiály vyznačující se vysokou korozní odolností, podobnou jako mají austenitické korozivzdorné oceli, ovšem s podstatně vyššími hodnotami meze kluzu a meze pevnosti. Chemické složení je voleno tak, aby bylo ve struktuře dosaženo požadovaného poměru podílu feritu a austenitu. Austeniticko–feritické oceli tvoří za zvýšených teplot intermetalické fáze ve struktuře, které vedou ke zkřehnutí materiálu. Tyto oceli proto nelze používat pro součásti pracující nad teplotou přibližně 280 °C.

Cíle bakalářské práce:

Cílem bakalářské práce je vypracovat literární rešerši zaměřenou na duplexní austeniticko–feritické oceli. V rámci bakalářské práce bude zpracován přehled nejčastěji používaných duplexních austeniticko–feritických ocelí. Bude popsáno jejich chemické složení, struktura, mechanické, fyzikální a technologické vlastnosti.

Seznam doporučené literatury:

ALVAREZ-ARMAS, I., S. DEGALLAIX-MOREUIL, ed. Duplex stainless steels. Hoboken, NJ: Wiley, c2009. ISBN 978-1-84821-137-7.

DULAVA, M., J. ŠENBERGER a A. ZÁDĚRA. Deoxidace duplexních korozivzdorných ocelí. Slévárství. 2012, 60(7-8), 284-288. ISSN 0037-6825.

ŠENBERGER, J. Metalurgie oceli na odlitky. V Brně: VUTIUM, c2008. ISBN 978-80-214-3632-9.

Termín odevzdání bakalářské práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2017/18

V Brně, dne

L. S.

prof. Ing. Miroslav Píška, CSc.
ředitel ústavu

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

ABSTRAKT

CUNDA Ondřej: Výroba, použití a vlastnosti duplexních austeniticko-féritických ocelí.

Bakalářská práce je literární rešerší zaměřenou na duplexní austeniticko-féritické oceli. V práci je popsána struktura, chemické složení, výroba, mechanické, fyzikální a technologické vlastnosti. Součástí práce je přehled nejčastěji používaných duplexních ocelí a jejich použití.

Klíčová slova: duplexní korozi-vzdorná ocel, austeniticko-féritická ocel, korozi-vzdornost, mechanické vlastnosti

ABSTRACT

CUNDA Ondřej: Manufacturing, use and properties of duplex austenitic-ferritic steels.

This thesis is a literary research focused on duplex austenitic-ferritic steels. The thesis describes structure, chemical composition, production, mechanical, physical and technological properties. The work includes an overview of the most commonly used duplex steels and their use.

Keywords: duplex stainless steel, austenitic-ferrite steel, corrosion resistance, mechanical properties

BIBLIOGRAFICKÁ CITACE

CUNDA, Ondřej. *Výroba, použití a vlastnosti duplexních austeniticko-feritických ocelí*. Brno, 2018. 32 s, CD. Bakalářská práce. Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství. Ústav strojírenské technologie, Odbor technologie slévárenství. Vedoucí práce Ing. Martin Myška.

ČESTNÉ PROHLÁŠENÍ

Tímto prohlašuji, že předkládanou bakalářskou práci jsem vypracoval samostatně, s využitím uvedené literatury a podkladů, na základě konzultací a pod vedením vedoucího bakalářské práce.

23. 5. 2018

Datum

Podpis

PODĚKOVÁNÍ

Tímto bych rád poděkoval Ing. Martinu Myškovi a doc. Ing. Antonínu Záděrovi Ph.D. za cenné rady a komentáře při vypracování bakalářské práce a své rodině za vytrvalou podporu při studiu.

OBSAH

Zadání	
Abstrakt	
Bibliografická citace	
Čestné prohlášení	
Poděkování	
Obsah	
Úvod	8
1 Austeniticko-feritické oceli	9
1.1 Vliv legujících prvků na vlastnosti ocelí	9
1.1.1 Schaefflerův diagram	10
1.1.2 Chrom	11
1.1.3 Molybden	11
1.1.4 Nikl	11
1.1.5 Dusík	12
1.1.6 Mangan	12
1.1.7 Křemík	13
1.1.8 Měď	13
1.1.9 Uhlík	13
1.2 Nejčastěji používané duplexní oceli	14
1.3 Tuhnutí a struktura	15
1.4 Metalické a intermediální fáze	16
1.4.1 Fáze sigma (σ)	17
1.4.2 Fáze chí (χ)	17
1.4.3 Karbidy chromu	18
1.4.4 Nitridy chromu	18
1.4.5 Lavesovy fáze	18
1.5 Korozní odolnost	19
1.5.1 PREN	20
1.6 Mechanické, fyzikální a technologické vlastnosti	20
1.6.1 Svařitelnost	21
1.6.2 Tvařitelnost	23
1.6.3 Obrobitelnost	24
1.7 Výroba	24
1.8 Použití	25
Závěr	26
Seznam použitých zdrojů	
Seznam použitých symbolů a zkratk	
Seznam obrázků	
Seznam tabulek	

ÚVOD [1, 7, 8, 12]

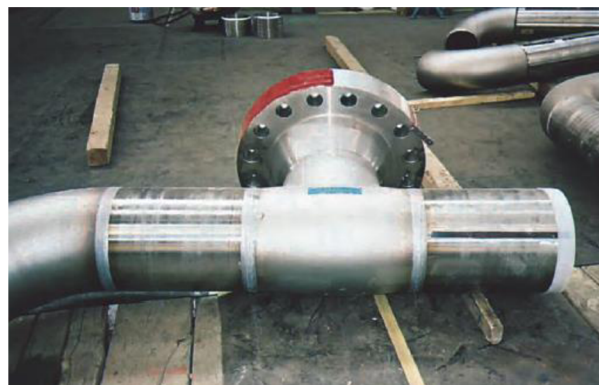
V současné době jsou kovy stále jedním z nejpoužívanějších konstrukčních materiálů. S jejich používáním je však spojena problematika koroze, která představuje chemické nebo elektrochemické porušování materiálu. Za účelem zvýšení korozní odolnosti byly začátkem 20. století vyvinuty korozivzdorné oceli.

Austeniticko-féritické oceli se řadí mezi moderní korozivzdorné oceli. Tyto oceli byly vyvinuty ve 30. letech 20. století ve Švédsku pro potřeby tamního papírenského průmyslu, kde bylo potřeba řešit problém nízké korozní odolnosti chladicího systému. Pro zlepšení korozní odolnosti byly do oceli přidány prvky jako chrom, molybden a nikl a výsledkem byla první generace duplexních ocelí. Tento typ oceli byl náchylný k vysoké křehkosti svarových spojů, a proto bylo jeho použití omezeno jen na několik aplikací. S rozvojem těžby ropy a zemního plynu při mořských pobřežích v Severním moři (tzv. Off-shore projekty), byla v 70. letech 20. století vyvinuta austeniticko-féritická ocel druhé generace. Zde byl kromě chromu, molybdenu a niklu přidán dusík, který sloužil ke zlepšení houževnatosti v tepelně ovlivněné oblasti kolem svarového spoje. Duplexní oceli získali vlastnosti, díky nimž následoval jejich rychlý rozvoj. Příklady použití austeniticko-féritických ocelí lze vidět na obrázcích 1, 2 a 3.

V bakalářské práci je provedena literární rešerše na austeniticko-féritické oceli. V jednotlivých kapitolách je popsáno chemické složení, struktura, mechanické, fyzikální a technologické vlastnosti, výroba a použití duplexních ocelí. V rámci práce je rovněž zpracován přehled nejčastěji používaných austeniticko-féritických ocelí.



Obr. 1 Cisterna z duplexní oceli [7].



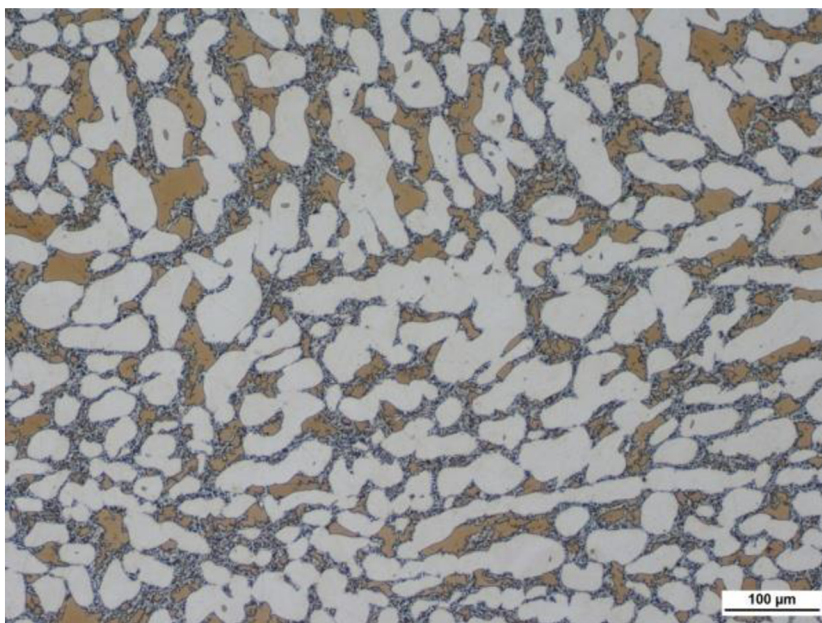
Obr. 2 Potrubí z duplexní oceli [7].



Obr. 3 Mezinárodní letiště Hamad v Dauhá se střechou z duplexní oceli [7].

1 AUSTENITICKO-FERITICKÉ OCELI [1, 2, 3, 12]

Austeniticko-feritické oceli se řadí do korozivzdorných ocelí. Vyznačují se dvoufázovou (neboli duplexní) strukturou tvořenou austenitem a feritem viz obr. 4. Na tomto obrázku hnědá fáze představuje ferit, bílá fáze představuje austenit a drobné částice znázorňují fázi sigma. Podíl feritu ve struktuře duplexní oceli je podle typu oceli zhruba 30 - 50 %. Poměr feritu k austenitu je dán především poměrným zastoupením feritotvorných a austenitotvorných prvků. Výsledná struktura však nezáleží pouze na chemickém složení, ale i na tepelném zpracování. Austeniticko-feritické oceli musí být zpracovány při teplotách nad 1000 °C, kdy zvyšování teploty vede zpravidla ke zvýšení obsahu feritu.



Obr. 4 Duplexní ocel po kování - 100 x zvětšeno
(hnědá fáze - ferit, bílá fáze - austenit, drobné
částice - sigma fáze) [12].

U austeniticko-feritických ocelí je požadován nízký obsah uhlíku (max. 0,07 %, nejčastěji 0,03 %). Nejdůležitějším legujícím prvkem je chrom, který podporuje korozivzdornost duplexních ocelí. Jeho koncentrace bývá 21 - 29 %. Dalšími významnými legujícími prvky jsou molybden, nikl a dusík. Chemické složení je voleno tak, aby s ohledem na použití bylo dosaženo nejlepší struktury. Malá změna složení může způsobit významnou změnu struktury a tím pádem i vlastností ocelí.

1.1 Vliv legujících prvků na vlastnosti ocelí [3]

Duplexní oceli obsahují nejvyšší obsahy chromu ze všech skupin korozivzdorných ocelí na odlitky, a to od 21 do 29 %. Korozivzdornost austeniticko-feritických ocelí lze zvýšit legováním molybdenem a dusíkem. Obsah uhlíku je až na jednu značku omezen na 0,03 %. Vyšší obsah feritotvorných prvků (chrom, molybden, křemík) musí být vyrovnán vyšším obsahem austenitotvorných prvků (dusík, nikl, mangan). Běžné duplexní oceli mají předepsaný obsah dusíku v intervalu 0,10 až 0,25 %. Nikl se v duplexních ocelích vyskytuje v koncentraci 5,50 až 8,50 %. Požadovaný poměr mezi obsahem feritu a austenitu ve struktuře je dosahován vyváženým obsahem feritotvorných a austenitotvorných prvků. Chemické složení vybraných austeniticko-feritických ocelí je uvedeno v tabulce 1.

Tab. 1 Chemická složení vybraných duplexních ocelí dle normy ČSN EN 10283 [3].

Označení		Chemické složení v hmotnostních %									
značkou	číslem	C max	Si max	Mn max	P max	S max	Cr	Mo	Ni	N	Cu
GX6CrNiN26-7	1.4347	0,08	1,5	1,5	0,03 5	0,02	25,0 27,0	-	5,5 7,5	0,10 0,20	-
GX2CrNiMoN22-5-3	1.4470	0,03	1,0	2,0	0,03 5	0,02 5	21,0 23,0	2,50 3,50	4,5 6,5	0,12 0,20	-
GX2CrNiMoN25-6-3	1.4468	0,03	1,0	2,0	0,03 5	0,02 5	24,5 26,5	2,50 3,50	5,5 7,5	0,12 0,25	-
GX2CrNiMoCuN25-6-3-3	1.4517	0,03	1,0	1,5	0,03 5	0,02 5	24,5 26,5	2,50 3,50	5,0 7,0	0,12 0,22	2,75 3,50
GX2CrNiMoN25-7-3*	1.4417	0,03	1,0	1,5	0,03	0,02	24,0 26,0	3,00 4,00	6,0 8,5	0,15 0,25	max 1,00
GX2CrNiMoN26-7-4	1.4469	0,03	1,0	1,0	0,03 5	0,02 5	25,0 27,0	3,00 5,00	6,0 8,0	0,12 0,22	max 1,30

*ocel obsahuje wolfram (max. 1,00%)

1.1.1 Schaefflerův diagram [1, 3]

Struktura korozivzdorných ocelí závisí na obsahu legujících prvků, které oblast gama zužují (feritotvorné prvky), a dále prvků, které danou oblast naopak rozšiřují (austenitotvorné prvky). Pro vyjádření účinků feritotvorných a austenitotvorných prvků se zavádí pojem tzv. ekvivalentu chromu $Cr_{ekv.}$ (1.1) a ekvivalentu niklu $Ni_{ekv.}$ (1.2). Podle nich lze vyjádřit vliv chemického složení na strukturu korozivzdorných ocelí. Hodnoty jednotlivých ekvivalentů lze určit např. s využitím vztahů:

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

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

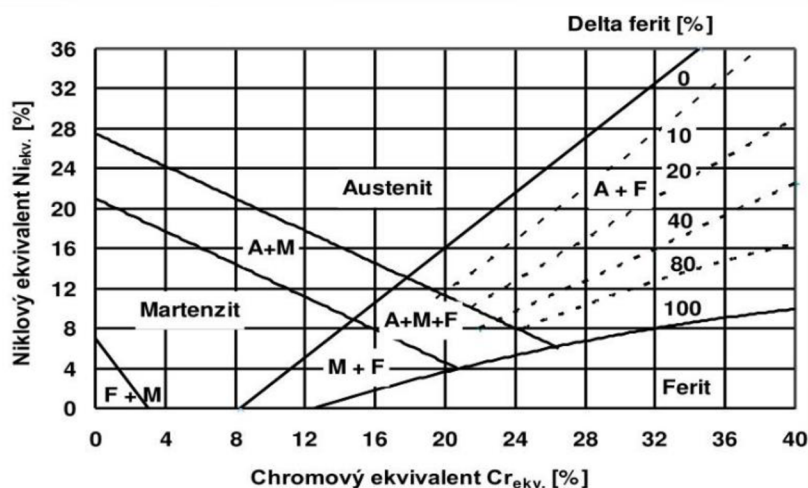
Austeniticko-feritickým ocelím byly na základě metalografického hodnocení navrženy ekvivalenty, ve kterých se zvažuje vliv dusíku, mědi a hliníku,

$$Cr_{ekv.} = \% Cr + \% Mo + 1,5 \cdot \% Si + 0,5 \cdot \% Nb + 5 \cdot \% V + 3 \cdot \% Al, \quad (1.3)$$

$$Ni_{ekv.} = \% Ni + 30 \cdot \% C + 0,74 \cdot \% Mn + 0,33 \cdot \% Cu + a \cdot (\% N - 0,045), \quad (1.4)$$

kde a = konstanta závislá na obsahu dusíku, $a = 30$ při obsahu dusíku do 0,2 %, $a = 22$ při obsahu dusíku od 0,21 do 0,25 %, $a = 20$ při obsahu dusíku od 0,26 do 0,35 %.

Grafické znázornění závislosti vlivů legujících prvků na strukturu oceli udává tzv. Schaefflerův diagram, který je zobrazen na obr. 5. Schaefflerův diagram není rovnovážný diagram, ale zobrazuje výslednou strukturu, kterou je možné získat při daném chemickém složení v litém stavu, tj. v odlitku. De Long tento diagram upravil s ohledem na obsah dusíku a předpověď obsahu feritu ve svaru s dostatečnou přesností. Toho se využívá při odhadu konečné struktury svarového kovu, který vzniká mícháním svarového kovu se základním materiálem, ať už legovaným nebo nelegovaným.



Obr. 5 Schaefflerův diagram [3].

1.1.2 Chrom [1, 5]

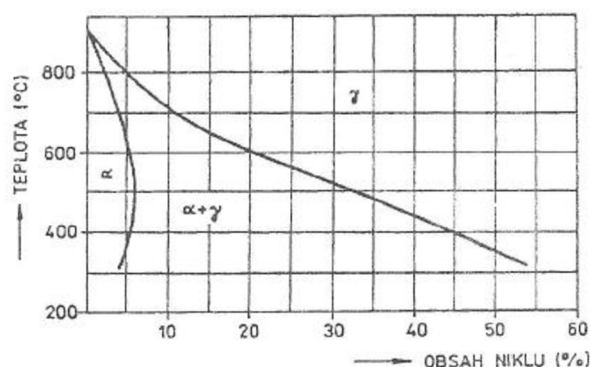
Chrom, řadící se do skupiny feritotvorných prvků, je základní přísadou všech korozivzdorných ocelí. Úplně uzavírá homogenní oblast gama, která v binární soustavě Fe-Cr sahá až k obsahu 10,6 % Cr při teplotě 1075 °C. Chrom výrazně zvyšuje korozní odolnost v oxidačních prostředích za vyšších teplot a napomáhá pasivaci. Účinnost pasivační vrstvy roste se zvyšující se koncentrací chromu v tuhém roztoku. Nicméně zde existuje limit pro množství chromu, které zlepšuje korozní odolnost. Při vysokém obsahu chromu se v binární soustavě železo-chrom tvoří intermediální fáze. Přítomnost chromu také souvisí s vytvrzením duplexní oceli při ohřevu a dlouhé výdrži na teplotách mezi 400 - 500 °C, kdy dochází ke zvýšení tvrdosti a křehkosti. Tento jev bývá označován jako křehkost při 475 °C.

1.1.3 Molybden [1, 5, 8]

Molybden je feritotvorný prvek, který v binární soustavě Fe-Mo při 3 % úplně uzavírá oblast gama. S výjimkou vroucích roztoků kyseliny dusičné výrazně zvyšuje odolnost proti bodové a šěrbinové korozi, žárupevnost a žáruvzdornost. Část molybdenu se ve feritu rozpouští a zvyšuje jeho tvrdost. Část podporuje vznik intermediálních fází tvorbou karbidů. Molybden se řadí mezi středně karbidotvorné prvky, při nízkém obsahu molybdenu se tvoří podvojný cementit $(Fe,Mo)_3C$. Kvůli jeho vysoké ceně se používá pouze v případech, kdy ho nelze nahradit jiným levnějším prvkem.

1.1.4 Nikl [1, 5, 8]

Nikl se řadí mezi austenitotvorné prvky, které úplně otevírají oblast gama, což lze vidět na části rovnovážného diagramu železo-nikl (obr. 6). Zvyšuje korozní odolnost v redukčních kyselinách. Stabilita austenitu roste s vyšším obsahem niklu při normálních teplotách, nízkých teplotách i za plastické deformace. Z důvodu zachování rovnováhy mezi feritem a austenitem ve struktuře je obsah niklu primárně závislý na obsahu chromu. Nejvyšší rozpustnost niklu ve fázi alfa nastává při teplotě 475 °C, při nižších a vyšších teplotách se rozpustnost snižuje.



Obr. 6 Část rovnovážného diagramu železo - nikl [5].

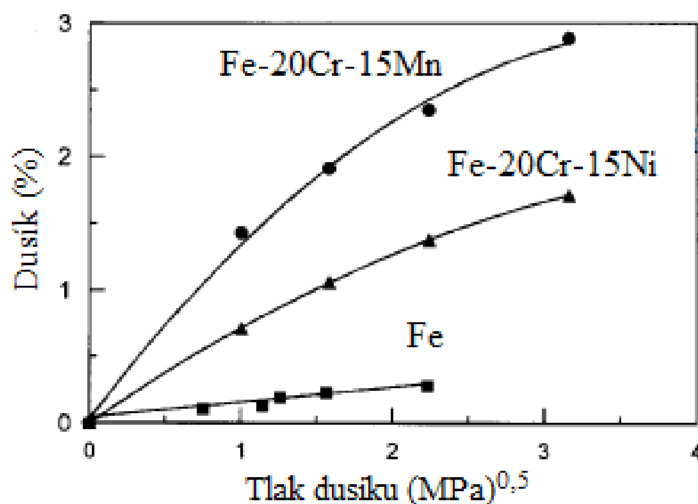
Nikl se zcela rozpouští v základní matici, netvoří karbidy. Při obsahu niklu nad 7 % probíhá i při běžné rychlosti ochlazování bezdifuzní přeměna austenitu na martenzit.

U niklových ocelí je potřeba počítat se značným odmíšením. To se snižuje po dlouhých výdržích na vysoké teplotě, zcela se však neodstraní. Zvyšuje pevnost feritu více než chrom, ale méně než mangan a křemík. Zvýšení pevnosti není úměrné jeho ceně, a proto bývá nahrazován jinými prvky (N, Mn). Používá se převážně v ocelích, kde je požadována vysoká houževnatost při záporných teplotách.

1.1.5 Dusík [1, 11]

Dusík patří do skupiny austenitotvorných prvků. Dusík je silný stabilizátor austenitu. V austeniticko-feritických ocelích částečně nahrazuje drahý nikl a snižuje cenu oceli. Pomáhá stabilizovat strukturu oceli, protože zpomaluje precipitace karbidů a zabraňuje tendenci tvořit fázi sigma. Při jeho obsahu do 0,2 % se zvyšují pevnostní charakteristiky a odolnost proti mezikrystalové korozi zůstává zachována. Spolu s molybdenem zvyšuje odolnost proti bodové a štěrbinové korozi. Za účelem zvýšení pevnostních charakteristik a antikoročních vlastností se duplexní oceli legují na vysoké obsahy dusíku.

Výrobě ocelí s vysokým obsahem dusíku brání jeho nízká rozpustnost v tavenině. Z obrázku 7 vyplývá, že rozpustnost dusíku v čistém železe je při teplotě 1600 °C za atmosférického tlaku jen 0,045 %. Zvýšení rozpustnosti lze dosáhnout zvýšením tlaku N₂ nad taveninou. V čistém železe se s rostoucí tlakem zvyšuje rozpustnost mírně. Rozpustnost dusíku je podporována vanadem, chromem a manganem, snižována niklem, uhlíkem a křemíkem. Proto se bude mnohem lépe rozpouštět v soustavě Fe-Cr-Mn než v Fe-Cr-Ni.

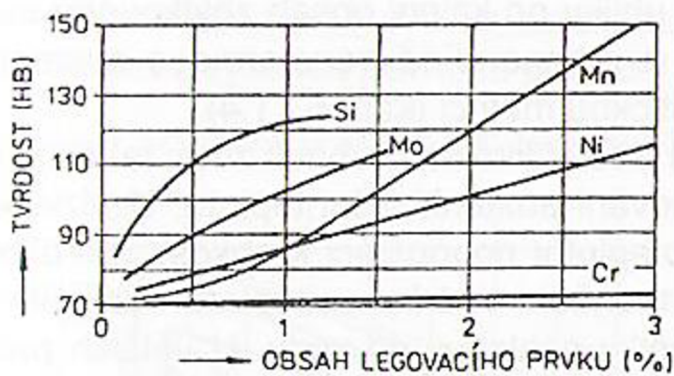


Obr. 7 Rozpustnost dusíku ve slitinách Fe při 1600 °C v závislosti na tlaku N₂ nad taveninou [11].

1.1.6 Mangan [1, 5]

Mangan se řadí do skupiny austenitotvorných prvků, které otevírají oblast gama. Na rozdíl od niklu nerozšiřuje austenitickou oblast za vysokých teplot. Při koncentracích nad 3 % potlačuje sklon k praskání svarů. Část manganu se rozpustí v matici, zbytek vytvoří karbidy. S rostoucím obsahem manganu se zvyšují pevnostní charakteristiky (obr. 8), obrobitelnost a tažnost se snižuje. Pokles tažnosti je zpočátku malý, výrazné snížení lze pozorovat při obsahu nad 2 % Mn. Přidání manganu stabilizuje po ochlazení strukturu existující za tepla a zvyšuje rozpustnost dusíku. Mangan má malou difuzní rychlost, při rychlejších ochlazování je jeho difuze potlačena a transformace probíhá skluzovým mechanismem. Při vyšším obsahu

manganu je nutno snížit při žhání teplotu a prodloužit výdrž na teplotě. Např. při obsahu 2 % Mn se žhací teplota snižuje o 15 až 25 °C. U nízkolegovaných ocelí obsahujících mangan se objevuje vysokoteplotní popouštěcí křehkost, která snižuje vrubovou houževnatost. U větších průřezů se popouštěcí křehkost snižuje přidáním 0,2 až 0,3 % Mo. Avšak tímto způsobem lze popouštěcí křehkost odstranit, pouze pokud je obsah manganu pod 2,5 %. V korozivzdorných ocelích může mangan v kombinaci s dusíkem částečně nahradit nikl při zachování kvality a snížení ceny.



Obr. 8 Vliv legujících prvků na tvrdost feritu [5].

1.1.7 Křemík [1, 5, 8]

Křemík je silně feritotvorný prvek. Rozpustnost křemíku v železe alfa je vysoká, při normální teplotě dosahuje 14 % a s rostoucí teplotou se zvyšuje. Zvyšuje pevnostní charakteristiky ocelí, protože se zcela rozpouští ve feritu, netvoří karbidy. Až do obsahu 0,5 % není křemík považován za legující prvek, ale pouze jako dezoxidační přísada. Odstraňuje náchylnost k tvorbě mezikrystalové koroze a zvyšuje odolnost vůči celkové korozi v prostředích vysoce koncentrované kyseliny dusičné. Křemík zvyšuje odolnost vůči oxidaci za vysokých teplot a prokalitelnost ocelí. Nicméně křemík také podporuje tvorbu fáze sigma v duplexních ocelích, a proto se jeho obsah omezuje na 1 %. Další negativní vlastností křemíku je, že způsobuje praskání svarů.

1.1.8 Měď [1, 8]

Měď je slabě austenitotvorný prvek. V austeniticko-feritické oceli se měď projevuje zvýšením korozní odolnosti v neoxidačním prostředí, jako je kyselina sírová. Pro duplexní slitiny obsahující 25 % chromu se v prostředí 70 % H₂SO₄ přidává 1,5 % mědi, zatímco v prostředí vroucí HCl se přidává asi 0,5 % mědi za účelem zvýšení korozní odolnosti. Obecně platí, že obsah mědi je v duplexních korozivzdorných ocelích omezen na max. 2 %, jelikož vyšší koncentrace snižují tažnost za tepla a mohou vést k precipitačnímu vytvrzování. V materiálech s nízkým obsahem kyslíku a síry zvyšuje obrobitelnost.

1.1.9 Uhlík [1, 3, 8]

Uhlík je silně austenitotvorný prvek. Vyznačuje se zvýšením pevnostních charakteristik a stabilizací austenitu po deformaci za studena. Jeho obsah v duplexních korozivzdorných ocelích je omezen na 0,02 % nebo 0,03 %, neboť tvoří s chromem karbidy. Snížení chromu v tuhém roztoku způsobuje snížení korozní odolnosti. Vznik karbidů je spojen s heterogenitou tuhého roztoku v důsledku vyšší difúzní rychlosti uhlíku než chromu.

1.2 Nejčastěji používané duplexní oceli [7]

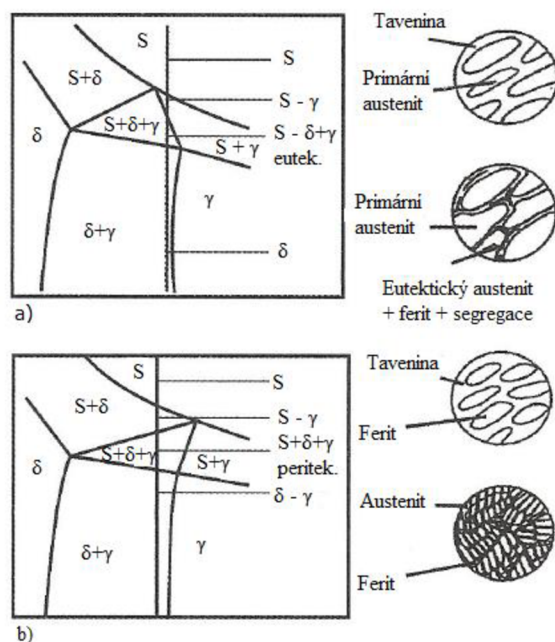
Austeniticko-feritické oceli se rozdělují do dvou generací. Duplexní oceli druhé generace se dále dělí do pěti skupin v závislosti na hodnotě PREN. Přehled nejčastěji používaných duplexních ocelí je včetně hodnot PREN a chemického složení jednotlivých ocelí uveden v tabulce 2. V tabulce jsou pro porovnání uvedeny i austenitické oceli 304L a 316L.

Tab. 2 Přehled nejčastěji používaných duplexních ocelí dle normy ASTM [7].

Třída	Číslo	C	Cr	Ni	Mo	N	Mn	PREN
Oceli ke tváření								
První generace duplexních ocelí								
329	S32900	0,08	23,0 - 26,0	2,5 - 5,0	1,0 - 2,0		1,0	30 - 31
	S31500	0,03	18,0 - 19,0	4,3 - 5,2	2,5 - 3,0	0,05 - 0,1		28 - 29
Druhá generace duplexních ocelí								
Lean duplex								
	S32001	0,03	19,5 - 21,5	1,0 - 3,0	0,6	0,05 - 0,17	4,0 - 6,0	21 - 23
	S32101	0,04	21,0 - 22,0	1,35 - 1,7	0,1 - 0,8	0,20 - 0,25	4,0 - 6,0	25 - 27
2304	S32304	0,03	21,5 - 24,5	3,0 - 5,5	0,05 - 0,6	0,05 - 0,20	2,5	25 - 28
	S82011	0,03	20,5 - 23,5	1,0 - 2,0	0,1 - 1,0	0,15 - 0,27	2,0 - 3,0	25 - 27
	S82012	0,05	19,0 - 20,5	0,8 - 1,5	0,1 - 0,6	0,16 - 0,26	2,0 - 4,0	24 - 26
Lean duplex s obsahem molybdenu								
	S32003	0,03	19,5 - 22,5	3,0 - 4,0	1,5 - 2,0	0,14 - 0,20	2,0	30 - 31
	S81921	0,03	19,0 - 22,0	2,0 - 4,0	1,0 - 2,0	0,14 - 0,20	2,0 - 4,0	27 - 28
	S82031	0,05	19,0 - 22,0	2,0 - 4,0	0,6 - 1,4	0,14 - 0,24	2,5	27 - 28
	S82441	0,03	23,0 - 25,0	3,0 - 4,5	1,0 - 2,0	0,2 - 0,3	2,5 - 4,0	33 - 34
Standard duplex								
2205	S31803	0,03	21,0 - 23,0	4,5 - 6,5	2,5 - 3,5	0,08 - 0,20	2,0	33 - 35
2205	S32205	0,03	22,0 - 23,0	4,5 - 6,5	3,0 - 3,5	0,14 - 0,20	2,0	35 - 36
	S32950	0,03	26,0 - 29,0	3,5 - 5,2	1,0 - 2,5	0,15 - 0,35	2,0	36 - 38
	S32808	0,03	27,0 - 27,9	7,0 - 8,2	0,8 - 1,2	0,3 - 0,4	1,1	36 - 38
Super duplex								
	S32506	0,03	24,0 - 26,0	5,5 - 7,2	3,0 - 3,5	0,08 - 0,20	2,0	40 - 42
255	S32550	0,04	24,0 - 27,0	4,4 - 6,5	2,9 - 3,9	0,1 - 0,25	1,5	38 - 41
2507	S32750	0,03	24,0 - 26,0	6,0 - 8,0	3,0 - 5,0	0,24 - 0,32	1,2	40 - 43
	S32760	0,03	24,0 - 26,0	6,0 - 8,0	3,0 - 4,0	0,2 - 0,3	1,0	40 - 43
	S32906	0,03	28,0 - 30,0	5,8 - 7,5	1,5 - 2,6	0,3 - 0,4	0,8 - 1,5	41 - 43
Hyper duplex								
	S32707	0,03	26,0 - 29,0	5,5 - 9,5	4,0 - 5,0	0,3 - 0,5	1,5	49 - 50
	S33207	0,03	29,0 - 33,0	6,0 - 9,0	3,0 - 5,0	0,4 - 0,6	1,5	52 - 53
Austenitické oceli								
304L	S30403	0,03	17,5 - 19,5	8 - 12	-	0,1	2,0	18 - 19
316L	S31603	0,03	16,0 - 18,0	10 - 14	2,0 - 3,0	0,1	2,0	24 - 25
Oceli na odlitky								
CD4MCu	J93370	0,04	24,5 - 26,5	4,75 - 6,0	1,8 - 2,3		1	32-33
CD4MCuN	J93373	0,03	24,0 - 26,7	5,6 - 6,7	2,9 - 3,8	0,22 - 0,33	1,2	40-42
CE3MN	J93404	0,03	24,0 - 26,0	6,0 - 8,0	4,0 - 5,0	0,1 - 0,3	1,5	43-45

1.3 Tuhnutí a struktura [1, 3, 8, 10]

Vlastnosti duplexních ocelí je možné odvodit od způsobu jejich tuhnutí. Porovnání tuhnutí duplexních a austenitických ocelí je zobrazeno na části kvazirovnovážného diagramu Fe-Cr-Ni (obr. 9). U austenitických ocelí začíná krystalizace vylučováním austenitu a následně se v průběhu tuhnutí vylučuje na hranicích primárních austenitických zrn směs austenitu a feritu. Takto vzniklá struktura je hrubozrná a navíc silně heterogenní (obr. 9a). Naproti tomu u austeniticko-feritických ocelí začíná tuhnutí vylučováním feritu. Primárně vyloučený ferit při následující peritektické reakci reaguje s taveninou za vzniku zrn austenitu a feritu. Výsledná peritektická struktura je jemnozrnější a také segregace jsou rozděleny rovnoměrněji (obr. 9b).



Obr. 9 Část rovnovážného diagramu Fe-Cr-Ni [3]

- a) tuhnutí austenitických ocelí,
- b) tuhnutí duplexních ocelí.

Dvoufázová struktura oceli může při teplotách pod 1000 °C podlehnout některým strukturním přeměnám za vzniku nových fází (karbidů, nitridů, intermediálních fází). Ve struktuře se začnou objevovat fáze sigma, chí a další. Tyto fáze mají většinou negativní vliv na mechanické vlastnosti a způsobují zvýšenou křehkost oceli. Vlivem této strukturní nestability se duplexní oceli nesmí používat na výrobu součástí pracujících za vysokých teplot.

Stejně strukturní přeměny nastávají i v čistě austenitických ocelích, avšak v případě duplexních ocelí je potřeba brát na zřetel některé jevy, které tyto přeměny usnadňují. Difuzní rychlosti prvků jsou ve feritu mnohem vyšší než v austenitu. Např. chrom difunduje při teplotách okolo 700 °C asi stokrát rychleji ve feritu než v austenitu. Další faktor souvisí s rozdílným chemickým složením feritu a austenitu. Precipitační děje a fázové přeměny jsou soustředěny do jedné z fází. Ferit, který je obohacený chromem, molybdenem a křemíkem, bude přednostním místem pro tvorbu intermediálních fází i karbidů bohatých na tyto prvky. Tyto jevy naznačují, že strukturní přeměny nastávají ve feritických oblastech, zatímco austenit zůstává nedotčen, a že vylučování nových fází je mnohem rychlejší v duplexní oceli než v oceli austenitické.

Kromě zmíněných intermediálních fází a karbidů dochází ke zvýšení křehkosti duplexních ocelí při teplotách mezi 300 a 525 °C. Tato změna probíhá ve feritické fázi a neprojevuje se žádnými mikroskopicky pozorovatelnými změnami ve struktuře (v literatuře bývá označována jako α'). Zvýšení křehkosti potvrzují výsledky měření mikrotvrdoti na obou fázích (tab. 3).

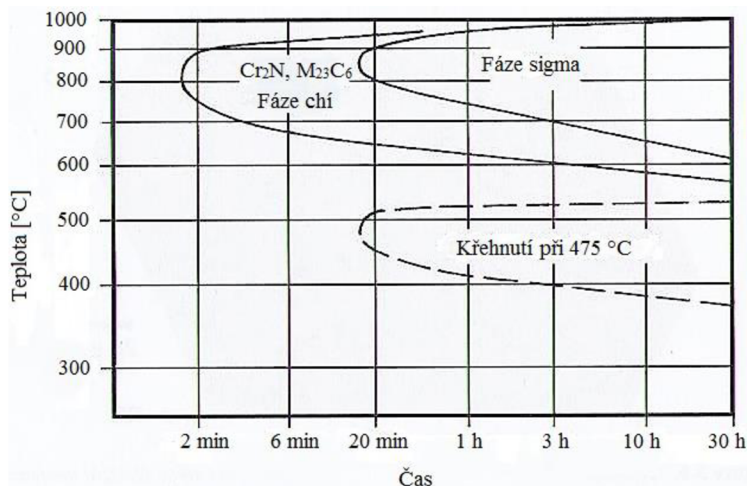
Tab. 3 Výsledky měření mikrotvrdoti po stárnutí 450 °C / 4 h [1].

Vickersova tvrdost měřená pod zatížením 36 g = 0,34 N HV / 36 g	rozpuštěcí žhání při 1150 °C	stárnutí 4 hodiny při 450 °C
austenit	200	200
ferit	250	350

V důsledku výše uvedených strukturních změn musí být austeniticko-feritické oceli před použitím podrobeny tepelnému zpracování, a to rozpouštěcímu žhání nad teplotu 1000 °C (běžně při 1100 °C). Rozpuštěcí žhání slouží k převedení karbidů a intermediálních fází do tuhého roztoku feritu a austenitu.

1.4 Metalické a intermediální fáze [1, 6]

Karbidy v austeniticko-feritických ocelích vznikají při teplotách nižších než 1000 °C, což lze vidět na precipitačním diagramu duplexní oceli (obr. 10). Jak ukazuje obrázek 10, karbidy se v duplexních ocelích tvoří dříve než fáze sigma. Jsou bohaté na chrom typu $M_{23}C_6$ a tvoří se na hranicích zrn austenitu a feritu. Vysoký obsah chromu popř. molybdenu ve feritu nemá tak škodlivý účinek na odolnost proti mezikrystalové korozi jako je tomu u ocelí austenitických.

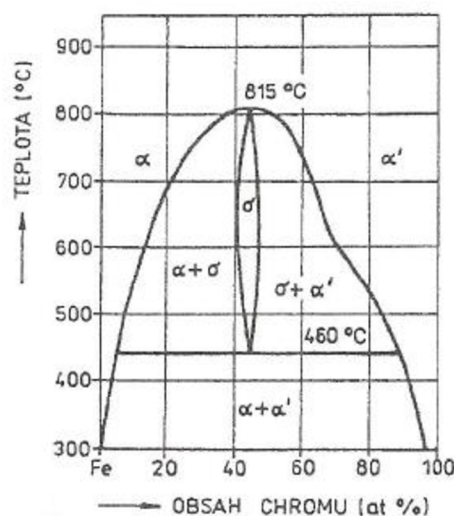


Obr. 10 Precipitační diagram duplexní oceli [9].

Fáze sigma se objevuje v duplexních ocelích dříve než v běžných austenitických ocelích. U austenitických ocelí lze fázi sigma pozorovat teprve po několikahodinových až několika set hodinových výdržích na teplotě (záleží na chemickém složení), zatímco u austeniticko-feritických ocelí se může vytvořit už během několika minut (obr. 6). Fáze sigma vzniká rychleji při ohřevu než během ochlazování. Její vznik během chladnutí po ohřevu z vysoké teploty je nepravděpodobný i v případě rozměrných kusů, což je pro praxi výhodné.

1.4.1 Fáze sigma (σ) [1, 8, 10]

Fáze sigma je intermetalická sloučenina, která se vyskytuje v soustavě železo-chrom (obr. 11). Obsahuje jeden atom železa a jeden atom chromu. Je tvrdá, křehká, nemagnetická a krystalizuje v tetragonální soustavě. Sigma fáze vzniká tehdy, jestliže jde o slitinu kovů, z nichž jeden má prostorově a druhý plošně centrovanou krychlovou mřížku a jejichž atomové poloměry se neliší o více než 8 %. Některé prvky jako molybden, nikl, křemík nebo mangan, které jsou do duplexních ocelí přidávány pro zlepšení mechanických vlastností, urychlují tvorbu sigma fáze a posunují hranici vzniku této fáze k nižším obsahům chromu. Dusík nemá na tvorbu fáze sigma výrazný vliv. Uhlík působí stejně jako snížení obsahu chromu o tolik, kolik chromu váže uhlík v podobě karbidů. Tvorba fáze sigma vedle chemického složení závisí také na velikosti zrna. Menší zrno je náchylnější k tvorbě sigma fáze, zatímco vyšší teplota žhání, která způsobuje vznik většího zrna, výskyt sigma fáze potlačuje.



Obr. 11 Oblast fáze sigma v rovnovážném diagramu soustavy Fe-Cr [3].

Sigma fáze v austeniticko-feritických ocelích vzniká při teplotách mezi 650 až 1000 °C a způsobuje výraznou změnu mechanických vlastností. Houževnatost a tažnost klesá, naopak tvrdost, pevnost a mez kluzu roste, a to tím více, čím více sigma fáze se vyloučilo. Výskyt fáze sigma snižuje korozní odolnost duplexní oceli, jelikož vzniká v souvislých řadách ostrůvků kolem rozhraní feritu a za určitých podmínek jsou tyto ostrůvky napadány přednostně. Pro svou křehkost je fáze sigma zvláště nežádoucí v žárovevných ocelích. Pro použití duplexní oceli nepředstavuje tato fáze takové nebezpečí, neboť oblast její stability se pohybuje mezi 550 až 850°C, což je vysoko nad doporučenými provozními teplotami austeniticko-feritických ocelí.

1.4.2 Fáze chí (χ) [1, 6, 8, 9]

Fáze chí se obvykle vyskytuje společně s fází sigma mezi 700 až 900 °C, avšak v mnohem menším množství. Její výskyt souvisí s obsahem molybdenu v oceli, který musí dosahovat minimálně 2 %. Kvůli tomu se neobjevuje v binárním diagramu soustavy Fe-Cr, ale v ternárním diagramu Fe-Cr-Mo. Oproti fází sigma je fáze chí bohatší na molybden a chudší na chrom. Chí fáze má podobný vliv na korozní odolnost a mechanické vlastnosti jako sigma fáze, avšak z důvodu jejich koexistence je obtížné studovat fázi chí samostatně.

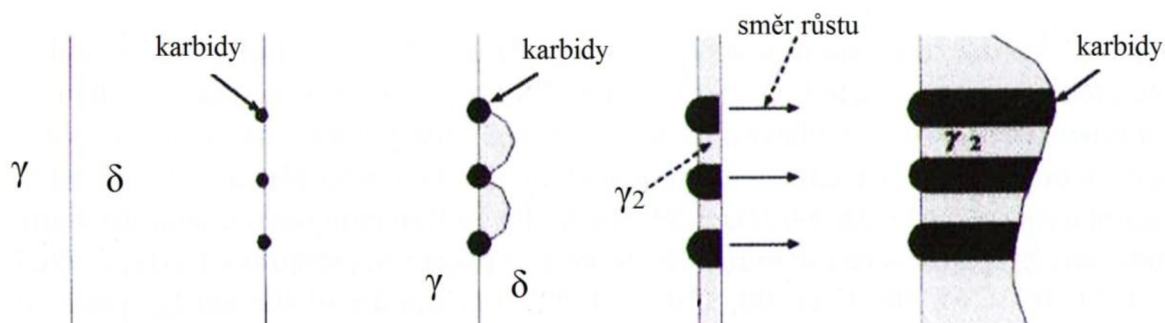
Chí fáze se vyznačuje krystalografickou mřížkou kubicky prostorově centrovanou a širokým intervalem složení se záměnou různých prvků. Na rozdíl od fáze sigma fáze chí

rozpouští uhlík a může se proto chovat buď jako intermetalická sloučenina nebo jako karbid. Precipituje na hranicích zrn a při delších dobách žhání i uvnitř austenitických zrn. Rostoucí teplota žhání vede ke zmenšování částic fáze chlí.

1.4.3 Karbidy chromu [6]

Většina duplexních ocelí obsahuje malé množství uhlíku, zpravidla méně než 0,03 %, a proto je množství precipitovaných karbidů pouze okolo 0,5 %. Nicméně velká difuzní rychlost uhlíku způsobuje, že se karbidy objevují ještě před vznikem jiných fází na začátku stárnutí. Karbidy typu $M_{23}C_6$ precipitují při teplotách 700 – 900 °C už během půl hodiny, při nižších teplotách od 550 do 700 °C musí být výdrž na teplotě delší.

Mají kubicky prostorově centrovanou strukturu a kromě chromu mohou obsahovat další prvky jako železo, molybden, nikl atd. Vznikají na fázovém rozhraní austenit/ferit a hranici fází postupně posouvají dále do feritu (obr. 12). Růst karbidů způsobuje snížení obsahu chromu v jejich okolí a transformaci feritu na sekundární austenit s nižším obsahem chromu. Důsledkem toho se snižuje odolnost vůči mezikrystalové korozi austeniticko-feritických ocelí.



Obr. 12 Schéma růstu lamelárního karbidu $M_{23}C_6$ [6].

1.4.4 Nitridy chromu [6, 7]

Moderní duplexní oceli bývají záměrně legovány dusíkem a některé typy ho obsahují až 0,6 %. Dusík pak může mít za následek tvorbu nitridů. Nitrid Cr_2N s hexagonální strukturou se může v malém množství vyskytnout v austenitu při stejných teplotách a téměř současně s karbidem $M_{23}C_6$.

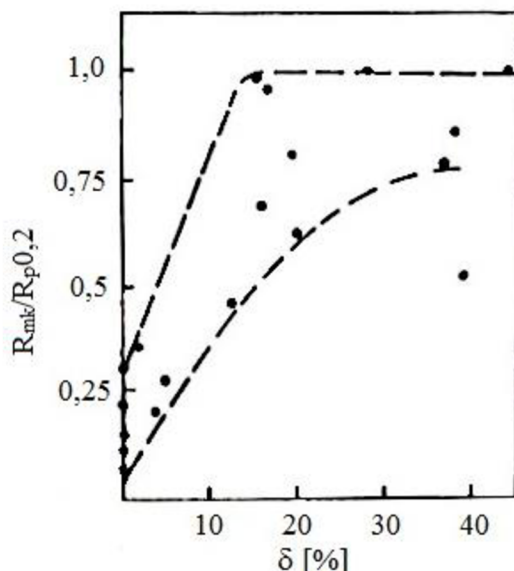
Tento nitrid má velký význam při svařování austeniticko-feritických ocelí. Při rychlém ochlazení během svařování se ferit stává přesycený dusíkem, mikrostruktura je tvořena velkými feritickými zrny s malým podílem allotriomorphického a Widmanstättenova austenitu a je bohatá na intragranulární nitridy (tyčovitý Cr_2N nebo deskovitý CrN). Tato mikrostruktura má za následek zhoršení mechanických a korozních vlastností svarového spoje. Oba dva typy nitridů lze najít i v tepelně ovlivněné oblasti svaru.

1.4.5 Lavesovy fáze [1, 8]

Duplexní oceli patří mezi slitiny, které mohou být náchylné k vzniku Lavesových fází. Jsou to kovové intermetalické fáze bohaté na molybden a wolfram, jejichž složení lze obecně vyjádřit A_2B (např. Fe_2Mo). Tvoří se v malých množstvích při teplotách mezi 550 – 650 °C po několikahodinové výdrži na teplotě. Hlavním faktorem pro jejich tvorbu je relativní velikost obsažených atomů, pro fázi Fe_2Mo je nejvýhodnější poměr velikostí 1,225. Lavesovy fáze se vylučují na hranicích i uvnitř zrn, jejich precipitaci urychluje křemík. Nežádoucími důsledky je opět ztráta korozní odolnosti.

1.5 Korozní odolnost [1, 3]

Austeniticko-feritické oceli jsou s ohledem na svoje vlastnosti a legování mědí, molybdenem, popř. dusíkem vhodné k použití v prostředích anorganických kyselin, kyseliny sírové, fosforečné a v některých organických prostředích, v mořské vodě i v chloridech. Vyznačují se dobrou odolností proti mezikrystalové, bodové a štěrbinové korozi a především pak proti koroznímu praskání (obr. 13).



Obr. 13 Závislost poměru korozní pevnosti R_{mk} k mezi $R_{p0,2}$ na obsahu feritu [1].

Korozní odolnost austeniticko-feritických ocelí souvisí s rozdílem mechanických vlastností dvou strukturně odlišných složek. Odolnost proti koroznímu praskání umožňuje feritická fáze jednak díky svému chemickému složení, jednak díky mechanickému působení v důsledku jeho vyšších pevnostních charakteristik. Ferit působí jako anoda, takže může austenit katodicky chránit. Anodový charakter feritu se vůči austenitu ztrácí při působení pnutí, kdy se místní anodové rozpouštění začíná vyskytovat i v austenitu. Zlepšení korozní odolnosti lze dosáhnout zvýšením obsahu niklu, který přispívá ke stabilitě dvoufázové struktury. Při nižších napětích je v duplexní oceli deformován pouze austenit, ale ke koroznímu praskání u něj nedochází, neboť vývoj trhlin je blokován feritickými oblastmi. Při středních napětích se trhliny vyhýbají feritu a šíří se po hranicích zrn. Při vyšších napětích začíná docházet k deformaci feritu a ocel se stává náchylnější ke koroznímu praskání.

Zvýšenou odolnost vůči koroznímu praskání vykazují duplexní oceli nejen v prostředí halogenidů, ale i v podmínkách indukovaného korozního praskání pod sulfanem. Dvoufázové oceli s vyššími obsahy chromu a molybdenu vykazují zvýšenou odolnost proti bodové a štěrbinové korozi. Kritické teploty výskytu bodové koroze jsou vyšší než u běžných austenitických ocelí. Hranice vzniku bodové koroze a korozního praskání jsou u duplexních ocelí posunuty k vyšším obsahům halogenidů a vyšším teplotám. Stanovené hranice se posouvají v oxidačních prostředích a za přítomnosti kyslíku. Riziko korozního praskání se zvyšuje i za přítomnosti sulfanu.

Mezikrystalová koroze se vyskytuje obzvláště po svařování v tepelně ovlivněné zóně. Zabránit jejímu vzniku lze snížením obsahu uhlíku na koncentraci, která odpovídá nebo je menší než rozpustnost uhlíku v matici při teplotách, při kterých dochází k vylučování karbidů. Jiný způsob zabránění vzniku mezikrystalové koroze je tzv. stabilizace oceli.

Ke stabilizaci oceli dochází, pokud je ocel legována prvky s vyšší afinitou k uhlíku než má chrom. Nejčastěji se jedná o Nb, Ti a Ta. Tyto prvky jsou do oceli přidávány v poměru, který odpovídá stechiometrickému složení karbidů NbC, TaC, TiC. V dnešní době se upřednostňuje výroba ocelí s nízkým obsahem uhlíku před stabilizací.

1.5.1 PREN [3, 7]

PREN (Pitting Resistance Equivalent Number) je měřítkem relativní korozní odolnosti korozivzdorných ocelí v prostředí obsahujících chloridy. Austeniticko-feritické oceli lze rozdělit do skupin podle odolnosti proti důlkové korozi. Korozní odolnost roste lineárně s hodnotou PREN a to i v prostředích obsahujících chloridy. Odolnost proti důlkové korozi se udává hodnotou PREN. Z praktických zkoušek se odvodilo, že k dosažení dobré korozní odolnosti v mořské vodě je nutné, aby byla hodnota $PREN > 40$. Odolnost proti důlkové korozi se určuje ze vztahu:

$$PREN = \% Cr + 3,3 \cdot \% Mo + 16 \cdot \% N. \quad (1.5)$$

Některé duplexní oceli obsahují určité množství wolframu, který zvyšuje odolnost proti korozi. Pro tyto oceli je vztah upraven na tvar:

$$PREN = \% Cr + 3,3 \cdot (\% Mo + 0,5 \cdot \% W) + 16 \cdot \% N. \quad (1.6)$$

Podle hodnoty PREN lze austeniticko-feritické oceli rozdělit do pěti tříd:

- Lean duplex (bez obsahu molybdenu) – $PREN = 21$ až 28
- Lean duplex (s obsahem molybdenu) – $PREN = 27$ až 34
- Standard duplex – $PREN = 33$ až 38
- Super duplex – $PREN = 37$ až 44
- Hyper duplex – $PREN > 45$

V některé literatuře je odolnost proti důlkové korozi udávána pomocí hodnoty P.I (Pitting Index). V podstatě se jedná o stejné kritérium jako je ekvivalent PREN, neboť se obě hodnoty stanovují ze stejného vztahu. Dvojitý způsob značení je pouze formální a používání značení P.I nebo PREN závisí na výrobcí a odběrateli.

1.6 Mechanické, fyzikální a technologické vlastnosti [1, 3, 7, 8]

Austeniticko-feritické oceli mají lepší pevnostní charakteristiky než běžné austenitické oceli. Srovnání mechanických vlastností duplexní oceli s austenitickou je uvedeno v tabulce 4. Pevnostní charakteristiky se zvyšují s obsahem feritu. Po rozpouštěcím žhání zůstává dobrá tažnost i pro vysoké obsahy feritu. Oproti tomu nárazová práce s rostoucí fází feritu klesá. Kompromisem mezi pevnostními charakteristikami a houževnatostí je obsah feritu v dvoufázové oceli mezi 30 a 50 %. Předností austeniticko-feritických ocelí je odolnost proti křehkému porušení. Trhliny vznikají v austenitické oblasti, zatímco feritická fáze tvoří bariéru proti šíření těchto trhlin. Austeniticko-feritické oceli mají nižší koeficienty tepelné roztažnosti než austenitické oceli. Vzhledem k tomu vznikají po svařování menší zbytková pnutí ve svarech a duplexní oceli jsou méně náchylné ke vzniku trhlin v tepelně ovlivněné oblasti. V prostředích obsahujících anionty Cl a Br se korozní odolnost těchto ocelí snižuje. Duplexní oceli obsahující okolo 50 % feritu, vykazují určitý stupeň magnetismu.

Tab. 4 Srovnání mechanických vlastností austenitické a duplexní oceli [3].

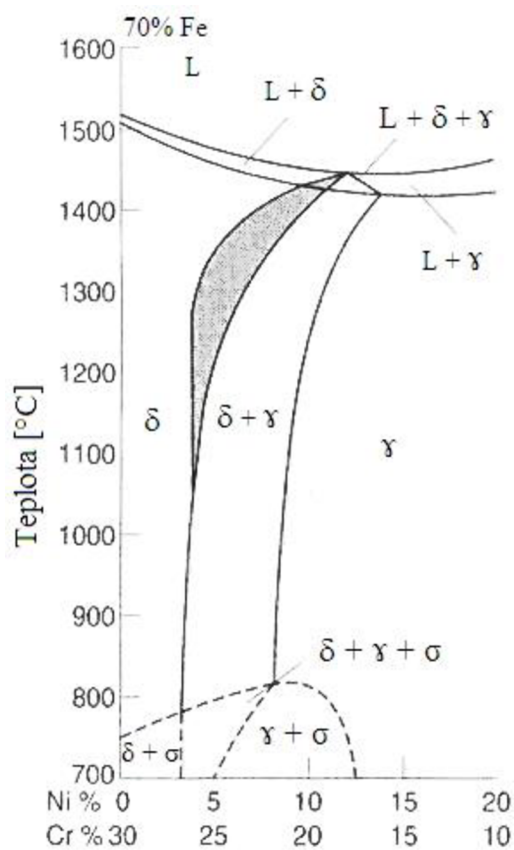
Typ oceli	Označení		Tepelné zpracování	Mechanické vlastnosti			
	značkou	číslem	Rozpouštěcí žhání	Zkouška tahem			Zkouška rázem v ohybu
				R _{p0,2}	R _m	A ₅	KV
				[MPa]	[MPa]	[%]	[J]
austenitická	GX2NiCrMo28-20-2	1.4458	1080-1180	165	430	30	60
duplexní	GX2CrNiMoN25-6-3	1.4468	1120-1150	480	650	22	50

1.6.1 Svařitelnost [1, 8]

Svařitelnost austeniticko-feritických ocelí je podobná svařitelnosti čistě austenitických ocelí. Rozdíly se projevují v tepelně ovlivněné oblasti a ve svarovém kovu. Při ochlazování se ve svarovém kovu vylučuje nejdříve ferit. Část feritu se při teplotách okolo 1050 °C transformuje na austenit.

Obrázek 14 ukazuje část ternárního diagramu Fe-Cr-Ni, při obsahu železa 70 %. Šedá část znázorňuje vliv přídavků dusíku, který podporuje tvorbu austenitu. Začátek vylučování austenitu závisí na chemickém složení svarového kovu a probíhá na hranicích zrn i v zrnech feritu. Uvedené změny v tepelně ovlivněné oblasti jsou pro vlastnosti svarů výhodné, neboť austenit zlepšuje houževnatost a korozní odolnost v dané oblasti. Způsob vyloučení austenitu se zvyšuje při použití vícevrstvých svarů s opětovným ohřevem. Při svařování duplexních ocelí nedochází ke křehnutí tepelně ovlivněné oblasti základního materiálu, takže se zdají být výhodné pro svařování. Ovšem nebezpečí nastává i u těchto ocelí a je způsobeno buď náchylností k mezikrystalové korozi tepelně ovlivněné oblasti základního materiálu, anebo praskáním svarových spojů za vysoké teploty.

Mezi tavící teplotou housenky svarového kovu a neohřátým základním kovem se nachází pásmo teplot, které odpovídá teplotám, za kterých se vylučují karbidy chromu. Tato oblast může být náchylná k mezikrystalové korozi. Austeniticko-feritické oceli jsou odolnější vůči mezikrystalové korozi v tepelně ovlivněné oblasti v průběhu svařování než běžné oceli. Napomáhá tomu velice nízký obsah uhlíku (pod 0,03 %), přítomnost feritických ostrůvků ve struktuře a legování titanem a niobem za účelem stabilizace oceli. Svary s austeniticko-feritickou strukturou lze jen velmi zřídka použít v prostředích, kde hrozí selektivní napadení (např. vroucí kyselina dusičná). Při takových podmínkách je zapotřebí použít přídavný

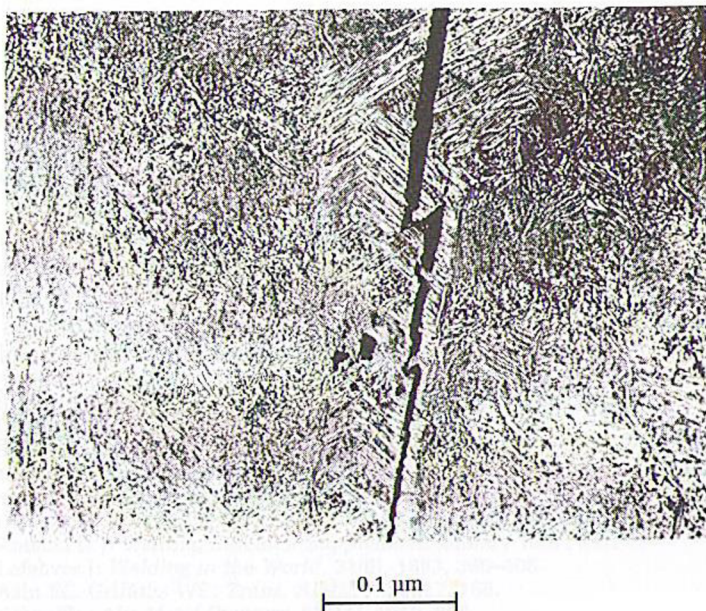


Obr. 14 Diagram Fe-Cr-Ni [8].

materiál s čistě austenitickou strukturou svarového kovu s velmi nízkým obsahem uhlíku, nebo přídatný materiál stabilizovaný niobem. Duplexní oceli se v závislosti na chemickém složení volí podle účelu použití a způsobu svařování. Při uváženém výběru by u nich nemělo dojít k mezikrystalové korozi.

Jestliže je svařený celek upnut, může dojít k praskání svarů, které je způsobeno napětím vyvolaným smrštěním při tuhnutí. Praskání nastává během chladnutí svaru při vysokých teplotách (vyšších než 1200 °C). Náchylnost k praskání se snižuje tehdy, když nanesený svarový kov obsahuje malé množství feritu. Prvky podporující praskání (křemík, fosfor) se ve feritu rozpouštějí rychleji než v austenitu. S rostoucím podílem feritu ve struktuře se praskání za vysokých teplot snižuje, až zcela vymizí.

Pro zachování optimální korozní odolnosti svaru je potřeba minimalizovat oxidaci. K tomu se při svařování duplexních ocelí využívají ochranné plyny s dusíkem. Tyto plyny se nazývají formovací a obsahují směs dusíku a vodíku v poměru např. (90 % N₂/10 % H₂). Při použití formovacích ochranných plynů hrozí jejich proniknutí do svarové lázně, což může vést ke zvýšení obsahu dusíku a vodíku ve svaru. To může vyvolat pórovitost, prskání, jiskření a v nejhorším případě vodíkové praskání (obr. 15.).



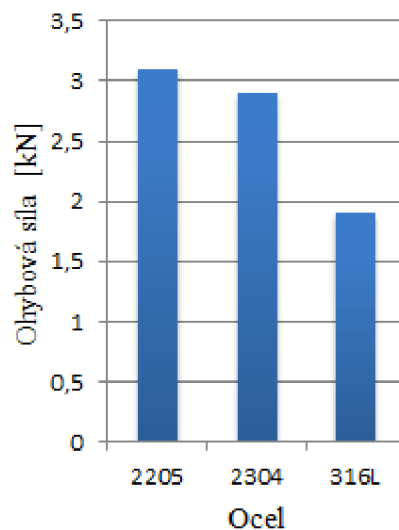
Obr. 15 Vodíková trhlina [8].

Po skončení procesu musí být svařená oblast řádně vyčištěna. Používají se chemické nebo mechanické čistící metody běžné pro všechny typy korozivzdorných ocelí (zvláště austenitických). Svarové spoje z austeniticko-feritické oceli se po svařování zpravidla tepelně nezpracovávají. Pouze ve zvláštních případech (např. při následné deformaci za studena větší než 15 %) se svarové spoje podrobují rozpouštěcímu žhání s rychlým ochlazením. U některých typů se doporučuje přehřev na 100 až 150 °C za účelem snížení křehkého porušení.

Přídavné materiály pro svařování austeniticko-feritických ocelí jsou shodné se složením základního materiálu, nebo se využívá austenitických materiálů, které by svarovému kovu měli zajistit 15 až 50 % feritu. Když svařujeme dvoufázové oceli bez použití přídatného materiálu způsobem, který má za následek velkou rychlost ochlazení (laser, elektricky odporově, elektronovým paprskem), tak bude ve svarovém kovu vyšší podíl feritu, což může ovlivnit tažnost i korozní odolnost svaru. Při svařování duplexních korozivzdorných ocelí se musí dodržet všeobecné zásady správného svařování, aby svar měl nejen předepsané mechanické vlastnosti, ale i odolnost proti korozi stejnou se svařovanou ocelí.

1.6.2 Tvařitelnost [7, 8]

Duplexní korozivzdorné oceli mají ve srovnání s austenitickými třídami vyšší mechanickou pevnost a nižší tažnost. Pro tváření za studena austeniticko-feritických ocelí jsou vyžadovány vyšší ohybové síly v porovnání s austenitickými viz obr. 16. Na grafu lze vidět srovnání ohybové síly pro vybrané duplexní oceli s austenitickou ocelí třídy 316L. Nižší tažnost austeniticko-feritických ocelí vyžaduje mnohem větší poloměr ohybu oproti běžným austenitickým ocelím. Chování duplexních ocelí při tváření za studena je velice podobné austenitickým ocelím s vysokým obsahem molybdenu a dusíku. V praxi se velice často používá přechodné tepelné ošetření v místě, kde namáhání přesahuje 30 %. Po provedení těchto opatření lze provádět tažení za studena duplexních ocelí bez větších obtíží.



Obr. 16 Srovnání ohybových sil [7].

Dvoufázová struktura s asi 50 % feritu umožňuje, že duplexní oceli jsou snadno tvárné za tepla. Tváření se provádí od 950 do 1230 °C, za nízkých teplot dochází ke kumulaci deformací ve slabším méně tvárném feritu, které se můžou projevit praskáním feritu v deformované oblasti. Srovnání tvářecích teplot nejčastěji používaných duplexních a austenitických korozivzdorných ocelí je uvedeno v tabulce 5.

Tab. 5 Srovnání tvářecích teplot duplexních a austenitických ocelí [7].

Typ oceli	Třída	Číslo	Teplotní rozsah pro tváření za tepla [°C]
duplexní	2304	1.4362	950 - 1150
	2205	1.4462	950 - 1230
	2507	1.4410	1025 - 1230
austenitická	304L	1.4301	925 - 1205
	316L	1.4401	925 - 1205

Austeniticko-feritické oceli se za vysokých teplot deformují velice snadno a je potřeba zabránit jejich creepu (tečení) během tepelného zpracování. Jedním ze způsobů, jak překonat tento problém v případě trubek, je použití indukčního ohřevu, který zabraňuje ztrátě tvaru kvůli své rychlosti a místní povaze. Duplexní oceli mohou při teplotách nad 900 °C vykazovat super plastické chování (prodloužení před selháním o více než 100 %). Tento fenomén vyžaduje nízké deformační rychlosti (pár mm/min), teplotu nejméně 0,6 T_m, kde T_m je absolutní teplota tání, a velmi jemnou strukturu (velikost zrna asi 1 μm).

Pro duplexní ocel obsahující 26 % Cr, 7 % Ni, 0,2 % Ti a s nízkými obsahy molybdenu a dusíku bylo dosaženo prodloužení o 600 - 800 %. Tato výjimečná tvárnost za tepla však zatím nenašla výrazné uplatnění v praxi. Nicméně je možné, že se tato technologie bude v budoucnu využívat ať už pro tváření plechů nebo pro výrobu složitých dílů izotermickým kovááním, které se již používá pro některé slitiny na bázi titanu.

1.6.3 Obrobitelnost [8]

Méně legované austeniticko-feritické oceli jako např. S32304 jsou poměrně snadno obrobitelné a jejich chování je podobné austenitickým ocelím 316 a 317. Pro obrábění nízkolegovaných duplexních ocelí se používají nástroje vyrobené z rychlořezných ocelí nebo ze slinutých karbidů. Obecně platí, že moderní duplexní oceli jsou hůře obrobitelné v porovnání se staršími třídami, kvůli vyšším obsahům austenitu a dusíku. S rostoucími obsahy legujících prvků (hlavně dusík a molybden) se obrobitelnost výrazně snižuje. Základní vliv obsahu legujících prvků se zdá být stejný pro duplexní i austenitické oceli, a to i v případě, že se profily obrábění liší. Srovnání duplexních a austenitických ocelí s podobnými obsahy legujících prvků odhaluje, že pro určité operace, jako je frézování konců nástrojem z rychlořezné oceli, se duplexní oceli obrábějí snáze. Na druhou stranu přerušované řezné operace jsou náročnější pro duplexní ocel.

Rozdíly v obrobitelnosti mezi austenitickými a duplexními slitinami jsou částečně funkcí vyšší pevnosti duplexních slitin, zejména vyšší pevnosti v tahu. Pozitivní vliv na obrobitelnost austeniticko-feritických ocelí mají nízký obsah uhlíku a nekovových přísad. Při vysokých řezných rychlostech dochází k plastické deformaci nástroje spojené s odlupováním ochranného povlaku. Za těchto podmínek může nastat problém s rozlamováním třísky, kterému lze zabránit použitím menších poloměrů hrotu. Obecně platí, že čím vyšší je pevnost slitin (zejména za vyšších teplot), tím vyšší jsou potřebné řezné síly. Toto zvyšuje riziko výskytu plastické deformace.

Obrobitelnost lze zlepšit přidáním nekovových přísad (sulfidů), avšak vysoké obsahy síry snižují odolnost proti korozi a napomáhají praskání svarů. Mohou být proto používány pouze tam, kde není vyžadováno svařování a kde korozní odolnost není nejdůležitější faktor.

1.7 Výroba [3, 8, 13, 14]

Austeniticko-feritické oceli lze vyrábět v elektrických indukčních pecích, v elektrických obloukových pecích s následnou úpravou v konvektorech tzv. sekundární metalurgie (např. AOD, VOD, VARP) anebo pomocí vakuové metalurgie.

Pro výrobu duplexních ocelí v elektrické indukční peci se vsázka sestavuje z vratného materiálu o známém chemickém složení (pokud je k dispozici). V opačném případě je nutné použít čisté železo, čistý nikl a čisté feroslitiny (ferochrom a další). Použití velice čistých materiálů umožní získat nízké obsahy nežádoucích prvků jako uhlík, fosfor nebo síra. Vyšší podíl vratného materiálu může mít za následek vznik bublin ve vyrobených odlitcích. Touto metodou lze vyrobit vysoce kvalitní ocel, avšak kvůli nutnosti použití čisté vsázky je poměrně drahá.

V elektrické obloukové peci nelze vyrobit duplexní ocel s dostatečně nízkými obsahy hlídaných prvků. Po počátečním tavení v elektrické obloukové peci se kov odlévá do transportní pánve a je převeden do konvektoru sekundární metalurgie, kde dochází k jeho oduhličení a odsíření. Duplexní ocel vyrobená metodou elektrické obloukové pece s konvektorem sekundární metalurgie je rovněž vysoce kvalitní.

Vakuová metalurgie je moderní metoda výroby austeniticko-feritických ocelí. Princip těchto pecí je podobný, jak je tomu u klasických indukčních pecí s tavením na vzduchu. V dnešní době existuje celá řada konstrukčních variant vakuových pecí, ale společným rysem je umístění induktoru a tavícího kelímku ve vakuované komoře, kde probíhá tavení i odlévání. Vakuové indukční pece nám umožňují vyrábět oceli s vysoce homogenní strukturou a obsahem uhlíku 0,02 %. Ve vakuové komoře dochází ke snížení obsahu dusíku, vodíku a kyslíku. V těchto typech pecí nemohou být taveny slitiny s velkým obsahem manganu, neboť ten se při vysokých teplotách a nízkých vnějších tlacích z taveniny vypařuje.

1.8 Použití [4, 7]

Austeniticko-feritické oceli vykazují oproti austenitickým výrazně lepší mechanické vlastnosti, což umožňuje jejich použití pro výrobu tlakových nádob a zařízení pro chemický průmysl. Duplexní korozivzdorná ocel se používá rovněž v potravinářském a papírenském průmyslu na výrobu bělicích zařízení, digestoří a skladovacích nádrží (obr. 17). Vyšší tvrdost a lepší korozní odolnost duplexních ocelí umožňuje vyrábět tenčí stěny nádrží odolávající stejnému tlaku, což napomáhá snížení nákladů na materiál, přepravu a manipulaci. Pro svou lepší odolnost proti bodové a štěrbinové korozi se využívají pro výrobu vodních armatur, čerpadel, konstrukcí ropných plošin včetně potrubních svazků umístěných na mořském dně (Umbilicals), které slouží pro čerpání těžené ropy.



Obr. 17 Skladovací nádrž z oceli 2205 [7].

Duplexní oceli, které jsou legovány mědí, odolávají působení sirmých kyselin a používají se ve spalinových cestách tepelných elektráren spalujících hnědé uhlí. V procesu odsíření elektráren se využívá rovněž vysoké korozní odolnosti a dobrých mechanických vlastností, neboť lopatky spalinových ventilátorů i lopatky k míchání vápencovo-sádrového rmutu jsou kromě korozního napadení silně namáhány otěrem.

Austeniticko-feritické oceli nacházejí své využití i v architektuře při stavbě mostů viz obr. 18. Uplatňuje se zde kombinace vysoké korozní odolnosti s potřebou vysoké nosnosti. Vzhledem k vysoké provozní spolehlivosti se z austeniticko-feritické oceli často vyrábí odlitky oběžných kol čerpadel pro použití v jaderných elektrárnách.



Obr. 18 Helix Bridge, Singapur, vyroben z duplexní oceli 2205 [7].

ZÁVĚR [1, 7, 16]

Bakalářská práce podává teoretický základ o duplexních austeniticko-feritických ocelích. První část práce je zaměřena na chemické složení duplexních ocelí. Jsou zde rozebrány jednotlivé legující prvky a jejich vliv na vlastnosti ocelí. Hlavní legurou duplexních ocelí je chrom (21 - 29 %), který umožňuje vznik pasivační vrstvy, která zajišťuje odolnost proti korozi v oxidačním prostředí. Dalšími legujícími prvky, jež zlepšují korozní odolnost, jsou molybden a nikl. Pro zlepšení vlastností se přidává rovněž dusík, mangan, křemík a měď, naopak obsahy uhlíku, síry a fosforu musí být hlídány a sníženy na minimum. Součástí je i seznam nejčastěji používaných duplexních austeniticko-feritických ocelí včetně jejich chemického složení.

V dalších kapitolách je popsána dvoufázová struktura, tepelné zpracování a s ním spojené nebezpečí vzniku intermediálních fází, které způsobují křehkost duplexních ocelí. Následující kapitoly se věnují korozní odolnosti, mechanickým, fyzikálním a technologickým vlastnostem duplexních austeniticko-feritických ocelí. Korozní odolnost a mechanické vlastnosti duplexních ocelí jsou zpravidla lepší než u běžných austenitických ocelí.

Na závěr jsou zmíněny způsoby výroby a použití duplexních ocelí. Nejvhodnějším způsobem výroby těchto ocelí je vakuová metalurgie, která umožňuje vyrobit velice kvalitní ocel za slušnou cenu. Austeniticko-feritické oceli jsou moderním konstrukčním materiálem, který nachází své uplatnění v různých průmyslových odvětvích. Kombinace vysoké pevnosti a dobré korozní odolnosti se využívá v papírenském, potravinářském, chemickém průmyslu, na ropných plošinách při těžbě ropy a zemního plynu i v architektuře.

S neustále se zvyšujícími požadavky na konstrukční materiály pokračuje i vývoj duplexních ocelí. Ten reprezentují superduplexní a hyperduplexní oceli, které dosahují výborné korozní odolnosti díky vysokým obsahům legujících prvků.

Práce se podrobněji věnuje především legujícím prvkům a chemickému složení ocelí. Tato oblast je velmi zajímavá, jelikož je zde velký potenciál, jak zlepšit vlastnosti duplexních ocelí, které jsou na světovém trhu rok od roku žádanějším zbožím.

SEZNAM POUŽITÝCH ZDROJŮ

1. ČÍHAL, Vladimír. *Korozivzdorné oceli a slitiny*. Praha: Academia, 1999, 437 s. ISBN 8020006710.
2. PTÁČEK, Luděk. *Nauka o materiálu II*. 2. opr. a rozš. vyd. Brno: CERM, 2002, 392 s. 25 cm. ISBN 80-7204-248-3.
3. ŠENBERGER, Jaroslav. *Metalurgie oceli na odlitky*. V Brně: VUTIUM, 2008, 311 s. ISBN 978-80-214-3632-9.
4. DULAVA, Martin, Jaroslav ŠENBERGER a Antonín ZADĚRA. Dezoxidace duplexních korozivzdorných ocelí. *Slévárnství*. 2012, 60(7-8), 284-288. ISSN 0037-6825.
5. FREMUNT, Přemysl a Tomáš PODRÁBSKÝ. *Konstrukční oceli*. Brno: Akademické nakladatelství CERM, 1996. ISBN 80-85867-95-8.j.
6. ALVAREZ-ARMAS, Iris. a Suzanne. DEGALLAIX-MOREUIL. *Duplex stainless steels*. Hoboken, NJ: J. Wiley, c2009. ISBN 978-1-84821-137-7.
7. *Practical Guidelines for the Fabrication of Duplex Stainless Steels* [on-line]. IMO: The International Molybdenum Association. Velká Británie. 2009. Druhé vydání. 2009 [cit. 2018-03-16]. ISBN 978-1-907470-00-4. Dostupné z: http://www.imoa.info/download_files/stainlesssteel/Duplex_Stainless_Steel_2d_Edition.pdf
8. GUNN, Robert N. *Duplex stainless steels: microstructure, properties and applications*. Cambridge: Abington Publishing, 1997. ISBN 1-85573-318-8.
9. ESCRIBA, D. M. et. Al. Chi-phase precipitation in a duplex stainless steel. *Materials Characterization* [online]. November 2009, vol. 60, issue 11, p. 1214-1219 [cit. 2018-04-26]. ISSN 1044-5803. Dostupné z <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1044580309001545>
10. ALVAREZ-ARMAS, Iris. Duplex Stainless Steels: Brief History and Some Recent Alloys, *Recent Patents on Mechanical Engineering* [online]. 2008, issue 1, p. 51-57 [cit. 2018-04-24] ISSN 1874-477X. Dostupné z http://www.researchgate.net/publication/237541303_Duplex_Stainless_Steels_Brief_History_and_Some_Recent_Alloys
11. SIMMONS J. W. Overview: high-nitrogen alloying of stainless steels. *Materials Science and Engineering: A* [on-line]. March 1996, vol. 207, issue 2, p. 159-169 [cit. 2018-03-27]. ISSN 0921-5093. Dostupné z: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0921509395099913>
12. Kolektiv autorů COMTES FHT a.s. Ocelový svět. *Populár* [on-line]. Dostupné z: <http://ebook.veda-hrou.cz/cms/17-kapitola-7-specialni-oceli-duplexni-oceli.html>
13. JIRÁSEK, Jakub a Martin Vavro. *Nerostné suroviny a jejich využití* [on-line]. Ostrava: Ministerstvo školství, mládeže a tělovýchovy ČR & Vysoká škola báňská - Technická univerzita Ostrava, 2008 [cit. 2018-04-13]. ISBN 978-80-248-1378-3. Dostupné z: http://geologie.vsb.cz/loziska/suroviny/vyroba_zeleza.html

14. ŠENBERGER, Jaroslav a Vítězslav Pernica. Contribution to Deoxidation of Austenitic Steels in a Vacuum Induction Furnace with Carbon. *Archives of foundry engineering* [on-line]. 2015 [cit. 2018-05-10]. č. 2, s. 105-109. ISSN: 1897- 3310. Dostupné z: <http://www.afe.polsl.pl/index.php/pl/4101/contribution-to-deoxidation-of-austenitic-steels-in-a-vacuum-induction-furnace-with-carbon.pdf>
15. CITACE PRO [online]. 2012 [cit. 2018-05-21]. Dostupné z: www.citace.lib.vutbr.cz
16. *Research and Markets*: Duplex Stainless Steel Market by Grade, Product Form, End-Use Industry, Region - Global Forecast to 2021 [online]. Dublin, 2017 [cit. 2018-05-18]. Dostupné z: https://www.researchandmarkets.com/research/6r5n2p/duplex_stainless

SEZNAM POUŽITÝCH SYMBOLŮ A ZKRATEK

Zkratka/Symbol	Jednotka	Popis
AOD		Argon-oxygen decarburisation
a_{Cr}		aktivita chromu
a_{Si}		aktivita křemíku
A_5	[%]	tažnost
$Cr_{ekv.}$	[%]	ekvivalent chromu
KV	[J]	nárazová práce
L		tavenina (označována též S)
$Ni_{ekv.}$	[%]	ekvivalent niklu
PREN		Pitting resistance equivalent number
R_m	[MPa]	mez pevnosti
R_{mk}	[MPa]	korozní pevnost
$R_{p0,2}$	[MPa]	smluvní mez kluzu
S		tavenina (označována též L)
T_m	[°C]	absolutní teplota
VOD		Vacuum oxygen decarburisation
VARP		Vacuum arc remelting process
α		ferit (označován též δ)
α'		alpha prime
γ		austenit
γ_2		sekundární austenit
δ		ferit (označován též α)
σ		sigma fáze
χ		chi fáze

SEZNAM OBRÁZKŮ

Číslo obrázku	Popis
Obr. 1	Cisterna z duplexní oceli [7].
Obr. 2	Potrubí z duplexní oceli [7].
Obr. 3	Mezinárodní letiště v Dauhá se střechou z duplexní oceli [7].
Obr. 4	Duplexní ocel po kování – 100 x zvětšeno [12].
Obr. 5	Schaefflerův diagram [3].
Obr. 6	Část rovnovážného diagramu železo - nikl [5].
Obr. 7	Rozpustnost dusíku ve slitinách Fe při 1600 °C v závislosti na tlaku N ₂ nad taveninou [11].
Obr. 8	Vliv legujících prvků na tvrdost feritu [5].
Obr. 9	Část rovnovážného diagramu Fe-Cr-Ni [3].
Obr. 10	Precipitační diagram duplexní oceli [6].
Obr. 11	Oblast fáze sigma v rovnovážném diagramu soustavy Fe-Cr [3].
Obr. 12	Schéma růstu lamelárního karbidu M ₂₃ C ₆ [6].
Obr. 13	Závislost poměru R _{mk} k mezi R _{p0,2} na obsahu feritu [1].
Obr. 14	Diagram Fe-Cr-Ni [8].
Obr. 15	Vodíková trhлина [8].
Obr. 16	Srovnání ohybových sil [7].
Obr. 17	Skladovací nádrž z oceli 2205 [7].

SEZNAM TABULEK

Číslo tabulky	Popis
Tab. 1	Chemické složení austeniticko-féritických ocelí [3].
Tab. 2	Přehled nejčastěji používaných duplexních ocelí [7].
Tab. 3	Výsledky měření mikrotvrdosti po stárnutí 450 °C / 4 h [1].
Tab. 4	Srovnání mechanických vlastností austenitické a duplexní oceli [3].
Tab. 5	Srovnání tvářecích teplot duplexních a austenitických ocelí. [7].