VÄRMEFORSK

STIFTELSEN FÖR VÄRMETEKNISK FORSKNING

Duplexa rostfria stål för kraftverks-tillämpningar Litteraturstudie

Börje Grönwall

MATERIALTEKNIK 307

SVF-M4-606 88-03-02 EX-88/10

DUPLEXA ROSTFRIA STÅL FÖR KRAFTVERKSTILLÄMPNINGAR

Litteraturstudie

Börje Grönwall

HUVUDINNEHÅLL

Dagens ferrit-austenitiska rostfria stål, vanligen kallade duplexa rostfria stål, har hög hållfasthet och god beständighet mot allmän och lokal korrosion. Dessa egenskaper tillika med rätt god värmeledningsförmåga och relativt låg längdutvidgningskoefficient gör stålen attraktiva för användning i kraftverk upp till ungefär 300°C temperatur. Vid godstjocklekar under 5 mm kan något högre driftstemperaturer komma ifråga. I flera fall utgör de duplexa rostfria stålen bättre alternativ till austenitiska rostfria stål, såsom typ AISI 304, 304L, 316, 316L, 317 och 317L. Även kolstål och kopparlegeringar borde i vissa fall bytas ut mot duplexa rostfria stål.

Orsaken till att de duplexa rostfria stålen tillsvidare används sparsamt i kraftverkstillämpningar är dels brist på dokumentation, dels rädsla för tendenser till 475°C-försprödning.

Temperaturmässigt passar de duplexa rostfria stålen i BWR-reaktorer där ångans temperatur är under 286°C och i de flesta systemen i PWR-reaktorer, utom primärsystemet där temperaturen kan uppgå till 330°C. Duplexa rostfria stål kan dessutom användas i fossilt eldade kraftverks scrubbrar och förvärmare. Den högsta tillåtna temperaturen måste dock bestämmas

från fall till fall emedan behovet av seghet varierar.

Studien omfattar uppgifter om de duplexa rostfria stålens metallurgiska och mekaniska egenskaper samt beständighet mot korrosion. Fortsatta studier av dessa egenskaper, särskilt för svetsförband, rekommenderas.

DUPLEX STAINLESS STEELS FOR APPLICATIONS IN POWER PLANTS.

A literature review

Börje Grönwall

SUMMARY

Today's ferritic-austenitic stainless steels, usually called duplex stainless steels, have a high strength and good resistance against general as well as local corrosion. These properties combined with a fairly good thermal conductivity and a relatively low thermal expansion make the duplex stainless steels attractive for use in power plants up to temperatures of about 300°C. When the wall thickness is lower than 5 mm somewhat higher operation temperatures can be tolerated. For many applications the duplex stainless steels offer a better alternative than austenitic stainless steels, such as AISI Type 304, 304L, 316, 316L, 317 and 317L. Mild steel and copper alloys should also, in many cases, be substituted with duplex stainless steels.

The reasons for the rare use of duplex stainless steels in power plants are lack of sufficient background documentation, and fear of the tendency for 475°C embrittlement.

With regard to temperature the duplex stainless steels are suitable for BWR reactors where the steam temperature is below 286°C, and for most of the systems in PWR reactors except for the primary system where the

temperature is up to 330°C. Duplex stainless steels can also be used in the scrubbers and preheaters of fossil fired power plants.

The highest permissible temperature must be determined from case to case as the need for thoughness varies.

The present study includes information about the metallurgical and mechanical properties as well as the corrosion resistance of the duplex stainless steels. Continued studies of these properties, especially regarding welds, are recommended.

INNEHÅLLSFÖRTECKNING

		Sid
1	BAKGRUND	1
2	HISTORIK	2
3	KEMISK SAMMANSÄTTNING OCH STANDARDER	3
4	STRUKTUR	4
5	MEKANISKA EGENSKAPER	6
6	FYSIKALISKA EGENSKAPER	8
7	KORROSIONSBESTÄNDIGHET	9
7.1	Allmän korrosion	9
7.2	Interkristallin korrosion	9
7.3	Spänningskorrosion	9
7.4	Punkt- och spaltkorrosion	11
7.5	Korrosionsutmattning	12
8	SVETSNING OCH SVETSFÖRBANDS EGENSKAPER	13
8.1	Svetsning	13
8.2	Svetsförbands egenskaper	14
9	MATERIALKOSTNADER	18
10	DISKUSSION	19
11	POTENTIAL FÖR DUPLEXA ROSTFRIA STÅL I KRAFTVERK	21
12	TILLKÄNNAGIVANDE	22
	REFERENSER	23
	BILAGOR	
A	Tabeller	
B	Figurer	

1 BAKGRUND

De duplexa rostfria stålen utmärkes av en mikrostruktur bestående av ungefär hälften austenit och hälften ferrit. Austenitiska rostfria stål kan innehålla upp till 15 % ferrit men tillhör dock inte den duplexa stålgruppen.

De duplexa rostfria stålen skiljer sig både med avseende på mikrostruktur och egenskaper från de austenitiska och ferritiska rostfria stålen. Hög sträckgräns och god beständighet mot allmän och lokal korrosion karaktäriserar dagens ferrit-austenitiska stål.

De vanliga austenitiska rostfria stålen AISI 304* och 316* har begränsad beständighet mot lokal korrosion. Det är främst de duplexa rostfria stålens goda beständighet mot kloridspänningskorrosion som gör dem överlägsna dessa austenitiska stål. De ferritiska rostfria stålen och även superferriterna har begränsad svetsbarhet. Flera nickelbaslegeringar har visserligen god härdighet mot kloridspänningskorrosion men i många fall har de drabbats av interkristallin spänningskorrosion i reaktormiljö och de är dessutom dyra. Med tanke på vad som anförts beträffande austenitiska och ferritiska stål samt nickelbaslegeringars nackdelar så bör det finnas en nisch för de duplexa rostfria stålen.

---

* AISI 304 och 316 svarar mot de svenska stålen SS 23 33 respektive 23 43 men eftersom studien huvudsakligen baserar sig på amerikanskt influerad litteratur kommer AISI-beteckningar att användas.

2 HISTORIK

Bland de första ferrit-austenitiska stålen började Avesta 453 E och 453 S tillverkas i slutet av 1920-talet. Före andra världskriget standardiserades AISI 329. Både AISI 329 och Avesta 453E användes för höga temperaturer, medan 453 S lanserades som syrafast stål. På grund av hög kol-och ferrithalt var beständigheten mot interkristallin korrosion dålig. Duplexa rostfria stål med bättre seghet och korrosionsegenskaper, men fortfarande tillhörande första generationen av sin stålgrupp, kom till i slutet av 50-talet och i början av 60-talet. En milstolpe i utvecklingen var tillkomsten av Sandvik 3RE60, som var det första valsade duplexa rostfria stålet. Kolhalten var i detta stål låg och ferrithalten var ca 50 %.

Den andra generationen av duplexa rostfria stål har utmärkt beständighet mot punktfrätning och spaltkorrosion samt betydligt bättre härdighet mot kloridspänningskorrosion än olika 18/8-stål. Sträckgränsen är dubbelt så hög som för dessa och duktiliteten är god även om den inte når upp till samma nivå som för 18/8-stål. Den kemiska sammansättningen hos den andra generationens duplexa rostfria stål skiljer sig från den första generationens genom lägre kolhalt, tillsats av kväve och i de flesta fall högre molybdenhalt.

3 KEMISK SAMMANSÄTTNING OCH STANDARDER

UNS-nr*, tillverkare, leveranstillstånd, sammansättning och ferrithalt för ett antal duplexa rostfria stål återges i Tabell A.1 och A.2. Stålen har delats upp i två klasser, nämligen första och andra generationens duplexa rostfria stål (1-7). Kommersiella duplexa rostfria stål enligt Euronorm återfinnes i Tabell A.3.

I de följande avsnitten kommer i huvudsak de i Sverige tillverkade stålen och deras egenskaper att behandlas. I Tabell A.4 visas gällande standarder för de svenska duplexa rostfria stålen.

De duplexa rostfria stålen är Fe-Cr-Ni-Mo-legeringar. Tillsatsen av kväve över 0,1 % förbättrar stålens seghet och beständighet mot punktfrätning. Clark och Guha (25) har visat att genom kvävetillsatsen kan kolhalten ökas från 0,04 % till 0,08 % utan att beständigheten mot punktfrätning och interkristallin korrosion påverkas. De flesta tillverkare anser dock att kolhalten skall vara $\leq$ 0,03 %. Krom- och molybdenhalter tillsammans med kväve förbättrar beständigheten mot punktfrätning och spaltkorrosion. Nickelhalten väljes vanligen så att austenit-ferritförhållandet blir ungefär 50:50. Koppar upp till 1,5 % förbättrar härdigheten mot punktfrätning i marin miljö (25). Högre kopparhalter är välgörande i lösningar med lågt pH. Den övre gränsen för kopparhalten bestäms av dess ogynnsamma inverkan på varmduktiliteten.

* UNS = Unified Numbering System; utgives gemensamt av Society for Automotive Engineers och American Society for Testing and Materials.

4 STRUKTUR

Både de mekaniska egenskaperna och korrosionsresistensen påverkas av ferrithalten. De duplexa stålen stelnar ferritiskt, se Figur B.1. Vid temperaturer över 1 300°C, t ex i den överhettade zonen hos svetspåverkat grundmaterial, är strukturen ferritisk men under svalningen omvandlas givetvis en del av ferriten till austenit. Mängden ferrit-och austenitbildare i moderna duplexa stål avväges så att strukturen i släckglödgat tillstånd från 1 050°C innehåller 40 - 50 % ferrit och 50 - 60 % austenit (2), se Figur B.2 samt Tabell A.1 och A.2.

475°C-förspödningen är en viktig faktor som begränsar drifttemperaturen för duplexa rostfria stål. Enligt Grobner (19) är orsaken till denna förspödning utskiljning av α' på dislokationer. I ett 18 % Cr-stål skedde 475°C-förspödningen mellan två och flera tusen timmar och accelererades av interstitialer men mindre av Mo och Ti. Grobner (19) tillämpade Beckers kärnbildningsteori för att extrapolera experimentella data till långa tider vid låga temperaturer.

Flera forskare har visat att α' bildas genom spinodalt sönderfall (11-15, 37, 55). Chung och Chopra (13) har funnit att fem olika processer bidrar till förspödning vid termisk åldring av gjutna duplexa rostfria stål i temperaturintervallet 280 - 450°C, nämligen spinodalt sönderfall, kärnbildning och tillväxt av α'- och G-, γ_2-fas samt $M_{23}C_6$-karbider. Roscoe et al (53) har konstaterat att i det duplexa stålet 25Cr6Ni2Mo berodde 475°C-förspödningen på utskiljning av α' och olika nitrider samt karbonitrider.

Spinodalt sönderfall är beroende av sammansättningen. Förutom Cr befrämjar även Mo, Cu och en hög ferrithalt bildning av α' (15-17). De duplexa stålens egenskaper påverkas också av andra faser, såsom karbider (M_7C_3, $M_{23}C_6$), σ-, χ-, R-fas, Cu-utskiljningar samt martensit (16). Temperaturintervallen för några av dessa utskiljningar framgår av Figur B.3 och B.4.

Fördelningen av olika element mellan austenit- och ferritfas för stålen 3RE60 och SAF 2205 har studerats i ett examensarbete av Olsson i Studsvik (20), se Tabell A.5. Fördelningskoefficienterna för Cr och Ni skiljer sig inte för 3RE60 och SAF 2205.

5 MEKANISKA EGENSKAPER

I Tabell A.6 ges hållfasthetsvärden för de aktuella stålsorterna vid 20°C. Sträckgränser vid förhöjd temperatur framgår av Tabell A.7. De duplexa stålen har högre hållfasthet än t ex det austenitiska rostfria stålet SS 23 33 såväl vid 20°C som vid högre temperaturer.

Omslagstemperaturen definieras ofta för kol- och låglegerade stål som den temperatur där slagenergin är 27 J. I släckglödgat tillstånd är omslagstemperaturen för de aktuella duplexa stålen under -50°C, se Figur B5. Utskiljning av α' påverkar slagsegheten. För att bestämma möjlig livslängd vid olika temperaturer har 27 J-nivån plottats mot temperaturen i Figur B.6 (15). Värden för SAF 2507 finns tillsvidare inte att tillgå. Extrapolation av kurvorna för SAF 2205 i Figur B.6 till 300°C visar att livslängder över 30 år är möjliga. Detta tyder på att högsta drifttemperatur, angiven i olika standarder och referenser, är alltför konservativ, se Tabell A.8.

Kallbearbetning och efterföljande åldring vid höga temperaturer nedsätter slagsegheten, d v s slagseghetskurvorna förskjuts mot högre temperaturer, se Figur B.7. Utgående från slagseghetskurvor redovisade i Norbergs uppsats (15) har omslagstemperaturerna vid 27 J och 35 J för SAF 2205 beräknats, se Tabell A.9. De erhållna omslagstemperaturerna visar att kombinationen 45 % kallbearbetning och 325°C drifttemperatur inte kan tillåtas för SAF 2205. Släckglödgat SAF 2205 kan, som Norberg anger, användas vid 310°C upp till 20 år (15). I synnerhet vid godstjocklekar under 5 mm bör även högre temperaturer kunna tillåtas.

Duplexa rostfria stål kan uppträda superplastiskt, vilket innebär att vid en låg flytspänning kan den homogena töjningen bli upp till 1 000 %. Superplasticitet har konstaterats för följande duplexa rostfria stål: IN-744, X5CrNiTi 26.6, 44LN, 3RE60, Uranus 50, FALC 223, Outokumpu 3626, Ferralium 255, SAF 2304 och SAF 2205. Superplasticitet uppträder då följande villkor är uppfyllda (2, 22, 23, 42):

1 Strukturen består av (likaxliga) korn vilkas storlek $\leq$ 10 µm.

2 Strukturen är stabil vid den aktuella deformationstemperaturen.

3 $T \geq 0{,}4 \cdot T_M$ där T = deformationstemperaturen (^oK) och T_M = smälttemperaturen (^oK)

4 Låg deformationshastighet 10^{-6} - 10^{-2} s^{-1}.

6 FYSIKALISKA EGENSKAPER

De duplexa rostfria stålen har jämfört med de austenitiska AISI 304 och 316 bättre värmeledningsförmåga och lägre värmeutvidgningskoefficient, se Tabell A.10.

7 KORROSIONSBESTÄNDIGHET

7.1 Allmän korrosion

Genom de höga kromhalterna har de duplexa rostfria stålen god härdighet mot allmän korrosion i vatten och vattenånga. I Figur B.8 visas ett isokorrosionsdiagram för svavelsyra. Upp till 30 % koncentration har de duplexa rostfria stålen bättre härdighet än de austenitiska AISI 304L och 316L.

7.2 Interkristallin korrosion

Vid Strauss-test enligt ASTM A262 Practice E av en legering motsvarande SS stål 23 77 uppstod inga interkristallina angrepp i prov som åldrats upp till 30 h i intervallet 300 till 1 000°C (4, 8, 24, 30).

Huey-test visade att en legering motsvarande SS stål 23 77 efter glödgning i temperaturintervallet 450 till 800°C upp till 30 h fick en korrosionstopp, vilket tolkades bero på utskiljning av X-och G-fas (24). För att erhålla en påtaglig viktförlust (10 g $m^{-2}h^{-1}$) behövdes glödgningstider över 10 minuter vid 720°C.

Elektrolytisk oxalsyratest (ASTM A262 Practice A) av 3RE60 visar att materialet inte är känsligt för interkristallin korrosion.

7.3 Spänningskorrosion

I högkloridhaltig lösning vid 200°C behövs en viss lägsta spänning, tröskelspänning ($R_{th} = R/R_{p0.2}$), för att åstadkomma spänningskorrosion inom 8 h. Tröskelspänningen ökar med stigande ferrithalt upp till 30 % för att sedan förbli konstant (8), se Figur B.9. Detta innebär att ur spänningskorrosionssynpunkt bör ferrithalten vara minst 30 %.

I 45 % $MgCl_2$-lösning vid 150°C tillåter de duplexa stålen betydligt högre tröskelspänning ($R_{th} = R/R_m$) än AISI 316 (8).

De duplexa rostfria stålen tillåter betydligt större belastningar än de austenitiska rostfria stålen. Den inbördes ordningen mellan de ferrit-austenitiska stålen, se Figur B.10, strider dock mot alla erfarenheter (9), se Figur B.11. Orsaken till denna avvikelse är att molybden har en negativ effekt i het koncentrerad magnesiumkloridlösning (32, 58, 38). Om kloridhalten hålles under 10 ppm Cl^- torde SAF 2205 kunna användas i temperaturer över 300°C.

Spänningskorrosionsprovning av flera sensibiliserade rostfria stål har utförts i 290°C vatten med 100 ppm O_2. De duplexa rostfria stålen är klart överlägsna de austenitiska AISI 304 och 304L, se Figur B.12.

Vid SSRT-provning (SSRT=slow strain rate testing) fann Molander och Rosborg (21) att vid 210°C, 1 000 ppm Cl^-, 10 ppb O_2 och töjningshastigheten 10^{-8} s^{-1} uppstod transkristallin spänningskorrosion i såväl de austenitiska rostfria legeringarna AISI 304, Sanicro 28, Alloy 800 som i de duplexa rostfria stålen 3RE60 och SAF 2205. I en av Molander (57) nyligen utförd SSRT-provning vid 250°C med för övrigt samma förhållanden som ovan uppstod transkristallin spänningskorrosion i de austenitiska stålen AISI 304, 316 och 316L samt det ferritiska stålet AISI 439. De duplexa stålen SAF 2304 och 3RE60 visade begynnande spänningskorrosion, medan SAF 2205 och Alloy 800 var helt fria från angrepp.

7.4 Punkt- och spaltkorrosion

En viss molybdenhalt och hög kromhalt ger de duplexa rostfria stålen en god härdighet mot punktfrätning och spaltkorrosion. Det är brukligt att uttrycka denna härdighet med PRE (Pitting Resistance Equivalent) enligt följande formler:

$$PRE' = 1 \cdot \% Cr + 3.3 \cdot \% Mo \quad \text{eller}$$
$$PRE'' = 1 \cdot \% Cr + 3.3 \cdot \% Mo + 16 \% N$$

För de aktuella svenska stålsorterna blir respektive PRE-värden enligt Tabell A.11.

Förutom PRE-värdet anses ferrit-austenitförhållandet spela en viss roll för punktfrätningshärdigheten. Maximal härdighet fås vid ferrit-austenitförhållandet 50:50 (25).

Den kritiska punktfrätningstemperaturen, CPT, vid +300 mV SCE är för SAF 2205 och 3RE60 högre än för AISI 316 och 304, se Figur B.13.

Bond och Dundas (34) har bestämt beständigheten mot spaltkorrosion, dels genom flerspaltskorrosionsprovning i naturligt havsvatten under två månader, dels genom provning i 10 % $FeCl_3 \cdot 6H_2O$-lösning vid pH 1. Spalterna i den senare nämnda provningen erhölls genom att PTFE-cylindrar pressades mot provytan med gummiband. Testtiden var 24 h. Resultatet, se Tabell A.12, visar att de duplexa stålen klarade sig bättre än AISI 316L och Alloy 904L, samt att Ferralium 255 var i klass med 254 SMO.

I Tabell A.13 har i stort den provning av beständigheten mot lokal korrosion som utförts för 3RE60, SAF 2304, SAF 2205 och SAF 2507 sammanfattats.

7.5 Korrosionsutmattning

Jämfört med 13 % Cr-stål har de duplexa rostfria stålen 2205 och A905, se Tabell A2, bättre beständighet mot korrosionsutmattning under ångturbinförhållanden. Därvid lämpar sig 2205 upp till 80°C medan A905 bibehåller god beständighet t o m vid 150°C (63-65).

8 SVETSNING OCH SVETSFÖRBANDS EGENSKAPER

8.1 Svetsning

För att åstadkomma svetsförband med mekaniska egenskaper och korrosionsbeständighet i paritet med grundmaterialet gäller det att välja rätt fogtyp, svetsmetod, tillsatsmaterial, sträckenergi och efterföljande värmebehandling. I det följande kommer enbart de metallurgiska faktorerna att behandlas medan fogtypens betydelse inte berörs.

De vanligaste svetsmetoderna såsom MIG, TIG, SAW, plasma och belagd elektrod kan användas för svetsning av duplexa rostfria stål.

Tillsatsmaterial för svetsning av 3RE60, SAF 2304 och SAF 2205 framgår av Tabell A.14. I allmänhet har elektroderna samma sammansättning som grundmaterialet frånsett att nickelhalten är något högre. Enligt Ref. 5 kan SAF 2507 svetsas med tillsatsmaterial som har samma analys som grundmaterialet. Kvävets gynnsamma inverkan på svetsförbands egenskaper behandlas under Avsnitt 8.2.

Det har tidigare ansetts att högtemperaturdelen av det svetspåverkade grundmaterialet skall begränsas genom att sträckenergin skall vara högst 1.5 kJ/mm och mellansträngstemperaturen maximalt 150°C (2, 4, 61). Bonnefois et al (60) begränsar sträckenergin till 1-2 kJ/mm medan Berglund et al (37) rekommenderar 0.5-2.5 kJ/mm. Holmberg har emellertid svetsat legeringen 2205 med sträckenergin 3.5 kJ/mm och fått mycket bra resultat (51). Lundqvist et al (42) har vid svetsning av SAF 2205 använt sträckenergier mellan 1.5 och 6 kJ/mm och därvid fått bättre egenskaper vid

de högre sträckenergierna. Lundqvist (44) anser att den högsta tillåtna sträckenergin kan ligga betydligt högre, eventuellt vid 10 kJ/mm.

Vid TIG-svetsning av 2205 i tjocklekar över 6 mm kan förvärmning vara nödvändig för att få optimal ferrithalt (4).

Vid tillverkning av MIG-svetsade rör kan argon eller argon med tillsats av väte användas som skyddsgas (59). Som rotskyddsgas används gasblandningar innehållande argon, väte och kväve för att förbättra beständigheten mot punktfrätning hos rotsträngen (48). Rotskydd måste behållas tills de tre eller fyra första strängarna har svetsats (61).

8.2 Svetsförbands egenskaper

Den mikrostruktur som ger de bästa egenskaperna i svetsgods och svetspåverkat grundmaterial bör enligt Redmond (4) ha ett austenit-ferritförhållande på 50:50. Svensson och Gretoft (47) anser att austenit-ferritförhållandet bör vara 70:30 i svetsgodset. Schabereiter (36) har visat att i svetsgodset med ferrithalter över 45 % sjunker slagsegheten markant. Både tillsatsmaterialets analys och förhållandena vid svetsning har inverkan på ferrithalten.

På grund av den snabba svalningshastigheten skulle tillsatsmaterial med samma sammansättning som grundmaterialet leda till för hög ferrithalt i svetsgodset. För att undvika detta har elektroder med högre nickelhalter utvecklats (25, 49, 54). De flesta elektroder har låg kolhalt, men Clark och Guha (25) har visat att med stigande kvävehalt spelar kolhalten en underordnad roll. Inter-

stitialen kväve har hög diffusionskoefficient och bidrar aktivt till att minska ferrithalten. Ur spänningskorrosionssynpunkt bör ferrithalten vara över 30 %. När ferrithalten stiger över 50 % kan utskiljning av kromnitrider som påverkar beständigheten mot punktfrätning ske.

Liljas och Qvarfort (17) har undersökt kvävets inflytande på svetsförband i det duplexa rostfria stålet 2205. De fann att hög kvävehalt medför god duktilitet och slagseghet. Ferrithalten blir efter normal svetsning högst 65 %. Kvävet påverkar effektivt återbildningen av austenit under svetsningen. Kvävets gynnsamma inverkan på punktfrätningsbeständigheten beror troligen på att PRE-värdet hos austenitfasen ökar.

Med högre sträckenergi blir svalningshastigheten lägre och austenit hinner att bildas. Lundqvist (42) uppnådde med ökande sträckenergi upp till 6 kJ/mm lägre ferrithalter. Laing et al (43) varierade sträckenergin mellan 0.5 och 1.2 kJ/mm och fann att ferrithalten var omvänt proportionell mot sträckenergin. Ume et al (56) svetsade ett stål med sammansättningen 22 % Cr, 5.5 % Ni, 3 % Mo och 0.15 % N. Den optimala sträckenergin bedömd genom provning i järnklorid (ASTM G48) och strukturstudier befanns ligga mellan 3.5 och 4.5 kJ/mm.

Oxid på svetsar minskar beständigheten mot punktfrätning och bör helst avlägsnas mekaniskt eller genom betning (42).

Om mellansträngstemperaturen stiger över 260°C ökar mängden icke önskvärda intermetalliska faser (4). Tiden för utskiljning av olika faser är beroende på sammansättningen. van Nassau (49) visar

att kromnitrider kan utskiljas efter mycket kort tid, se Figur B.14.

Gretoft et al (45) har konstaterat att vid svetsning med Autrod 16.86, se Tabell A.14, så OK erhålls i svetsat tillstånd bättre slagseghetsvärden med MIG-svetsning än med pulverbågsvetsning, se Figur B.15. En liten mängd av σ-fas kunde konstateras i en MIG-svets. Basiskt pulver gav åter bättre slagseghet än svetsning med den belagda elektroden OK 67.50 och pulverbågsvetsning med neutralt flux. Orsaken till varierande slagseghet ansågs bero på mycket små skillnader i syrehalt. Genom släckglödning vid 1 050°C minskade ferrithalten och slagsegheten förbättrades betydligt. Även den MIG-svets som innehöll en liten mängd σ-fas fick genom släckglödgningen förbättrad slagseghet trots att halten σ-fas därvid ökade påtagligt. Synbarligen neutraliserades inverkan av ökad σ-fas genom minskningen av ferrithalten. En intressant iakttagelse (47) vid svetsning med belagd elektrod av typ OK 67.50 var att små ändringar i kvävehalten påverkade mikrostrukturen och spänningskorrosionsbeständigheten. Svetsgods med 0.097 % kväve hade jämfört med ett annat med 0.063 % mera austenit av typ Widmanstätten och tiden till brott vid provning enligt NACE TM 01-77 var 68 respektive 2 h (47, 62).

Gooch (46) har visat att ferrit-austenitomvandlingen är av primär betydelse för de mekaniska egenskaperna och korrosionsbeständigheten för duplexa rostfria ståls svetsförband. På grund av dessa fasomvandlingar och eventuella utskiljningar av karbider och intermetalliska föreningar kan den termiska cykeln vid svetsning påverka

stålets egenskaper i negativ riktning. Om emellertid stålets sammansättning och svetsförhållandena är sådana att tillräckligt hög austenithalt uppnås i svetsgods och svetspåverkat grundmaterial så kommer egenskaperna inklusive seghet och beständighet mot interkristallin korrosion att vara acceptabla efter svetsning.

Henrikson (39) har funnit att vid kloreringsförsök i saltvatten med SAF 2205 uppstod angrepp i svetsgods och svetspåverkat grundmaterial. Svetsningen hade troligen utförts vid låg sträckenergi (1 kJ/mm).

Vid svetsning av rostfria stål med icke fullgott rotgasskydd uppstår på rotsidan en oxiderad zon med sänkt punktfrätningsbeständighet. Lundqvist (48) har studerat högsta tillåtna graden av oxidation som kan tillåtas i TIG-svetsade förband. Syrehalten i rotskyddsgasen varierades och CPT-bestämningar (Critical Pitting Temperature) gjordes i järnklorid. Det visade sig att vid 60 ppm syre erhölls CPT = 20°C. Detta värde är något lägre än för grundmaterialet.

9 MATERIALKOSTNADER

Kloridspänningskorrosion kan undvikas genom att antingen använda nickelfria rostfria stål eller nickelbaslegeringar. Även de duplexa stålen har god beständighet mot denna korrosionstyp och dessutom är kostnaden i förhållande till korrosionsbeständigheten rimlig, se Figur B.16 (10, 35, 46).

10 DISKUSSION

Grundmaterial i 3RE60, SAF 2304 och SAF 2205 har undersökts noggrant med avseende på allmän korrosion, punktfrätning, spaltkorrosion, interkristallin korrosion och spänningskorrosion. Den sistnämnda korrosionstypen har provats i stor utsträckning genom kokning i $MgCl_2$- och $CaCl_2$-lösningar. $MgCl_2$ ger inte rättvisande resultat när det gäller molybdenhaltiga stål. Det finns dock arbeten där provning skett med konstant spänning i hetvatten med olika klorid- och syrehalter (8, 27, 32). SSRT-provning har också utförts med olika parametrar (töjningshastighet, temperatur, klorid-samt syrehalter) (21, 57). Även 475°C-försprödningstendenser hos grundmaterial har bestämts i stor omfattning. Korrosionsutmattning har redovisats i några få uppsatser men flera studier är av nöden.

Däremot har svetsförbands beständighet mot spänningskorrosion i hetvatten inte alls provats i samma utsträckning, se Tabell A.13. Det vore angeläget att studera åldringens inflytande på såväl svetsförbands mekaniska egenskaper som på deras korrosionsbeständighet. SSRT-provning i realistiska eller rimligt accelererade förhållanden rekommenderas. Det är nödvändigt att resultaten från korrosionsprovningen relateras till mikrostrukturen.

Genom att olika typer av 18/8-stål från begynnelsen installerats i kärnkraftverken finns det idag en rikhaltig dokumentation över dessa ståls prestanda. Förtrogenheten med 18/8-stål gör att kraftverksägare är obenägna att tillverka hela system i duplexa rostfria stål. När emellertid en komponent havererar bör man överväga huruvida något duplext rostfritt stål vore mera lämpligt.

Det finns inga uppgifter om hur neutronbestrålning (> 1 MeV) ändrar egenskaperna hos de duplexa stålen. Det bästa vore att exponera en tub innehållande svetsförband insatt i ett bränsleelement och bestämma mekaniska egenskaper och korrosionsbeständighet hos det bestrålade materialet.

11 POTENTIAL FÖR DUPLEXA ROSTFRIA STÅL I KRAFTVERK

I fossilt eldade kraftverk är temperaturförhållandena sådana att duplexa stål kan användas främst i scrubbrar, kondensorer, vattenförvärmare och turbiner. När de duplexa rostfria stålen introducerades i slutet av 1920-talet var det bl a som eldhärdiga stål, se Avsnitt 2. Både SAF 2304 och SAF 2205 är oxidationsbeständiga till drygt 1 050°C och har förutsättningar för användning i t ex rekuperatorer och andra komponenter som inte är trycksatta.

I PWR-reaktorers primärkrets kan duplexa stål knappast komma ifråga förutom i vissa system. Kylvatten som lämnar reaktortanken har nämligen temperaturer som kan uppgå till 330°C, se Figur B.17. Mellan tryckhållaranslutning och avblåsningstank är temperaturen också hög, max 350°C, se Figur B.18. I vissa system förekommer dock lägre temperaturer, exempelvis når restvärmesystemet upp till 177°C och i kemi- och volymkontrollsystemet varierar temperaturen mellan 40 och 280°C. I sekundärkretsen är temperaturerna upp till 280°C. Duplexa stål bör alltså kunna finna många tillämpningar i PWR-reaktorer.

I BWR-reaktorer är ångtemperaturen under 286°C, vilket innebär att de duplexa rostfria stålen med tanke på 475°C-försprödning bör kunna användas överallt.

SAF 2507 har ett högt PRE-värde, se Tabell A.11, och borde därför kunna finna framtida användning i kondensorer och saltvattenförande rör.

Flera skadefall har inträffat under årens lopp och i Tabell A.15 ges några exempel på komponenter

Flera skadefall har inträffat under årens lopp och i Tabell A.15 ges några exempel på komponenter där duplexa stål hade varit ett bättre alternativ än det använda.

Slutligen ges exempel på tillämpningar där duplexa stål ersatt andra material med stor framgång, se Tabell A.16.

12 TILLKÄNNAGIVANDE

Till Materialgruppen vid Värmeforsk samt H. Eriksson och H. Törnblom, Sandvik framförs härmed tack för synpunkter och diskussioner under arbetets gång.

REFERENSER

1 Handbook of Stainless Steels, Ed. E.E. Thum, ASM, Cleveland, Ohio, USA 1935.

2 The potential of duplex stainless steels for utility applications.
EPRI RD-3481, January 1984

3 REDMOND J.D
Selecting second-generation duplex stainless steels - part 1.
Chem Eng 93 (1986) 153-155.

4 REDMOND J.D
Selecting second-generation duplex stainless steels - part 2.
Chem Eng 93 (1986) 103-105

5 SAF 2507 - A high performance duplex stainless steel.
Brochure published by Sandvik 1987.

6 BUKOVINSKY S, GRIPENBERG H, LUNDELL U, TYNELL M
Sandvik SAF 2205 - A high-performance ferritic-austenitic stainless steel.
Sandvik brochure June 1981

7 WILHELMSSON P, NILSSON J-O, CARLBORG C-G and BERNHARDSSON S
Sandvik SAF 2304 - A high strength stainless steel for the engineering and construction industries.
Sandvik brochure S-1871 Eng, Sept 1986

8 BERNHARDSSON S, MELLSTRÖM R and OREDSSON J
Properties of two highly corrosion resistant duplex stainless steels.
CORROSION/81, conference Toronto, April 6-10, 1981.

9 BERNHARDSSON S, MÅRTENSSON C, TYNELL U
Controlling environmentally assisted cracking by using duplex.
CORROSION/86, Conference in Houston, Texas, March 17-21, 1986.

10 BERNHARDSSON S, NORBERG P, ERIKSSON H and FORSELL O
Duplex and high-nickel stainless steels for refineries and the petrochemical industry.
CORROSION/85, Boston, MA, March 1985.

11 BERNHARDSSON S and OREDSSON J
Stress corrosion cracking resistance of duplex and high-alloy anstenitic stainless steels.
Correx 82 Conference, London, November 1982.

12 SOLOMON H.D. and DEVINE T.M.
Influence of microstructure on the mechanical properties and localized corrosion of a duplex stainless steel.
ASTM STP 672, 1979, 430-461.

13 CHUNG H.M. and CHOPRA O.K.
Kinetics and mechanism of thermal aging embrittlement of duplex stainless steels.
Proc Third Inter Symp on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors, August 30 - September 3, 1987, Traverse City, M.

14 SOLOMON H.D. and LEVINSON L.M.
Mössbauer effect study of 475°C embrittlement of duplex and ferritic stainless steels.
Acta Met 26 (1978) 429-442.

15 NORBERG P
Applicability of duplex stainless steels above 300°C.
Inter conf "Duplex Stainless Steel '86", The Hague, 26-28 October 1986, 298-302.

16 SOLOMON H.D. AND DEVINE T.M.
Duplex stainless steels - A tale of two phases.
Proc conf "Duplex Stainless Steels", Ed. R.A. Lula, ASM, 1983, 693-756.

17 LILJAS M and QVARFORT R
Influence of nitrogen on weldments in UNS S31803.
Inter conf "Duplex Stainless Steel '86", The Hague, 26-28 October 1986, 244-256.

18 LIPPOLD J.C and SAVAGE W.F
Solidification on austenitic stainless steel weldments: Part 1 - A proposed mechanism.
Welding Research Supplement 58 (1979) 362S-374S.

19 GROBNER P.J
The 885°F (475°C) embrittlement of ferritic stainless steels.
Paper presented at the Cleveland Conference, Oct 1972.

20 OLSSON M
Fractographic observations on chloride induced stress corrosion cracking in duplex stainless steels.
Examensarbete utfört 1983 i Studsvik.

21 Molander A, ROSBORG B
Stress corrosion cracking resistance of alternative reheater tube materials.
Värmeforsk nr 193, April 1985.

22 SRIVASTAVA S.K
Superplasticity in a duplex stainless steel.
Proc conf "Duplex Stainless Steels", Ed. R.A. Lula, ASM, 1983, 1-14.

23 ENGSTRÖM E.U
Superplasticity in a microduplex stainless steel.
Inter conf "Duplex Stainless Steel '86", The Hague, 26-28 October, 1986, 303-309.

24 HERBSLEB G, SCHWAAB P
Precipitation of intermetallic compounds, nitrides and carbides in AF22 duplex steel and their influence on corrosion behavior in acids.
Proc conf "Duplex Stainless Steels", Ed. R.A. Lula, ASM, 1983, 15-39.

25 CLARK C.A and GUHA P
Improvements in corrosion resistance, mechanical properties and weldability of duplex austenitic/ferritic steels.
Werkstoffe and Korrosion 34 (1983) 27-31

26 COMBRADE P, DESESTRET A, JOLLY P and MAYOUD R
Use of duplex stainless steels to retard stress corrosion cracking.
Predictive Methods for Assessing Corrosion Damage to BWR Piping and PWR Steam Generators, NACE, 1982.

27 BERNHARDSSON S, OREDSSON J and MÅRTENSON C
Stress corrosion cracking resistance of duplex stainless steels in chloride enviroments.
ASM Metal Congress 82, St. Louis, Mo, October 1982.

28 TÖRNBLOM H, BERNHARDSSON S
Duplexa rostfria stål för tillämpningar inom kraftindustrin.
VTT-symposium 36 "Korrosion inom kraftindustrin", Stockholm 12-13 april 1983, 59-83.

29 JOLLY P et HOCHMANN J
Evolution structurale d'uor acier inoxydable austéno - ferritique par maintien entre 600 et 1 150°C.
Mémoires Sci Rev Métallurg 70 (1973) 117-124.

30 ATKINSON R.F. and KING R.W.
The properties and applications of two cast duplex stainless steels.
Proc conf "Duplex Stainless Steels", Ed. R.A. Lula, ASM, 1983, 399-414.

31 MELLSTRÖM R and BERNHARDSSON S
On the significance of environmental parameters with regard to pitting corrosion of stainless steels.
Proc 9th Scandinavian Corrosion Congress, Copenhagen, September 1983.

32 BERNHARDSSON S
SCC resistance of stainless steels - laboratory data as practical experience.
CORROSION/84, New Orleans, LA, USA, April 1984.

33 SANDVIK SAF 2304. Duplex Stainless Steel.
Brochure published by Sandvik, Sept 1986.

34 BOND A.P and DUNDAS H.J
Resistance of stainless steels to crevice corrosion in seawater.
Mater Performance (1984) 39-43.

35 BERNHARDSSON S, NORBERG P, ERIKSSON H and FORSELL O
Selection of stainless steels for refineries and the petrochemical industry.
Paper presented at the UK Corrosion Conference, London, November 1984.

36 SCHABEREITER H
Tillsatsmaterial för svetsning av CrNiMoN-legerade duplexa stål (finsk).
Svetsteknik (1987):2 13-19.

37 BERGLUND G and WILHELMSSON
Fabrication and practical experience of duplex stainless steels.
UK Corrosion Conference, Birmingham, Nov 17, 1986.

38 GOOCH T.G
A review of stress corrosion cracking of welded duplex ferritic/austenitic stainless steels: second draft.
IIW Document IX-H-144-85.

39 HENRIKSSON S
Korrosion i klorerat nordsjövatten.
Värmeforsk nr 244, 1987.

40 LARSSON B and LUNDQVIST B
Fabricating ferritic-austenitic stainless steels.
Published by Sandvik Steel, March 1984.

41 HOLMBERG B
Welding of two highly alloyed Avesta AB Steels.
NITO Conference 1987.

42 LUNDQVIST B, NORBERG P and OLSSON K
Influence of different welding conditions on mechanical properties and corrosion resistance of Sandvik SAF 2205 (UNS S31803).
Inter conf "Duplex Stainless Steel '86", The Hague, 26-28 October, 1986.

43 LAING B.S, JONES R.L, RANDALL M.D, TEALE R.A
Effects of heat-input on the austenitic-ferrite balance in duplex stainless steel pipe weld.
ibid.

44 LUNDQVIST B
AB Sandvik Steel, personligt meddelande 87-10-27.

45 GRETOFT B, RIGDAL S, KARLSSON L and SVENSSON L-E
Influence of welding process on the mechanical properties of duplex stainless steel weld metals.
Inter conf "Stainless Steel '87", York, Sept 1987.

46 GOOCH T.G
Weldability of duplex ferritic-austenitic stainless steels.
Proc conf "Duplex stainless steels", Ed. R.A. Lula, ASM, 1983.

47 SVENSSON L-E and GRETOFT B
Properties - Microstructure relationship for duplex stainless steel weld metals.
Inter conf "Duplex Stainless Steel '86", The Hague, 26-28 October 1986.

48 LUNDQVIST B, NORBERG P and NYSTRÖM R
Weldability aspects and weld joint properties of duplex stainless steels.
Presented at ASM Materials Week '87, Oct 10-15, 1987, Cincinati, Ohio.

49 van NASSAU L
Weldments in moderne high-alloyed stainless steels.
Conf "Advanced Corrosion Resistant Steels and Metal Alloys Offshore", Brighton, 19-20 May 1987

50 LUNDQVIST B
Welding of duplex stainless steels for offshore application.
ibid.

51 HOLMBERG B
Welding of two highly alloyed Avesta AB steels.
ibid.

52 CATELIN D
New topics about duplex stainless steels, corrosion resistance, welding - weldability, cladding the duplex stainless steels.
ibid.

53 ROSCOE CV, GRADWELL KJ and LORIMER GW
Structure/property relationships in a series of duplex stainless steels.
Inter conf "Stainless Steel '84", Gothenburg, 563-577.

54 PERTENEDER E, TÖSCH J, SCHABEREITER H und RABENSTEINER G
Neuentwickelte Schweisszusatzwerkstoffe zum Schweissen Korrosionsbeständiger CrNiMoN-legierter Duplex-Stähle (1).
Schweisstechnik (Wien) (1983):6 102-104

55 PERTENEDER E, TÖSCH J, SCHABEREITER H und RABENSTEINER G
Neuentwickelte Schweisszusatzwerkstoffe zum Schweissen Korrosionsbeständiger CrNiMoN-legierter Duplex-Stähle (2).
Schweisstechnik (Wien) (1983):5 83-86.

56 UME K, SEKI N, NAGANAWA, HYODO T, SATOH K and KURIKI Y
Influence of thermal history on the corrosion resistance of duplex stainless steel linepipe
Mater Performance 1987, Aug 25-31.

57 MOLANDER A
Duplexa stål för kraftverkstillämpningar. Spänningskorrosionsprovning i syre- och kloridhaltigt högtemperaturvatten.
STUDSVIK/EX-87/64, 1987-09-15.

58 GUSTAFSSON P and ERIKSSON H
Duplex stainless steels in chloride, CO_2 and H_2S containing media, corrosion properties.
Inter conf "Duplex Stainless Steels '86", The Hague, 26-28 October 1986, 381-387.

59 GEMMEL G
Avesta Tube AB, personligt meddelande, 87-11-18.

60 BONNEFOIS B, BLONDEAU R, CATELIN D
Controle of the ferrite level in duplex stainless steel welds.
Inter conf "Duplex Stainless Steels '86", The Hague, 26-28 October 1986.

61 BUDGIFVARS S
Duplex stainless steels - Material properties and recommendations for welding
Svetsaren (1986):2 1-6.

62 GRETOFT B AND SVENSSON L-E
Microstructure of duplex stainless weld metals
Svetsaren (1986):2, 7-11.

63 SCHMITT-THOMAS KH. G, WUNDERLICH R, MEISEL H UND SIMON R
SWRK-Versuche and Risseinleitungengs untersuchungen am neuentwickelten Duplexstahl X3CrMnNiMoN 2564 im Vergleich zum bekannten ferritisch-austenitischen
Stahl X2CrNiMoN255
Werkstoffe u. Korrosion 38 (1987) 619-622.

64 KOREN M UND HOCHÖRTLER G
Eigenschaften des ferritisch-austenitischen Stahles X3CrMnNiMoN 2564
Stahl u. Eisen 102 (1982) 509-513.

65 SCHMITT-THOMAS KH G, MEISEL H UND MATHIS R
Schwingungrisskorrosionsverhalten der ferritisch-austenitischen Stahles X2CrMoN255 in chloridionen-haltigen wässrigen Medien.
Arch Eisenhüttenwes 53 (1982) 321-328.

Tabell A.1 Första generationens duplexa rostfria stål; riktanalyser och nominell ferrithalt i vikts-% (2, 3, 4)

Stålbeteckning	UNS-nr	Tillverkare	Land	Produkt	C max	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	N	Andra	Nominell ferrithalt
329	S32900	Olika	USA	Vals.Gjut.	0,08	0,6	1,7	26	4,5	1,5				75
CO-4MCu	J93370	"	"	Gjut.	0,04	1,0	1,0	25,5	5,5	2,0	3,0			60
3RE60	S31500	Sandvik	Sverige	Vals.Gjut	0,03	1,7	1,5	18,5	4,9	2,7				50
IN-744		INCO	USA	Vals	0,06	0,4	0,4	26	6,7				Ti>5 · C	55
Sandusky Alloy 75		Sandusky Foundry & Machine	USA	Centrif. gjut	0,03	0,7	0,8	26	6,8					55
Uranus 50	S32404	Creusot-Loire	Frankr.	Vals	0,04	0,5	0,5	20,5	7,5	2,5	1,5			35
Uranus 52		"-	"	"	0,05	0,5	0,5	25	8	3	1,5			45
Uranus 55		"-	"	"	0,04	0,5	0,5	26	5,5	2	3,0			55
FMS		Firth Vickerts	England	Gjut.	0,06	0,5	0,9	19,5	8,7	2,8			Nb 0,8	50
FMX		"	"	"	0,05	0,5	0,9	23	9,4	3,4				50
453 E		Avesta	Sverige	Vals.Gjut.	0,09			26	4					75
25-5-1L		"	"	"-	0,03			25	5	1,5				
453 S		"	"	"	0,09			26	5	1,5				

Tabell A.2 Andra generationens duplexa rostfria stål; riktanalyser och nominell ferrithalt i vikts-% (2, 3, 4)

Stålbeteckning	UNS-nr	Tillverkare	Land	Produkt	C max	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	N	Nominell ferrithalt
44LN	S31200	Uddeholm	Sverige	Vals	0,03	0,4	1,7	25	6,2	1,7		0,17	55
DP-3	S31250	Sumitomo Metals	Japan	"	0,03	0,75	1,0	25	6,5	3,0	0,5	0,10	50
SAF 2304	S32304	Sandvik	Sverige	"	0,03	0,5	1,2	23	4			0,1	45
SAF 2205	S31803	"	"	"	0,03	0,8	1,7	22	5,5	3,0		0,14	45
SAF 2507	S32750	"	"	"	0,03	≤0,8	≤1,2		25	7	4	0,3	45
FALC 223	S31803	Südwestfalen	V Tyskl	"	0,02	1,0	1,5	22	5,0	3,0		0,14	50
AF22	S31803	Mannesmann	"	"	0,03	0,5	0,5	22	5,5	3,0		0,15	50
UR35N		Creusot-Loire	Frankr	"	0,03	0,6	1,5	23	4			0,12	
UR45N	S31803	"	"	"	0,02	0,4	1,7	22	5,7	2,8		0,12	
UR47N	S32550	"	"	"	0,02	0,3	1,2	25	6,5	3,0	0,2	0,17	
UR50N		"	"	"	0,06	1,0	2,0	21	7	2,5	1,5		
UR52N		"	"	"	0,02	0,3	1,2	25	6,5	3	1,5	0,17	
FMN	S32550	Firth Vickers	England	Gjut	0,04	0,7	0,7	25	5,0	2,1		0,2	50
Ferralium 255	S32550	Langley Alloys	"	Vals	0,04	0,45	0,8	26	5,5	3,0	1,7	0,17	55
Ferralium 288				Gjut	0,08	2,0	2,0	28	8	2,5		>0,1	50
7-MoPlus	S32950							26,5	4,6	1,5		0,20	
A905		VEW	Österr	Gjut	0,04		5,0	26	4,0	2,0		0,30	50

Tabell A.3 Kommersiella duplexa rostfria stål enligt Euronorm (38)

Beteckning enligt Euronorm	Typisk kemisk sammansättning vikts-% C	Cr	Ni	Mo	Cu	N	Övriga
X2 CrNiMoSi 18 5 3	0,02	18,5	5	2,7	-	0,07	Si = 1,7
X10 CrNiMoTi 21 6 2	0,02-0,06	20	6	2	-	-	Ti = 0,4
X2 CrNiMoCu 21 7 3 2	0,025	21	6,5	2,5	1,5	-	-
X2 CrNiMoN 22 5 3	0,02	22	5,5	3,0	-	0,15	-
X3 CrNiMo 25 6 2	0,025	25	5,5	1,5	0	$\leq$0,1	-
X2 CrNiMoN 25 5 2	0,025	25	6	1,7	-	0,17	-
X2 CrNiMoCu 25 6 3	0,03	24	7	2,8	0,4	-	-
X2 CrNiMoCuW 25 5 2 1	0,02	25	6	3,3	0,4	-	W = 0,3
X3 CrNiMoCu 25 5 3 2	0,03	24	5	1,5	1,0	0,1	-
X8 CrNiMoCu 25 5 3 2	0,06	25	5	2	2	$\geq$0.01	-

Tabell A.4 Standarder för svenska duplexa rostfria stål

Stålsort	UNS-nr	SS-stål	Werkstoff nr	NGS	ASTM
3RE60	S31500	2376	1.4417	1604	A789, 790
SAF 2304	S32304	-	1.4362		A789, 790
SAF 2205	S31803	2377	1.4462	1606	A789, 790
44LN	S31200				
SAF 2507	S32750				
25-5-IL		2324	1.4460		

Tabell A.5 Den kemiska sammansättningen hos ferritiska och austenitiska faser i två duplexa rostfria stål (20).

	Sammansättning (vikt-%)					
3RE60	Fe	Cr	Ni	Mo	Si	Mn*
Austenitisk fas	71,0	17,6	5,9	2,0	1,5	1,9
Ferritisk fas	69,4	20,4	3,5	3,3	1,7	1,6
Kemisk analys	70,38	18,63	4,89	2,68	1,58	1,63
Fördelningskoefficient	0,98	1,16	0,59	1,66	1,13	0,84

	Sammansättning (vikt-%)					
SAF 2205	Fe	Cr	Ni	Mo	Si	Mn*
Austenitisk fas	68,2	20,8	6,7	1,9	0,3	1,9
Ferritisk fas	66,4	24,3	3,9	3,2	0,4	1,7
Kemisk analys	67,36	21,86	5,57	2,79	0,29	1,55
Fördelningskoefficient	0,97	1,17	0,58	1,68	1,06	0,89

* EDS-analysen av Mn-innehållet har givit för höga värden.

Tabell A.6 Mekaniska egenskaper vid 20°C

Stål	Sträckgräns Rp 0.2 N/mm^2 min	Brottgräns Rm, N/mm^2	Förlängning A5, % min	Hårdhet Vickers
3RE60	450	700 - 900	30	260
SAF 2304	400	600 - 820	25	230
SAF 2205	450	680 - 900	25	260
44LN	450	700 - 900	25	220
SAF 2507	550	800 - 940	25	
Avesta 25-5-IL	440	≤ 590	20	
SS 23 33	210	540 - 690	45	155

Tabell A.7 Sträckgränser vid förhöjd temperatur

Stål	Rp 0,2 min N/mm^2 100°C	200°C	300°C	400°C
3RE60	370	330	320	310
SAF 2304	330	290	270	260
SAF 2205	370	330	310	
44LN	370	330	310	
SAF 2507				
Avesta 25-5-1L	333	301		
SS 23 33	170	140	120	110

Tabell A.8 Högsta drifttemperatur enligt olika standarder och litteraturreferenser

Stålsort	Högsta tillåtna drifttemperatur °C	Standarder eller ref
Duplexa stål	250	(2)
3RE60	300	NGS 1604
3RE60	300*	Vd TÜV 418 12,86
SAF 2205	325	"-
SAF 2205	280	NGS 1606
1.4462, 1.4460	280	(49)

* med avseende på interkristallin korrosion.

Tabell A.9 Omslagstemperatur för SAF 2205 (15)

Behandling			Omslagstemp °C vid CVN 27 J	35 J
Släckglödgad			-200°	-200°
Släckglödgad	och åldrad vid	300°C 10 000 h	-180°	-170°
"	"-	300°C 30 000 h	-180°	-170°
"	"-	325°C 10 000 h	-150°	-130°
"	"-	325°C 30 000 h	-100°	-76°
Kallbearbetad	45 % "-	300°C 10 000 h	-110°	-100°
"	45 % "-	300°C 30 000 h	-100°	-80°
"	45 % "-	325°C 10 000 h	-50°	-40°
"	45 % "-	325°C 30 000 h	+20°	+80°

Tabell A.10 Fysikaliska egenskaper

Egenskap/stålsort		2205	3RE60	44LN	2304	25-5-1L
Densitet	g/cm^3	7,8	7,7	7,7	7,8	7,7
Elasticitetsmodul	KN/mm^2	200	200	200	200	200
Längd utv, 20-100°C	$\cdot 10^{-6}/°C$	13,7	13	14	13	13
Värmeledning	W/m °C	20	21	20	16	20
Värmekapacitet	J/kg °C	450		440		440
Resistivitet	n m	850				850

Tabell A.11 PRE-talet beräknat enligt sambandet
PRE" = % Cr + 3.3 · % Mo + 16 · % N (37)

Legering	% Cr	% Mo	% N	PRE
SAF 2304	23	-	0,1	24,6
SAF 2205	22	3	0,14	34,1
3 RE60	18,5	2,7	0,07	28,5
SAF 2507	25	4	0,3	43
44 LN	25	1,7	0,17	33,3
25-5-1L	25	1,5	-	30
AISI 304L	18,4	-	-	18,4
AISI 316L	17	2,2	-	24,3

Tabell A.12 Spaltkorrosion hos några duplexa och austenitiska stål (34)

Stålsort	UNS beteckn	Beständighet i filtrerat havsvatten 25°C		CPT, kritisk temp för spaltkorrosion i 10 % $FeCl_3.6H_2O$ (pH 1).
		Procent angripen spaltarea	Maximalt angreppsdjup (mm)	(°C)
SAF 2205	S31803	8,3	0,40	17,5
Ferr. 255	S32550	5,0	0,05	22,5
		0,8	0,03	40
316L	S31603	99,2	>1,6	-2,5
Alloy 904L	NO8904	99,3	1,1	0
254 SMO	S31254	1,7	0,04	32,5

Tabell A.13 Provning av lokal korrosionsbeständighet hos duplexa rostfria stål (grundmaterial)

Stål*	Spänningskorrosion		Punktfrätning		Spaltkorrosion		Övriga	Ref
	Kemi	Temp °C	Kemi	Temp °C	Kemi	Temp °C	tester	
A,C,F,G	45 % $MgCl_2$ pH 1-2	150	3 % NaCl	→ 100			Korr utm	8
	40 % $CaCl_2$ pH 6,5	100	→ 2ppm Cl^-	→ 100			400 ppm Cl^-	
	6,8 - 10 ppm O_2						250 ppm SO_4^{2-}	
	10 ppm Cl^-	→ 300					20C, pH 3,5	
	→ 10 % Cl^-	→ 250						
A,C,E,F	45 % $MgCl_2$	150						27
	40 % $CaCl_2$ pH 6,5	100						
	40 % $CaCl_2$,							
	0,008 M PO_4^{3-}	100						
A,C,E,F								
	$CaCl_2$ pH 6,5	100						11
A,C,E,F	45 % $MgCl_2$	100						
	40 % $CaCl_2$,							
	pH 6,5 O_2	100						
	→ 10 % Cl^-,							
	6,8 - 10 ppm O_2	→ 300						
C,E,F	40 % $CaCl_2$	100	3 % NaCl	→ 100			Korr utm	6
	NACE	25	→ 2 % Cl^-	→ 100			3 % NaCl	
							40C, pH7	
B,E,F	→ 10 % Cl^-	→ 200	→ 2 % Cl^-	→ 100				7
B,E,F	40 % $CaCl_2$,							
	pH 6,5	100	→ 2 % Cl^-	→100				33
	→ 10 % Cl^-							
	8 ppm O_2	→ 200						33

Tabell A.13 forts

Stål*	Spänningskorrosion Kemi	Temp °C	Punktfrätning Kemi	Temp °C	Spaltkorrosion Kemi	Temp °C	Övriga tester	R-f
A,B,C,E,F	45 % $MgCl_2$ 8 ppm O_2	150						35
A,B,C,E,F	45 % $MgCl_2$, O_2	150	→ 2 % Cl^-	→ 100				10
	40 % $CaCl_2$, O_2, pH 6,5	100						
B,C,E,F			→ 2 % Cl^-	→ 100				37
A,B,C,E,F	45 % $MgCl_2$ 150							9
	40 % $CaCl_2$ pH 6,5	100						
	40 % $CaCl_2$, PO_4^{3-}	100						
C, svets	NACE	25	ASTM G48				Huey, Strauss	53
	40 % $CaCl_2$ pH 6,5 O_2	100						
	45 % $MgCl_2$	100						
A,B,C,F	45 % $MgCl_2$	150	15 % NaCl, HzS	→ 250				58
	40 % $CaCl_2$	100	→ 2 % Cl^-	→ 100				
A,C,E Alloy 800	SSRT 1000 ppm Cl^- 100 ppb O_2	210						20

Tabell A.13 forts

Stål*	Spänningskorrosion		Punktfrätning		Spaltkorrosion		Övriga	Ref
	Kemi	Temp °C	Kemi	Temp °C	Kemi	Temp °C	tester	
409,439,444	$10^{-6}s^{-1}$ SSRT 1000 ppm Cl^- 100 ppb O_2 $10^{-8}s^{-1}$	210						
	SSRT 1000 ppm Cl^- 100 ppm O_2 $10^{-8}s^{-1}$	210						
A,B,C,E,F Alloy 800 Sanicro 30, 409, 439, 2326	SSRT 1000 ppm Cl^-, 10 ppb O_2 $10^{-8}s^{-1}$	250						57
D	40 % $CaCl_2$ pH 6,5 O_2 NACE	100	3 % NaCl					5

* Istället för gängse stålbeteckning används följande koder:

3RE60	A
SAF 2304	B
SAF 2205	C
SAF 2507	D
AISI 304	E
AISI 316	F
AISI 317	G
Sanicro 28	H

Tabell A.14

Tillsatsmaterial och elektroder för svetsning av de duplexa rostfria stål 2205, 2304 och 3RE60.

	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	N	Ferrithalt i %
Avesta								
2205-PW	0.025	0.9	0.9	22	9.5	3.0	0.13	25
2205-tråd	0.020	0.5	1.6	22.5	8	3	0.14	40
Sandvik								
22.9.3LR	≤0.030	1.0	0.8	22	9	3.0	0.10	25-40
22.8.3L	≤0.020	0.5	1.6	22.5	8	3.0	0.14	30-45
Smitweld								
elektrod	0.02			23	9.5	3	0.12	
tråd	0.02			22.5	8.4	3	0.12	
ESAB								
OK 67.50	≤0.030	0.40/ 0.90	0.5/ 1.2	21/23	8/10	2.75/ 3.25	0.10- 0.15	40 %
OK Autrod 16.86 OK Tigrod 16.86	≤0.020		1.47	22	8.6	3	0.07	40 %

Tabell A.15

Exempel på skador i BWR-komponenter

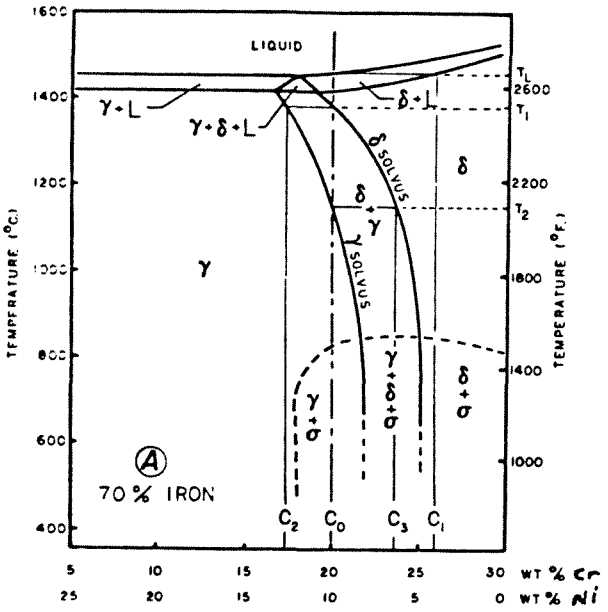
Komponent	Material	Skadetyp
Kylsystem	Cu-legering	erosionskorrosion
MÖH-tuber	kolstål	erosionskorrosion
Rör, böjar	304/316	IGSCC, sensibilisering
Lågtrycksförvärmn	mässing	SCC
Bult i hattgrupp	X-750	IGSCC
Pumpdelar	Cu-legering	erosionskorrosion
Turbinskovlar	13 % Cr-stål	korrosionsutmattning
Bultar	SS 2577	IGSCC
Kondensatkylare	Kolstål	erosionskorrosion

Anm

SCC = Stress Corrosion Cracking = Spänningskorrosion
IGSCC = Intergranular Stress Corrosion Cracking = Interkristallin spänningskorrosion

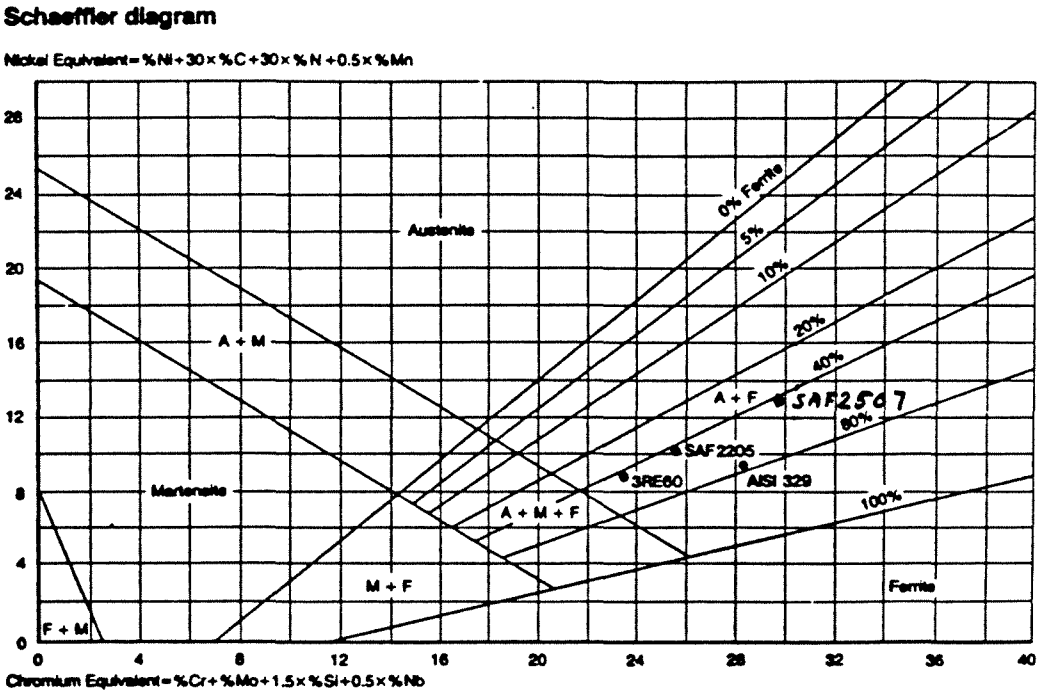
Tabell A.16 Exempel på användning av 3RE60, SAF 2205 och 44 LN

Tillämpning	Driftsbetingelser	Materialerfarenheter
HTGR, värmeväxlare	Inv: Rent reaktorvatten Utv: Kylvatten 45-50°C Förorening av Cl^-, Zn, $CaCO_3$	3RE60 i drift över 4 år utan problem
PHWR, moderatorkylare	Inv: Tungt vatten Utv: Kylvatten	3RE60 har ersatt Monel
BWR, dränageledningar	Inv: Kondensat, 100°C Förorening av Cl^-	SCC i SS 2333 3RE60 i drift över 3 år utan problem
Elgenerator, kylslingor	Inv: Kylvatten	3RE60 valt för hög hållfasthet och "rostfritt"
Metanolsyntes, reaktionsrör	Inv: Processgas 265°C, 49 bar Utv: Vatten/ånga 250°C, 44 bar, förorening av Cl^-	Driftstider för 3RE60 över 10 år utan problem
Ångreformering avgasångpanna	Inv: Vatten/ånga 280°C 63 bar Utv: Processgas 475°C	3RE60 i drift över 6 år utan problem
Processavfallsvatten, värmeväxlare	Inv: Vatten, 100°C Förorening av Cl^-, H_2S Utv: Vatten/ånga 150°C	Punktfrätning på AISI 430, SCC på AISI 316, 3RE60 i drift över 9 år utan angrepp
BWR, dränageledningar till ventiler	Matarvatten 100°C, kloridhaltigt	SCC i SS 23 33, ersatt med 3RE60
BWR, bultar	Ånga 186°C	3RE60 har ersatt A286
BWR, fuktavskiljare inom reaktorkärlet	Ånga 286°C	Kombinationen med muttrar i 3RE60 och skruvar i Alloy X-750 fungerar bra sedan 1982
PWR, mellanöverhettare	Ånga 170-220°C	SAF 2205 har ersatt kolstål (1980); fungerar bra
PWR, högtrycksförvärmare	Matarvatten 170-220°C	Erosionskorrosion vid inlopp och utlopp i kolstålstuber. Stycken av 44LN har svetsats in 1980; fungerar bra



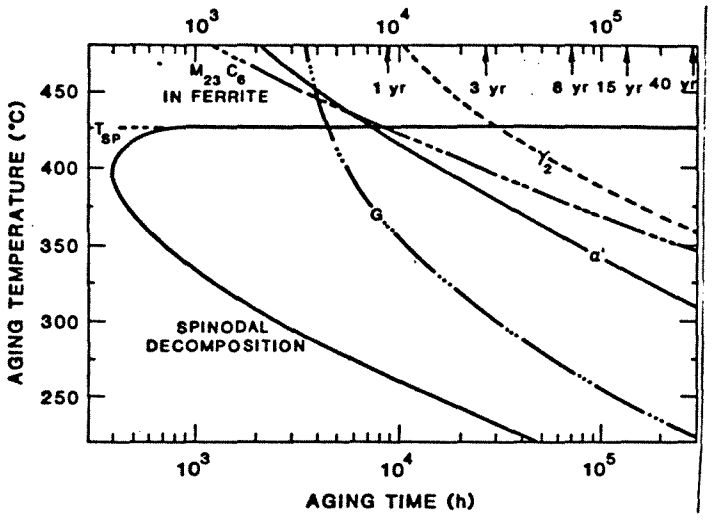
Figur B.1

Fe-Cr-Ni pseudo-binärt diagram vid 70 % järn.



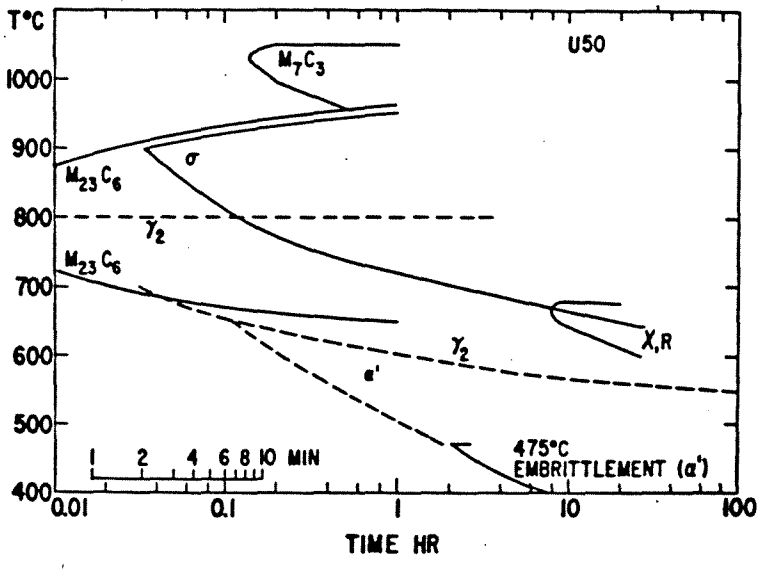
Figur B.2

Ett modifierat Schaeffler-diagram.



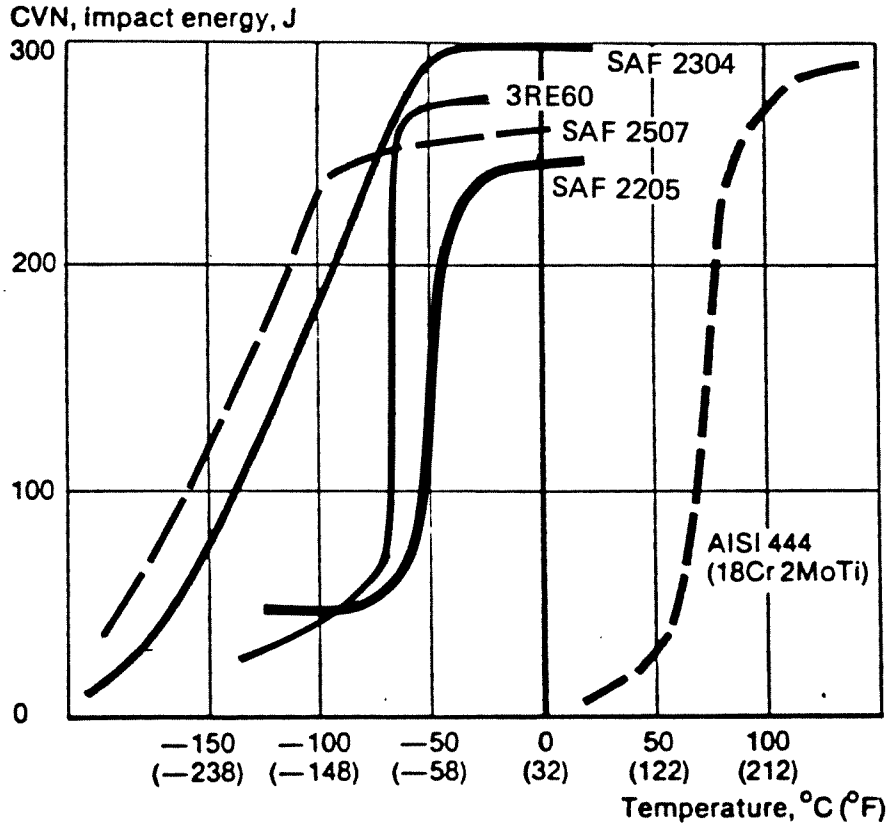
Figur B.3

Förenklat TTT-diagram över utskiljning av, G, γ_2, $M_{23}C_6$, α', och spinodalt sönderfall i duplexa rostfria ståls ferritfas, vid åldring i temperaturer mellan 250 och 450°C (55).



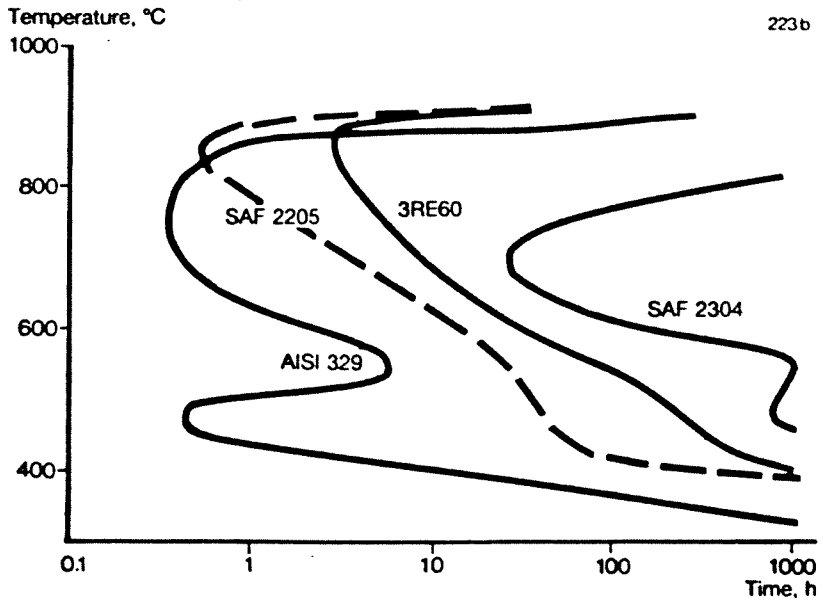
Figur B.4

Tid-temperaturdiagram över utskiljning i U50 (12).



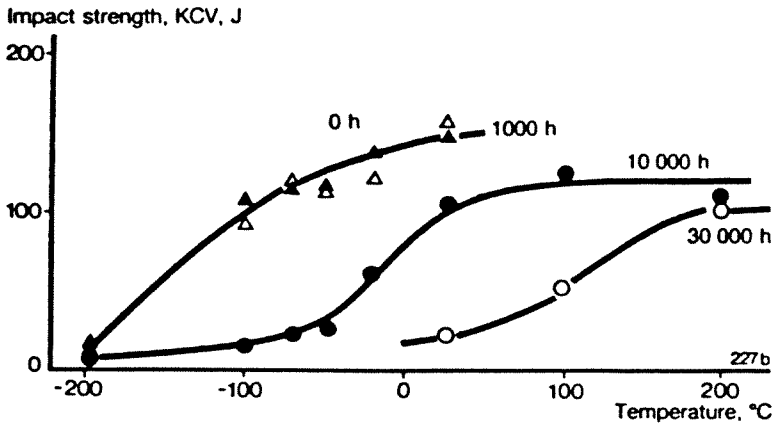
Figur B.5

Slagprovkurvor enligt Charpy för 3RE60, SAF 2205 SAF 2304, SAF 2507 och AISI 444 (5, 7).



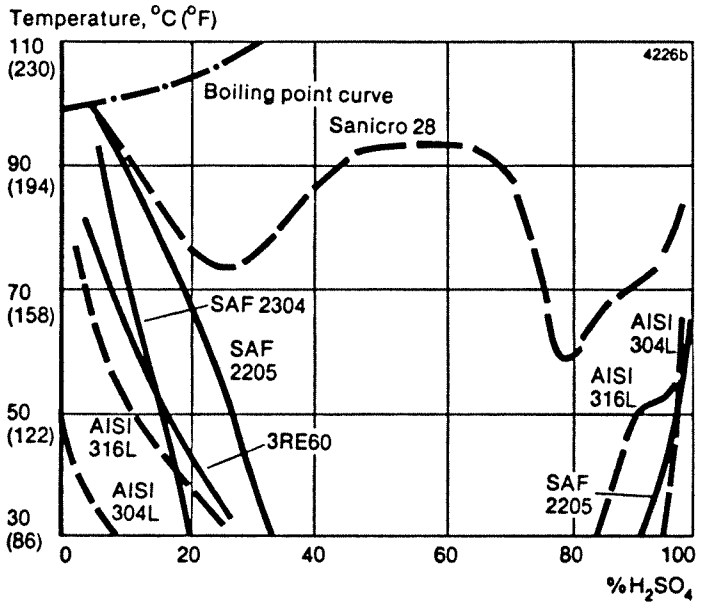
Figur B.6

Tid-temperaturförsprödningskurvor för några rostfria duplexa stål. Kurvorna representerar slagenergin 27 J vid RT (Charpy V) (15).



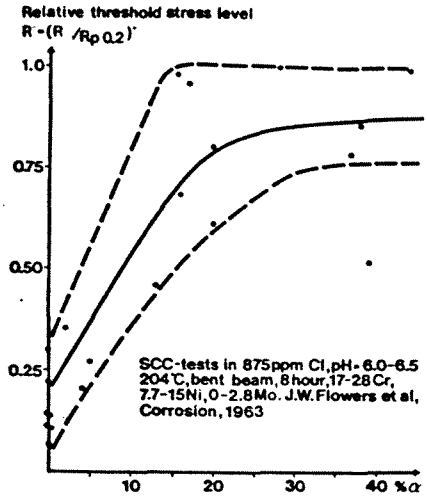
Figur B.7

Slagseghetskurvor (Charpy V) för 45 % kall-bearbetat SAF 2205 samt efter åldring vid 325°C (15).



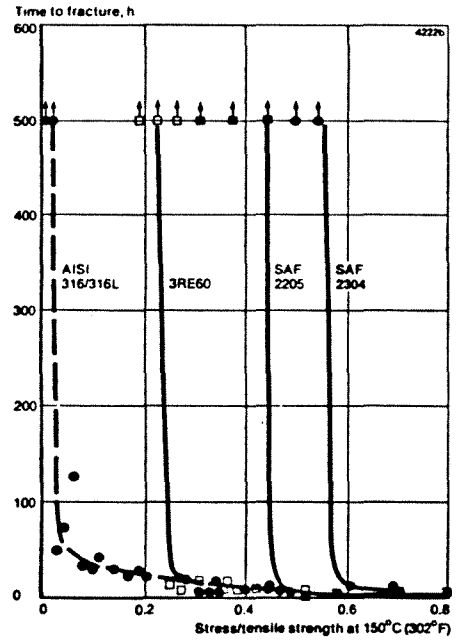
Figur B.8

Isokorrosionsdiagram i stagnant svavelsyra i kontakt med luft. Kurvorna visar en korrosionshastighet av 0.3 mm/år (12 mpy) (10).



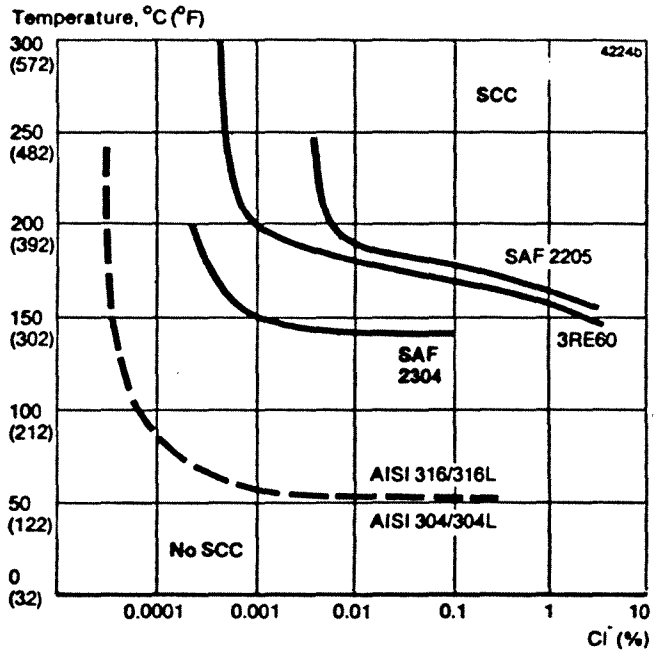
Figur B.9

Tröskelspänning för att erhålla SCC som funktion av ferrithalten.



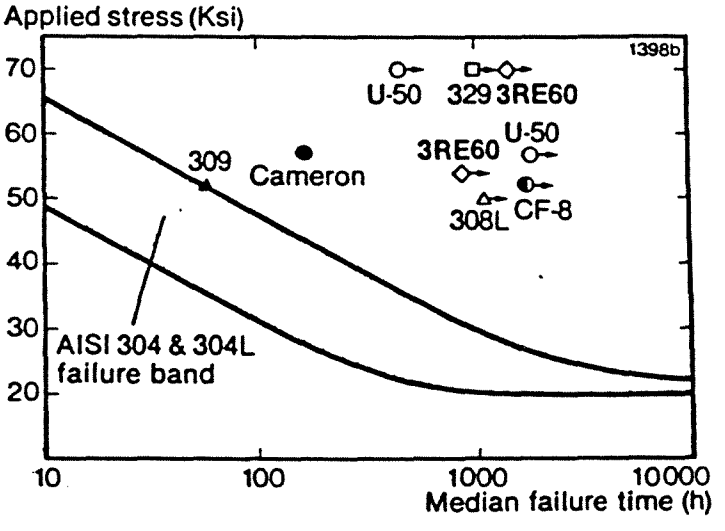
Figur B.10

Spänningskorrosionsprovning vid konstant last i luftmättad 45 % $MgCl_2$-lösning vid 150°C (302°F). Med öppet system.



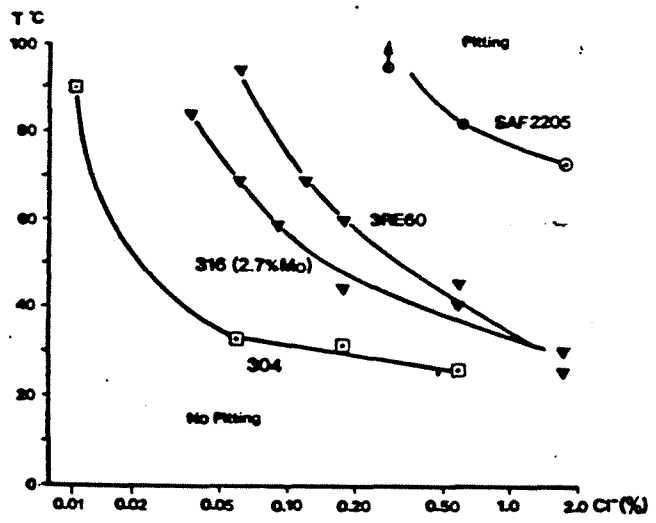
Figur B.11

Sammanställning av praktisk erfarenhet och data från laboratorieprov på olika stål i neutral luftmättad kloridhaltig vattenmiljö (9).



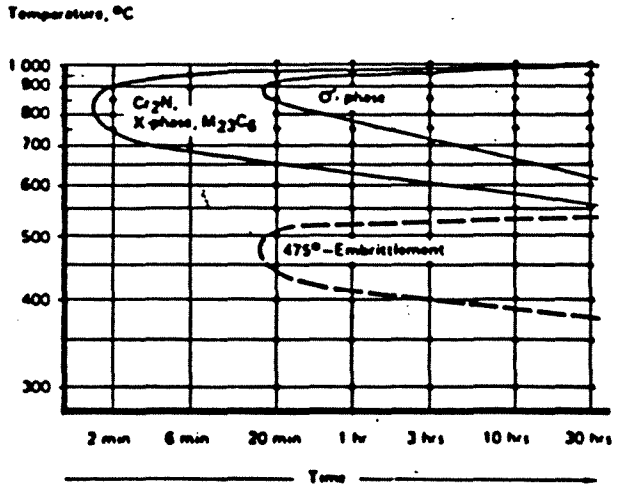
Figur B.12

Spänningskorrosionsprovning av rostfria stål i 290°C vatten med 100 ppm O_2. Provning i sensibiliserat tillstånd, 620°C/24 h.



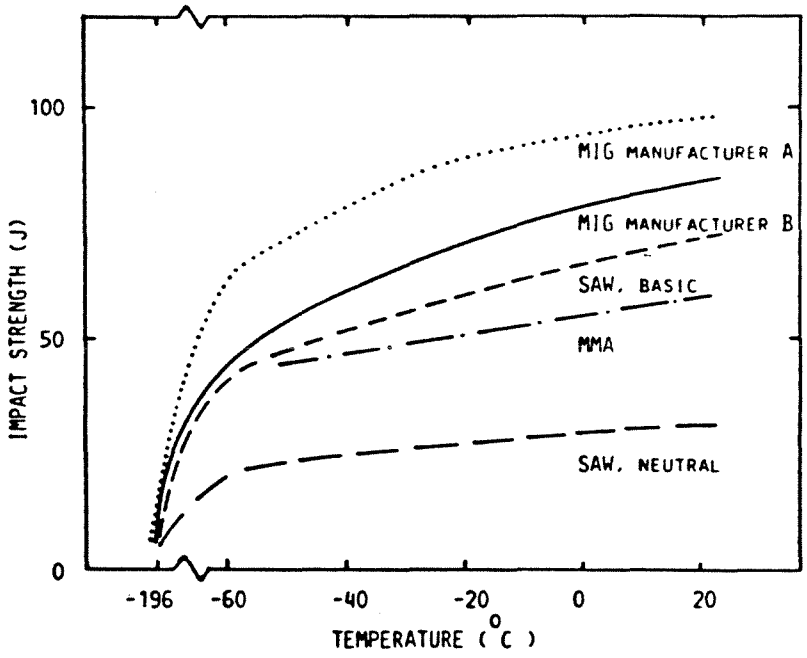
Figur B.13

Kritisk punktfrätningstemperatur i kloridhaltiga lösningar vid potentialen +300 mV/SCE (28).



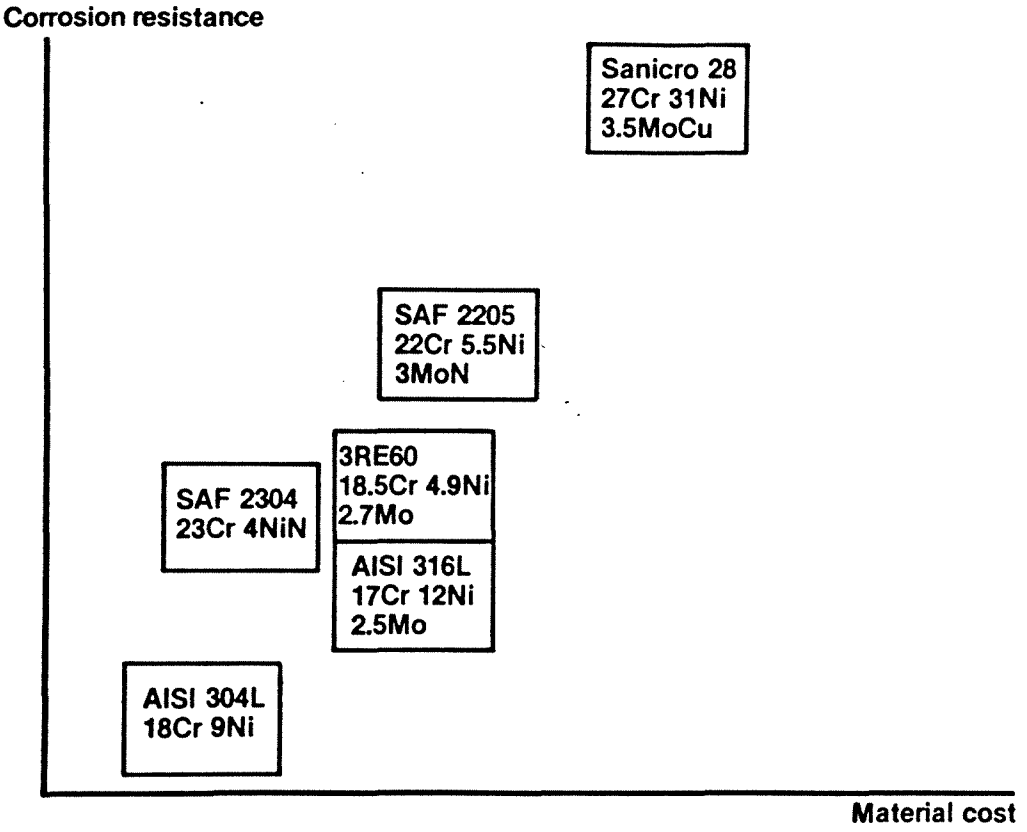
Figur B.14

Tänkbara faser som kan uppträda vid upphettning och svalning av rostfria duplexa stål, såväl grundmaterial som svetsgods (49).



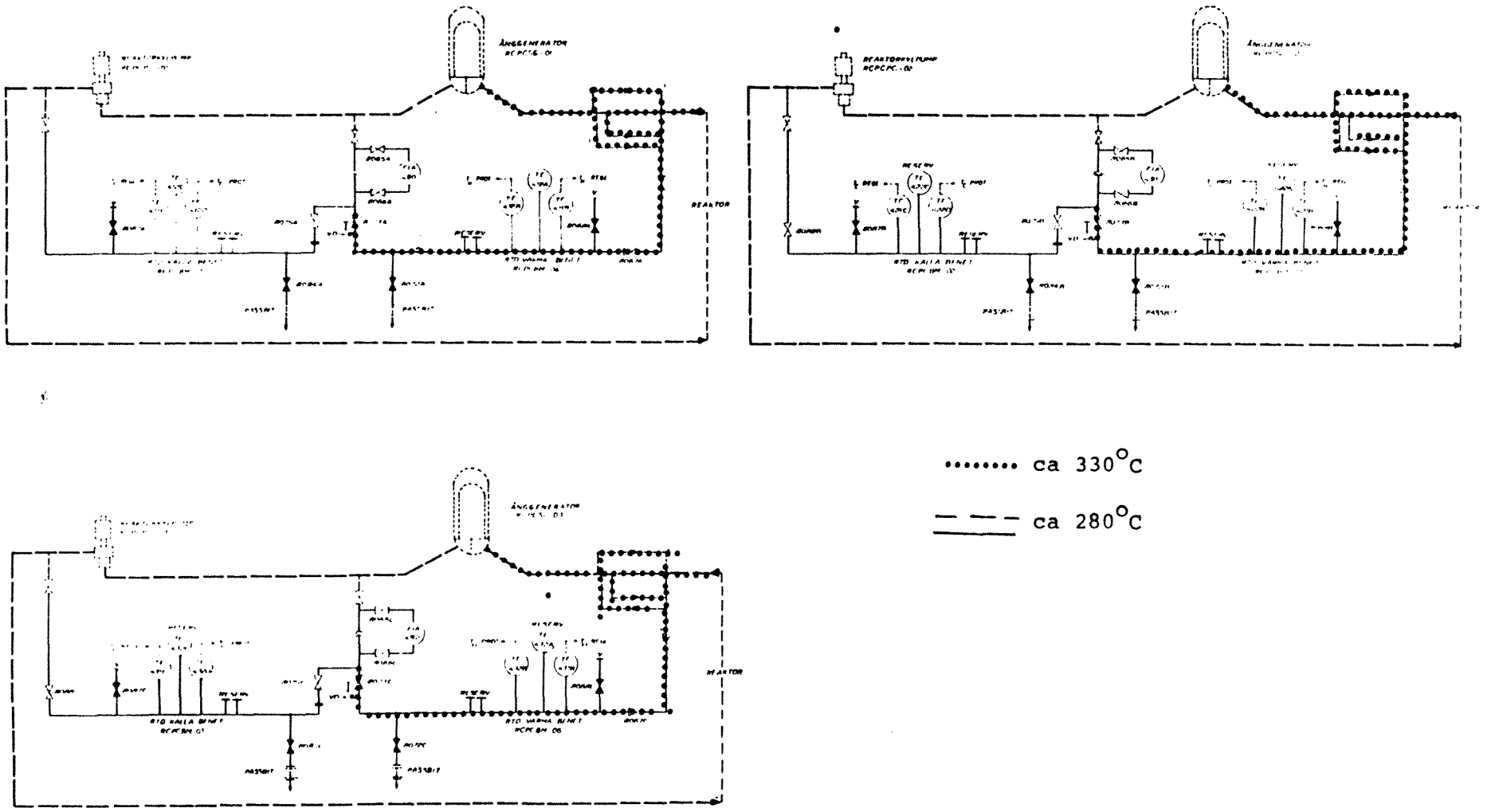
Figur B.15

Slagseghet hos svetsgods som funktion av temperaturen (45).

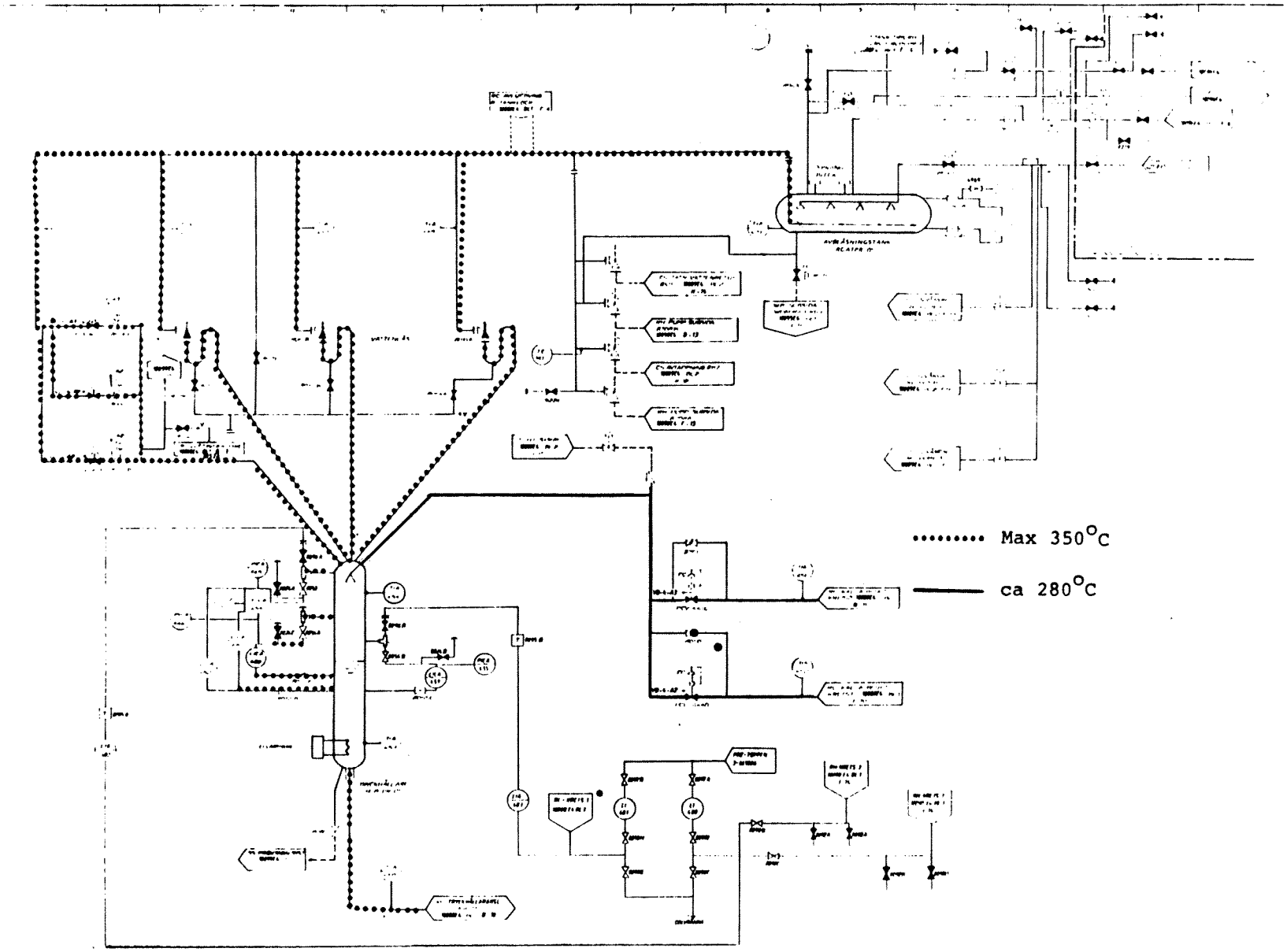


Figur B.16

Relativ korrosionsbeständighet och priser för olika rostfria stål (35).



Figur B.17 Schema över temperaturfördelningen mellan reaktor, ånggeneratorer och reaktorkylpumpar hos PWR-reaktor (Ringhals 4).



Figur B.18 Schema över temperaturfördelningen mellan tryckhållareanslutning och avblåsningstank hos PWR-reaktor (Ringhals 4).

Värmeforsk är ett organ för industrisamverkan inom värmeteknisk Forskning och utveckling. Stiftelsens forskningsprogram är tillämpningsinriktat och fokuseras på energi- och processindustriernas behov och problem. Bakom Värmeforsk står följande huvudmän:

- Elforsk
- Värmeverksföreningen
- Övrig industri

Värmeforsk samarbetar med Närings- och teknikutvecklingsverket (NUTEK).

STIFTELSEN FÖR VÄRMETEKNISK FORSKNING

Box 1765 · 111 87 Stockholm
Tek: 08-7900600 · Fax 08-796 00 37