



Strål
säkerhets
myndigheten

Swedish Radiation Safety Authority

Forskning

Numerisk analys av restspänningar i bandpåsvetsad plätering i svenska reaktortryckkärl

2023:15

Författare: Daniel Mångård, Jens Gunnars
Kiwa Technical Consulting AB, Solna

Datum: November 2023

Rapportnummer: 2023:15

ISSN: 2000-0456

Tillgänglig på www.ssm.se



Strål
säkerhets
myndigheten

Swedish Radiation Safety Authority

Författare: Daniel Mångård, Jens Gunnars
Kiwa Technical Consulting AB, Solna

2023:15

Numerisk analys av restspänningar
i bandpåsvetsad plätering i svenska
reaktortryckkärl

Datum: November 2023

Rapportnummer: 2023:15

ISSN: 2000-0456

Tillgänglig på www.stralsakerhetsmyndigheten.se

Strålsäkerhetsmyndighetens perspektiv

Bakgrund

Reaktortryckkärl tillverkas vanligtvis av låglegerade ferritiska stål som på insidan beläggs med ett eller flera lager av rostfritt stål, så kallad plätering eller på engelska cladding. Den rostfria plätering påverkar den strukturella integriteten på flera sätt, dels har plätering annorlunda materialegenskaper jämfört med grundmaterialet vad gäller fysikaliska och mekaniska egenskaper, dels förbättrar plätering motståndet mot korrosion. Eftersom pläteringens materialegenskaper skiljer sig från de hos grundmaterialet uppstår i kallt tillstånd relativt stora restspänningar av dragkaraktär i pläteringsskiktet. Dessa omständigheter gör att plätering måste tas hänsyn till när man gör analyser av sprickor i närheten av plätering i ett reaktortryckkärl.

Restspänningar står normalt för stor del av spänningsbidraget vid utvärdering av reaktortryckkärls säkerhetsmarginaler. God kunskap om och goda uppskattningar av restspänningarna är därför viktigt vid olika typer av analyser, exempelvis vid analyser av fortsatt drift med skadad anordning eller analyser av långtidsdrift (LTO). I det senare fallet är goda uppskattningar särskilt viktiga vid analys av så kallade kalla lastfall för reaktortryckkärl, där brottsegheten i härdområdet minskat på grund av bestrålningsförspädning.

Numerisk analys kan användas för att bestämma restspänningar i mekaniska anordningar. Föreliggande rapport beskriver hur restspänningar inklusive effekter av så kallade fastransformationer (volymändringar som uppstår till följd av omvandling av tankstålets kristallstruktur vid uppvärmning eller avsvälning) analyseras för en bandpåsvetsad reaktortank med representativa svetsprocesser och data för svenska reaktortankar. För att kunna simulera långsträckta svetssträngar har en metod tagits fram där modellering och kalibrering av värmekällan utförs med stöd av numerisk analys i tre dimensioner.

Resultat

Restspänningar har beräknats för en bandpåsvetsad plätering. Resultaten har validerats mot väldokumenterade experiment och visar god överensstämmelse mot de uppmätningar som genomfördes för en svetsad plåt i Strålsäkerhetsmyndighetens forskningsrapport 2022:14.

Före värmebehandling predikteras mycket höga svetsgenspänningar i tankstålet strax under plätering. Under värmebehandlingen sker mycket omfattande reducering av restspänningar i tankstålet medan restspänningarna i plätering är i princip oförändrade. Vid provtryckning genomgår plätering betydande plasticering vilket medför en reducering av restspänningarna. I tankstålet sker inte någon märkbar förändring av restspänningarna i samband med provtryckning.

Relevans

Det genomförda projektet har förbättrat förståelsen kring restspänningars storlek och fördelning i området mellan plätering och grundmaterial i ett reaktortryckkärl. Resultaten från projektet är viktiga för att kunna ta fram ändamålsenliga skadetålighetsanalyser för inspektionsprogram eller för att bedöma säkerhetsmarginaler vid eventuella defekter.

Behov av fortsatt forskning

Projektet har analyserat bandpåsvetsad plätering. Då det i svenska reaktorer även förekommer tryckkärl med så kallad seriepåsvetsad plätering finns ett behov att bredda kunskaperna också till denna metod.

Resultat och kunskaper från projektet är användbara i ett pågående internationellt projekt kring analyser av reaktortryckkärl. Detta projekt kallas APAL (Advanced Pressurized Thermal Shock Analysis for LTO) och redovisas i SSM2020-5721.

Project information

Kontaktperson SSM: Fredrik Forsberg
Referens: SSM2015-924, SSM2020-7638

Författare

Daniel Mångård och Jens Gunnars

Titel

Numerisk analys av restspänningar i bandpåsvetsad plätering i svenska reaktortryckkärl

Sammanfattning

Detaljerad numerisk analys med finita elementmetoden (FEM) har utförts för att prediktera restspänningar i reaktortankplätering för ett specifikt fall. De restspänningar som har beaktats i detta arbete utgörs av svetsegensspänningar från bandpåsvetsning och inverkan på dessa från värmebehandling och provtryckning. Det fall som har analyseras är plätering på ostörd cylindrisk mantel, långt från stutsar och stumsvetsar i tankstålet.

Vid plätering genom band- eller seriepåsvetsning uppstår strängar med mer långsträckta tvärsnitt jämfört med vanligare svetsmetoder. För att kunna simulera svetsning av strängar med en generell stränggeometri har en metod tagits fram där kalibrering av värmekällan utförs med stöd av modellering i 3-D. Prediktering av restspänningarna har simulerats med axisymmetri.

En genomgång har utförts av de svetsprocesser som har tillämpats vid tillverkning av de svenska reaktortankarna. Ett representativt fall har valts för detaljerad analys av bandplätering i ett cylindriskt reaktortankkärl.

Före värmebehandling predikteras mycket höga svetsegensspänningar i tankstålet strax under pläteringen och de är som störst på c:a 6 mm djup i grundmaterialet. Svetsegensspänningarna har utvärderats i detalj längs linjer vid mitten av påsvetsat pläteringsband och strängövergång. När modelleringen inkluderar fastransformationer blir högsta nivån c:a 400 MPa i transversell riktning och c:a 600 MPa i longitudinell riktning. I pläteringen uppgår svetsegensspänningarna före värmebehandling till 300 - 350 MPa i transversell och longitudinell riktning.

Under värmebehandling sker en mycket omfattande reducering av svetsegensspänningarna i det ferritiska tankstålet till under 80 MPa. I den austenitiska pläteringen är den transversella spänningen marginellt förändrad medan den longitudinella spänningen ökar med c:a 50 MPa.

Vid provtryckning genomgår pläteringen betydande plasticering vilket medför en reducering av svetsegensspänningarna i pläteringen med c:a 25 % och c:a 50 % för förhållanden motsvarande kokarvattenreaktor respektive tryckvattenreaktor.

Innehåll

1	INLEDNING	3
	1.1 Bakgrund	3
	1.2 Syfte.....	4
2	SVETSPROCESSER FÖR PLÄTERING	5
	2.1 Bandpåsvetsning.....	5
	2.2 Seriepåsvetsning.....	5
3	NUMERISK MODELLERING.....	7
	3.1 Modellering av värmekälla.....	7
	3.2 Kalibrering av värmeförseln	7
	3.3 FE-modellering.....	8
4	MATERIALMODELLERING	9
	4.1 Termiska egenskaper.....	9
	4.2 Mekaniska egenskaper.....	9
	4.3 Krypegenskaper.....	9
	4.4 Austenit-martensit fasomvandling i ferritiskt stål	12
5	VALIDERING AV MODELLERING FÖR GENERELL STRÄNGGEOMETRI.....	15
6	RESTSPÄNNINGAR I BANDPLÄTERAD REAKTORTANK.....	23
	6.1 Geometri och tillverkningsprocedur för exempelfall	23
	6.2 Resultat.....	24
7	DISKUSSION.....	45
8	SLUTSATSER.....	47
9	REFERENSER	49

1 Inledning

1.1 Bakgrund

Reaktortankar är vanligen invändigt belagda med en rostfri plätering som utförs med syftet att skydda det låglegerade ferritiska tankstålet från exponering mot vattenmiljön. Pläteringen har en tjocklek av omkring 5 mm och appliceras genom svetsning med olika metoder. Olika automatiserade metoder för pulverbågs svetsning har använts, kompletterat med manuell bågs svetsning i mindre områden. Efter svetsningen utförs en slutlig värmebehandling med en temperatur vald för att i hög grad relaxera spänningarna i det ferritiska tankstålet. Samtidigt är det viktigt att begränsa temperaturen för att minska faran för sensibilisering av det rostfria materialet. Restspänningarna i pläteringen och tankstålet är en belastning som generellt behöver inkluderas vid analys av säkerhetsmarginaler vid exempelvis kalla lastfall, HTG-kurvor, och även vid utvärdering av eventuell spricktillväxt genom skademekanismer.

Brottmekaniska skadetålighetsanalyser utförs för att ta fram ändamålsenliga inspektionsprogram. Skadetålighetsanalys används även för att bedöma rådande säkerhetsmarginaler om defekter upptäcks vid provning. I analyserna beaktas de laster som råder under drift och vid olika störningar och händelser. Även restspänningar från tillverkning av exempelvis svetsar beaktas. Dessa utgör för en del svetsat material det dominerande lastbidraget och kan för kalla lastfall motsvara upp till 80 % av den sammantagna spänningsbilden. Kalla lastfall är normalt styrande vid utvärdering av antagna defekter i och strax under pläteringen i reaktortankar och restspänningar kan därmed ha stor betydelse för den strukturella integriteten för bestrålade reaktortankar. Detta behöver beaktas exempelvis i samband med analys av postulerade händelser som trycksatt termisk chock och för utvärdering av långa drifttider. Utvärdering av ovan nämnda defekter och bestrålningsförsprödning diskuteras bland annat i [1].

Två metoder förekommer för att ansätta restspänningsfält i plätering vid analyser; (a) utifrån numeriska analyser, eller (b) utifrån tillgängliga mätresultat. Metod (a) har tidigare vanligen baserats på förenklad modellering genom exempelvis en styckvis membran spänningsprofil ansatt genom plätering och tankvägg, baserat på en restspänningsfri temperatur [2]. Detta kan ge en amplitud och profil hos spänningsfördelningen som inte stämmer tillräckligt väl överens med den verkliga restspänningsfördelningen. Metod (b) bygger på ett antagande om att tillgängliga mätresultat är relevanta för den aktuella pläteringen och positionen. Ingen av dessa två metoder tar hänsyn till effekter från den faktiska svetsmetoden, stränggeometrin och beteendet under värmebehandling som använts för det specifika fallet.

Restspänningarna i pläteringen och i tankstålet under pläteringen kan förväntas skilja i amplitud och profil för olika positioner tvärs svetsriktningen. Skillnad förväntas exempelvis vid jämförelse mellan

spänningsprofiler i mitten av ett påsvetsat pläteringsband och i en strängövergång. På samma sätt förväntas spänningsprofilen påverkas av antalet påsvetsade lager och strängstorlek för använd svetsmetod. Det är vanskligt att förlita sig på en förenklad approximation för alla fall, eftersom restspänningarna kan ge ett avgörande lastbidrag och ovanstående exempel belyser att det är viktigt att mer detaljerat undersöka den verkliga restspänningsfördelningen för olika pläteringar samt inverkan av påverkande parametrar.

Valideringar visar att numerisk modellering av restspänningar i svetsar har förbättrats de senaste åren. Även metoder för experimentell mätning har utvecklats. Sedan analyserna i [2] genomfördes har modellering och tillgången på materialdata för svetssimulering utvecklats. För den austenitiska rostfria pläteringen gäller detta hårdnandemodellen som idag beskrivs av mixat kinematiskt-isotrop hårdnande och med förbättrade temperaturberoende materialdata. Vidare är tillgången till relevanta krypdata begränsad och oftast framtagna för mycket långa förlopp. I [2] användes extrapolation av sekundära krypegenskaper utifrån minifordrade dimensioneringsdata. De aktuella värmebehandlingarna är korta förlopp, vilket ger mycket stor extrapolation för att tillämpa kryppparametrarna för de första timmarna, som dessutom domineras av primärkryp. Förbättrade data finns nu tillgänglig. För det ferritiska tankstålet har utveckling skett avseende modellering av fasomvandling.

1.2 Syfte

Målet med utredningen är att utföra detaljerad numerisk prediktering av restspänningar i pläteringen hos reaktortank, med hänsyn till påverkande parametrar för ett specifikt fall. En översikt ska tas fram över använda svetsprocesser och data för svenska reaktortankar. Metodik ska utvecklas för analys av generella stränggeometrier, varefter denna valideras för ett tillgängligt referensfall där det finns omfattande mätresultat. Analyserna ska bidra till förbättrad kunskap om rådande restspänningar för ett representativt fall och effekter av påverkande parametrar såsom svetsparametrar, temperatur- och spänningsberoende krypegenskaper samt volymförändringar vid martensitomvandling.

2 Svetsprocesser för plätering

Plätering på insidan av manteln i svenska reaktortankar är svetsad i omkretsled med bandpåsvetsning eller seriepåsvetsning, se Figur 1. Eftersom tillämpad metod varierar mellan reaktortankarna har en genomgång gjorts där översiktlig information om använd process och parametrar för respektive reaktor har sammanställts. Fokus är information som är viktig för numerisk simulering och prediktering av svetsgenspänningar.

Genomgången bygger dels på publicerat material [3] och dels på svetsprocedurer erhållna från kärnkraftverken vid Forsmark, Oskarshamn och Ringhals. Resultatet från genomgången av svetsmetoder för pläteringar i de svenska reaktortankarna visas i Tabell 1 och information från angivna specifikationer visas i Tabell 2. Informationen visar att både serie- och bandpåsvetsning har använts och i de flesta fall med ett enstaka lager om 6-7 mm.

Genomgången av svetsmetoder för pläteringarna utgår från värden i svetsprocedurspecifikationer. Vissa uppgifter är minfodrade värden och exempelvis kan angiven tjocklek för plätering variera. Både bandpåsvetsning och seriepåsvetsning har utförts med en process för pulverbågs svetsning. Denna utredning beaktar inte plätering som har utförts genom manuell bågs svetsning, exempelvis i området vid stumsvetsar mellan sektioner, och vid en lokal reparation efter eventuell upptäckt av en defekt under tillverkningen.

Tillgängliga makroprover ger en uppfattning om utseendet för smältgräns och värmepåverkad zon. Svetsmetoderna medför en viss grad utspädning av tillsatsmaterial då detta blandar sig med uppsmält basmaterial. Kännedom om mängden tillsatt material och graden av utspädning gör det möjligt att uppskatta djupet hos inträngningen.

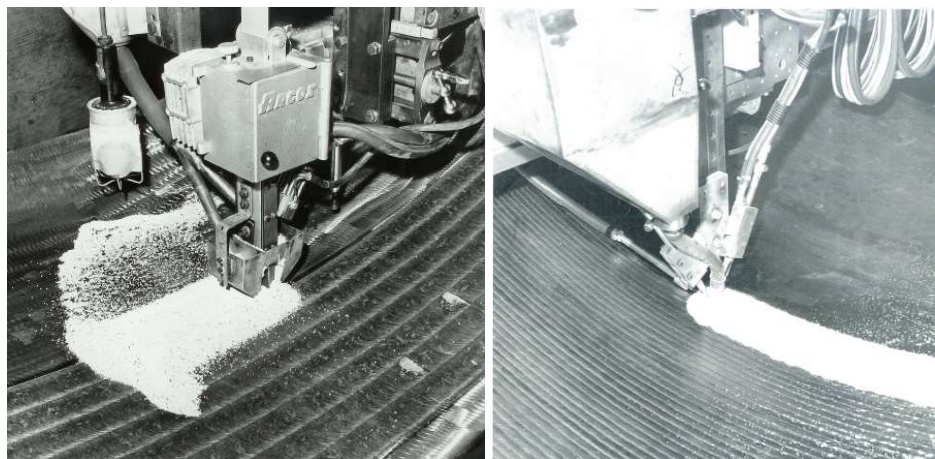
2.1 Bandpåsvetsning

Bandplätering läggs med bandelektroder som vanligtvis är 0,5 mm tjocka och 60 mm breda. En ljusbåge formas mellan elektroden och substratet vilket ger en förhållandevis djup inträngning i basmaterial. Ljusbågen uppstår i de punkter mellan pläteringsbandet och substratet som har det kortaste avståndet. Ett svetspulver används för att skydda smältan mot oxidering som skulle uppstå vid kontakt med den omgivande atmosfären, samt för att skapa en slät och fin yta hos svetssträngen.

2.2 Seriepåsvetsning

Seriepåsvetsning sker med två avsmältande elektroder och ger strängar med en bredd om c:a 20 mm. De två elektroderna är ledande mellan vilka ljusbågen uppstår och medför begränsad kontakt med substratet, vilket ger en lägre

värmetillförsel till grundmaterialet och därmed en grundare inträngning än vid bandpåsvetsning. Tillsatsmaterial matas in även framifrån med en tredje elektrod som inte är strömförande vilket ger en kylande effekt på smältan och därmed leder till en minskad inträngning i basmaterialet.



Figur 1 Bandpåsvetsning (vänster) och seriepåsvetsning (höger) [3].

Tabell 1 Beskrivning av pläteringar i svenska reaktortankar.

Reaktor	Svetsmetod	Procedur	Antal lager	Tjocklek [mm]	Basmaterial
F1	Serie	SA-8/12B-51	1	6 - 7	SA-533 Gr. B Cl. 1
F2	Serie	SA-8/12B-51	1	6 - 7	SA-533 Gr. B Cl. 1
F3	Band	SA-38-44	1	6 - 7	SA-508 Cl. 3
R1	Band	I-0130	1	-	SA-533 Gr. B Cl. 1
R2	Band	36.03	1	6 - 7	SA-508 Cl. 2
R3	Serie	SA-8/12B-11	1	6 - 7	SA-508 Cl. 2
R4	Serie	SA-8/12B-11	1	6 - 7	SA-508 Cl. 2
O1	Band	-	2 eller fler	-	-
O2	Serie	USL 69019B	1	5	SA-533 Gr. B Cl. 1
O3	Band	SA-38-43	1	≥ 4,5	SA-508 Cl. 3

Tabell 2 Beskrivning av svetsprocedurer för pläteringar i svenska reaktortankar.

Procedur	Reaktor	Ström [A]	Spänning [V]	Hastighet [mm/min]	Strängbredd [mm]	Överlapp [mm]
SA-8/12B-51	F1, F2	400 ± 20	27 ± 2	300 ± 20	20 ± 1	-
SA-38-44	F3	580 ± 20	29 ± 1	105 ± 10	60	8
I-0130	R1	-	-	-	60	-
36.03	R2	600 - 700	28 - 33	90 - 110	60	-
SA-8/12B-11	R3, R4	400 ± 20	27 ± 2	300 ± 20	20 ± 1	-
-	O1	600	28 - 30	140/100	-	-
USL 69019B	O2	400	27	300	19	-
SA-38-43	O3	580	29	105	-	8

3 Numerisk modellering

3.1 Modellering av värmekälla

Analysen av de transienta termiska förloppen under svetsning kräver en beskrivning av värme-tillförseln som väl representerar den aktuella svetsprocessen. Utgångspunkten är att värmen genereras från den tillförda elektriska effekten inom det uppsmälta tillsatsmaterialet som appliceras ovanpå substratet. I detta arbete modelleras värmekällan vid analyser i 2-D genom temperaturstyrning av uppsmält område och vid analyser i 3-D genom likformigt tillförd volymetrisk värmeenergi. Oavsett analys i 2-D eller 3-D tillämpas sekventiell aktivering av svetssträngar eller svetslängd som funktion av tiden. Vid analys i 3-D sker den sekventiella upplösningen i svetsriktningen och med diskretiseringen 1 sekund.

Förloppet för uppsmält område vid aktuell svetsprocess modelleras med en ekvivalent termisk värmekälla. Modellering av det termiska förloppet med hjälp av temperaturstyrning av uppsmält område har både för- och nackdelar. Det är en förenkling av det verkliga beteendet hos värmekällan som kräver en del ytterligare information om smältgränser samt en anpassad termisk modellering. Temperturstyrning kräver en explicit beskrivning av det termiska förloppet vid uppvärmning samt när värmekällan passerar. En vanlig metod är att tillämpa en snabb uppvärmning följt av en hålltid kopplat till aktuell värmetillförsel. Avkylningen sker därefter utan temperaturstyrning och avgörs i sin helhet av konvektions- och strålningsvillkor.

Några av de svårigheter som uppstår vid temperaturstyrning kan undvikas genom att modellera värmekällan med hjälp av nettoeffekten Q [W] enligt

$$Q = \mu UI$$

där μ är en dimensionslös processberoende effektivitetsfaktor, U är spänning [V] och I är ström [A]. Tillförd sträckenergi beror av nettoeffekt och svetshastighet. Värmekällan kalibreras utifrån uppsmält zon, värmepåverkad zon och temperaturfördelning. Varje svetsprocess innebär olika stora förluster mellan den elektriska effekten och den termiska effekt som faktiskt uppstår i smältan. De metoder som beaktats i denna studie är TIG (valideringsfall) och SAW (bandplätering).

3.2 Kalibrering av värmetillförseln

Det existerar olika metoder för modellering och kalibrering av värmetillförseln vid svetsning. Metoder baserade på lösningar för punktkällor fungerar väl för många typer av svetsprocesser och svetssträngar, se exempelvis [4] och [5]. Band- och seriepåsvetsning innebär dock strängar med tvärsnitt vars form kraftigt avviker från vad som kan approximeras av en punktkälla. En alternativ process för

generella stränggeometrier har därför tagits fram. Kalibreringen sker med utgångspunkt i nedanstående underlag.

- Information om smältgräns och värmepåverkad zon från makroprov.
- Uppskattning av inträngningsdjup baserat på typisk grad av utspädning
- Predikterad temperaturfördelning baserat på analys i 3-D.
- Experimentellt uppmätt temperaturfördelning.

3.3 FE-modellering

Numerisk modellering utförs för att prediktera restspänningar efter svetsning, värmebehandling samt provtryckning. Modelleringsmetoden utgår ifrån den som beskrivs i [6] och [7] samt har validerats i [8]. Termiska och mekaniska analyser utförs som okopplade FE-analyser. Svetsegenspanningar beräknas i enskilda mekaniska analyser där termiska förlopp följer de föregående termiska analyserna av svetsningen.

ABAQUS [9] har använts för samtliga FE-analyser. Termiska analyser har utförts med elementtypen DC2D4 och DC3D8 i 2-D respektive 3-D. Mekaniska analyser har endast utförts i 2-D med elementtypen CPEG4 för plan plåt alternativt CAX4 för axisymmetrisk geometri.

För samtliga analyser i 2-D och 3-D har FE-nät genererats med hög elementtäthet i samtliga riktningar inom områden som ansluter till samtliga svetssträngar. Vid ett avstånd bortom smältgränsen sker en övergång till en lägre elementtäthet.

För termiska analyser har ett förenklat randvillkor för konvektion och strålning tillämpats [10] för vilket värmeövergångstalet α_h [W/m²°C] uttrycks med en bilinjär funktion

$$\alpha_h = 0,0668 \cdot T \quad 20 \text{ °C} < T \leq 500 \text{ °C}$$

$$\alpha_h = 0,231 \cdot T - 82,1 \quad 500 \text{ °C} < T$$

där T är temperatur [°C]. För den första linjära delen (≤ 500 °C) domineras randvillkoret av konvektion och för den andra linjära delen (> 500 °C) domineras randvillkoret av strålning. Randvillkoret har ansatts på samtliga fria ränder vilka uppdateras allt eftersom svetssträngarna appliceras. Vid övriga ränder såsom symmetrisnitt gäller adiabatiska förhållanden.

De mekaniska randvillkoren beskrivs i respektive avsnitt nedan för valideringsfall och bandpåsvetsning av reaktortank.

4 Materialmodellering

Analyserna av svetsning i detta arbete utförs för rostfritt tillsatsmaterial. Basmaterialen utgörs av rostfritt stål (valideringsfall) eller kolstål. Termiska och mekaniska materialegenskaper är temperaturberoende.

Materialegenskaperna för det rostfria stålet [11] är baserade dels på data från provning av TP316 publicerade i [12] och dels på data från provning av AISI 316L publicerade i [13]. Krypegenskaper är viktiga för simulering av slutlig värmebehandling och har tagits från [14]. För det rostfria tillsatsmaterialet antas samma materialegenskaper som för rostfritt basmaterial.

Kolstålet är SA-508 Cl. 2 för vilket data återfinns i [15]. Kryppparametrar för värmebehandling har anpassats från data i [16].

Austenit-martensit fastransformation för SA-508 Cl. 2 har modellerats genom korrektion av termisk expansion. Transformationsinducerad plasticering och variation i sträckgräns för olika faser har inte beaktats.

4.1 Termiska egenskaper

De termiska egenskaper som ingår i modelleringen är specifik värmekapacitet, konduktivitet, densitet och latent värme.

4.2 Mekaniska egenskaper

De mekaniska egenskaperna utgörs av elastiska, plastiska, viskoplastiska materialegenskaper och termisk expansion. Mixat isotropt-kinematiskt hårdnande tillämpas för rostfritt stål och isotropt hårdnande tillämpas för kolstål. Annealing tillämpas för rostfritt stål och kolstål vid höga temperaturer.

4.3 Krypegenskaper

Bailey-Norton kryppmodell representerar både primär- och sekundärkryppfas och kryptöjningen uttrycks som

$$\varepsilon_c = \frac{1}{m+1} A \sigma^n t^{m+1}$$

i dess tidshårdnande form motsvarar detta

$$\dot{\varepsilon}_c = A \sigma^n t^m$$

eller i dess töjningshårdnande form

$$\dot{\varepsilon}_c = A^{1/(m+1)} \sigma^{n/(m+1)} [(m+1)\varepsilon_c]^{m/(m+1)}$$

där A , n och m är temperaturberoende materialkonstanter, σ är spänning, $\dot{\epsilon}_c$ är kryptöjning och t är tid. Materialkonstanterna tas fram från experimentella underlag och beror av valet av dimension hos spänning (exempelvis Pa eller MPa) och tid (exempelvis sekunder och timmar). Vid kryptmodellering av värmebehandling är den töjningshårdnande formen att föredra eftersom den fångar såväl förändringar i temperatur som relaxering av svetsegensspänningar. Primärkrypdata för SA-533 och SA-508 finns publicerat i [16] där provning har utförts under korta tidsintervall med konstant last och temperatur vid olika nivåer. Lastnivåerna sjunker med ökad temperatur. För de högre temperaturerna anges högsta lastnivåerna 152 MPa vid 566 °C och 41 MPa vid 649 °C. Vid den lägsta temperaturen 399 °C är den högsta lastnivån 379 MPa vilket ligger närmare de höga nivåer av svetsegensspänningar som förväntas uppstå vid svetsning.

Lokalt höga spänningsnivåer innebär att den största delen av relaxeringen av svetsegensspänningar i tankstål sker redan under uppvärmningen till värmebehandlingstemperaturen [17]. Kryppparametrar baserade på data från [16] vid temperaturerna 399, 482, 566 och 649 °C redovisas i Tabell 3. Parametrarna innebär en viss approximation när de tillämpas för spänningar och temperaturer som överstiger nivåerna som anges i [16].

Krypdata för rostfritt pläteringsmaterial finns i [2]. Dessa parametrar beskriver sekundärkrypfasen och redovisas för temperaturerna 550, 575 och 600 °C. Referens [14] rapporterar data från ett experimentellt program där rostfritt basmaterial och svetsat material har provats. Även här anges parametrar för sekundärkrypfasen men dock som funktion av temperatur

$$\dot{\epsilon}_c = A\sigma^n e^{-Q/R}$$

där Q är aktiveringsenergi [J/mol K], R är den allmänna gaskonstanten [J/mol K] och T är absolut temperatur [K]. Kryppparametrar enligt [14] för rostfritt basmaterial redovisas i Tabell 4.

Den totala varaktigheten för värmebehandling av en typisk reaktortank är c:a 38 timmar vilket är så kort tid att primärkrypfasen kan utgöra en betydande del av det totala kryptöjningsförloppet. I de flesta fall genomförs krypprovning för långa tidsintervall vid karakterisering av sekundär- och tertiärkrypfasen. Detta får till följd att det är svårt att hitta publicerade data som innefattar detaljerad information om primärkrypfasen.

Värmebehandling av rostfritt stål vid temperaturer som understiger 870 °C innebär en begränsad relaxering av det initiala spänningstillståndet, se [18]. Figur 2 visar graden av relaxering under värmebehandling av typ 347 rostfritt stål vid olika temperaturer. Den ger stöd för uppgiften om begränsad relaxering men illustrerar också betydelsen av primärkryp som kan motsvara mer än 80 % av den totala relaxeringen vid 600 °C. Kryptöjningshastigheten uppvisar ett starkt

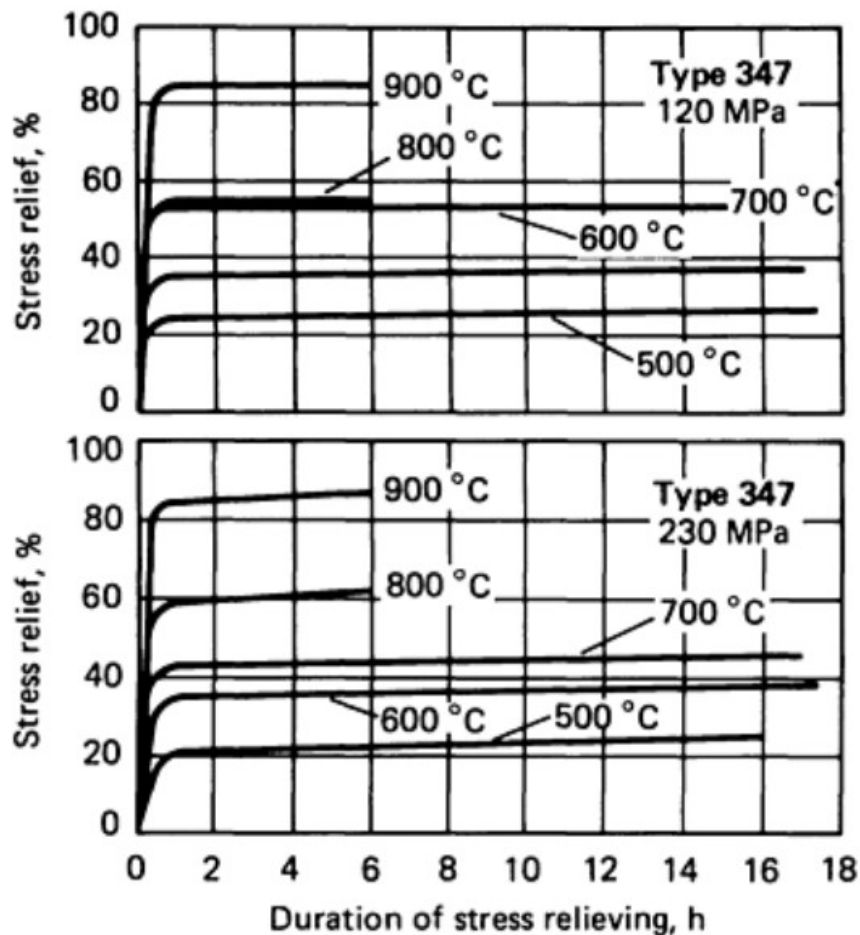
beroende av temperatur under primärkryppfasen, medan temperaturberoendet är mindre för sekundärkryppfasen.

Tabell 3 Kryppparametrar för SA 508.

Temperatur [°C]	A [$\text{Pa}^{-n}\text{h}^{-1}$]	n [-]	m [-]
399	1E-27	2,71	-0,72
482	1E-27	2,76	-0,64
566	1E-27	2,91	-0,45
649	1E-27	3,07	-0,48

Tabell 4 Kryppparametrar för 304L [14].

A [$\text{MPa}^{-n}\text{h}^{-1}$]	Q [J/mol K]	n [-]
6,0121E-5	2,6E5	5,7278



Figur 2 Relaxering av restspänningar i rostfritt stål av typ 347 vid olika temperatur för spänningsnivåerna 120 MPa och 230 MPa [18].

4.4 Austenit-martensit fasomvandling i ferritiskt stål

När ferritiskt stål uppnår en tillräckligt hög temperatur omvandlas den ursprungliga kristallstrukturen från BCC (ferrit) till FCC (austenit) vilket innebär en volymminskning. När temperaturen sedan sjunker snabbt omvandlas FCC (austenit) till BCT (martensit) och/eller BCC (ferrit/bainit/perlit) vilket innebär en volymökning. Den volymökning som sker under omvandling från austenit till martensit är störst och påverkar svetssegensspänningstillståndet i värmepåverkade områden där tillräckligt hög temperatur har uppstått.

Den implementering av austenit-martensit fastransformationer som tillämpas i detta arbete är en approximation som bygger på justering av koefficienten för termisk expansion. Justeringen sker med utgångspunkt i experimentellt framtagna materialegenskaper för fastransformation till och från austenit vid uppvärmning respektive avsvälning. Övergången från en fas till en annan medför förändring av mikrostrukturen och därmed volymförändringar. Dessa volymförändringar påverkar svetssegensspänningarna och är viktiga att beakta för ferritiska stål.

Den största mängden martensit som kan bildas under svetsprocessen avgörs av mängden tillgänglig austenit och svalningsförloppet. Vid ett tillräckligt snabbt svalningsförlopp sker en fullständig omvandling där i stort sett all austenit omvandlas till martensit. Ett långsammare svalningsförlopp innebär att austenit även omvandlas till andra faser såsom bainit och perlit. Detaljerad information om vilka faser och fraktioner som bildas under svalningsförloppet kräver exempelvis dilatometerprovning eller termodynamisk modellering. I detta arbete har inga experimentella undersökningar utförts och därför antas materialegenskaper utifrån publicerade materialparametrar och empiriska samband.

Fördelningen austenit som bildas vid uppvärmning brukar ofta beskrivas linjärt enligt

$$f_Y = \frac{(T - A_1)}{(A_3 - A_1)} \quad \text{där} \quad A_1 \leq T \leq A_3 \quad \text{och} \quad \dot{T} > 0$$

där materialparametrarna A_1 och A_3 är start- och sluttemperaturer för omvandlingen. Med hjälp av den kemiska sammansättningen kan starttemperaturen A_1 [19] och sluttemperaturen A_3 [20] antas enligt

$$A_1 = 723 - 10.7\text{Mn} - 16.9\text{Ni} + 29\text{Si} + 16.9\text{Cr} + 290\text{As} + 6.4\text{W} = 716^\circ\text{C}$$

$$A_3 = 912 - 203\sqrt{C} - 15.2\text{Ni} + 44.7\text{Si} + 104\text{V} + 31.5\text{Mo} + 13.1\text{W} - 30\text{Mn} - 11\text{Cr} - 20\text{Cu} + 700\text{P} + 400\text{Al} + 120\text{As} + 400\text{Ti} = 812^\circ\text{C}$$

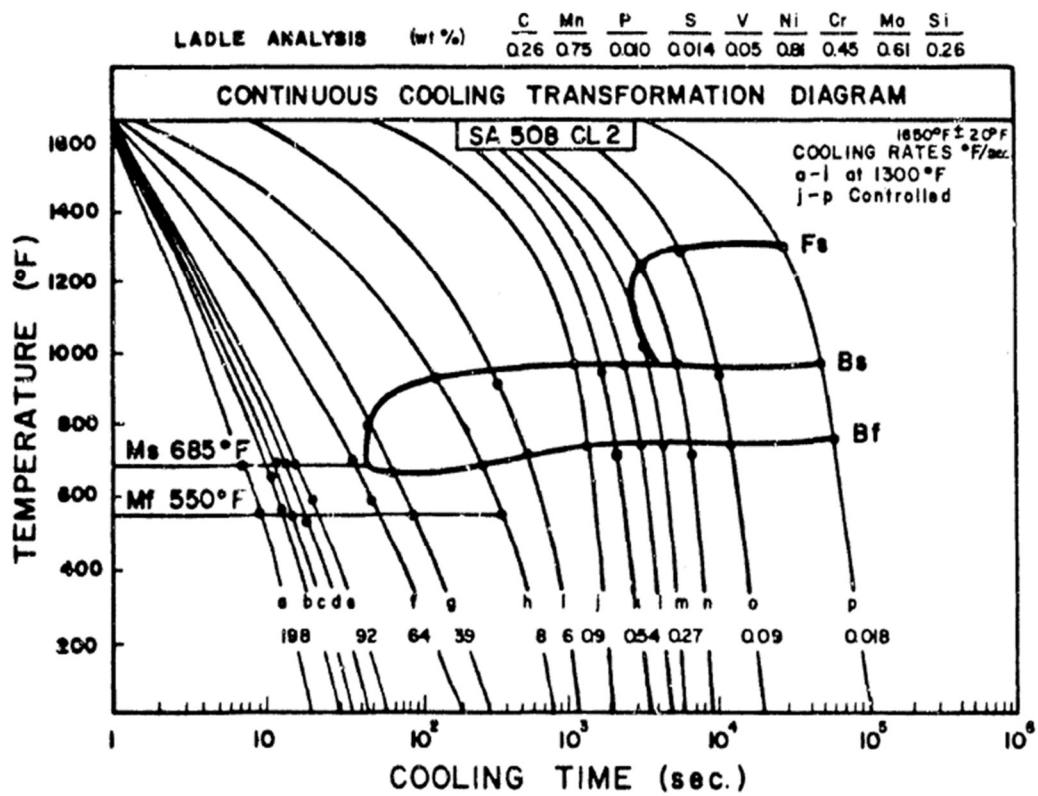
Fördelningen martensit som bildas under svalningsförloppet brukar ofta beskrivas enligt [21]

$$f_{\alpha'} = f_{\alpha'}^{\max}(1 - e^{-k(M_s - T)}) \quad \text{där} \quad M_f \leq T \leq M_s \quad \text{och} \quad \dot{T} < 0$$

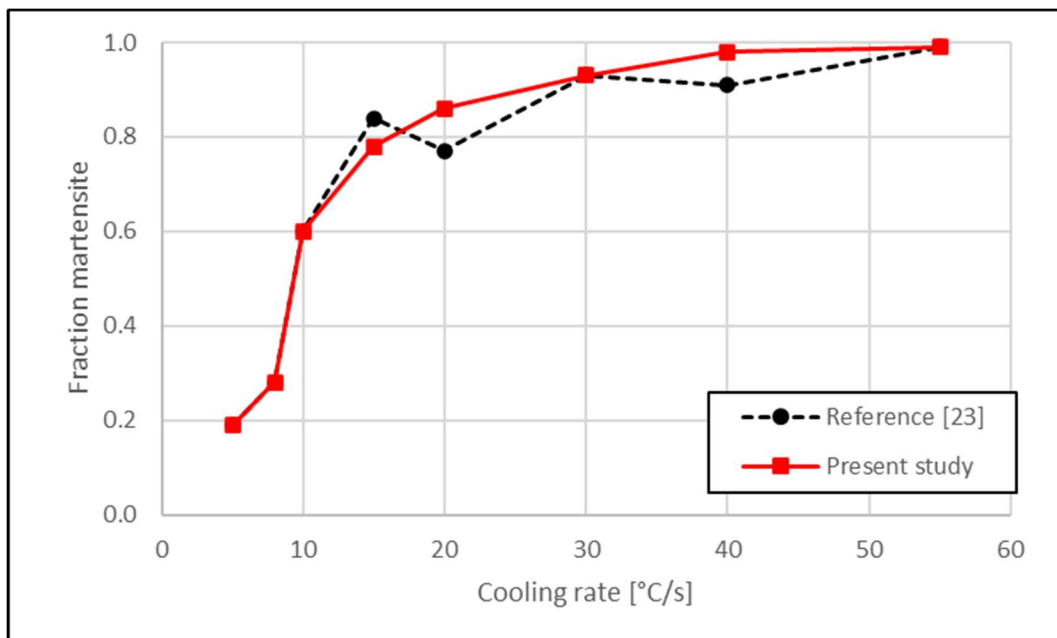
där parametern k beräknas utifrån att fraktionen $f_{\alpha'}$ antas vara $0.01f_{\alpha'}^{\max}$ vid starttemperaturen M_s och $0.99f_{\alpha'}^{\max}$ vid sluttemperaturen M_f . Start- och sluttemperaturerna, $M_s = 363 \text{ }^\circ\text{C}$ ($685 \text{ }^\circ\text{F}$) respektive $M_f = 288 \text{ }^\circ\text{C}$ ($550 \text{ }^\circ\text{F}$), framgår av Figur 3. Den största mängden martensit som kan bildas $f_{\alpha'}^{\max}$ beror bland annat av svalningsförloppet.

Figur 3 visar ett CCT-diagram för SA-508 Cl. 2 med några olika svalningskurvor och respektive svalningshastighet vid $700 \text{ }^\circ\text{C}$ ($1300 \text{ }^\circ\text{F}$) [22]. Kurvorna visar att en svalningshastighet om $36 \text{ }^\circ\text{C/s}$ ($64 \text{ }^\circ\text{F/s}$) eller snabbare medför en fullständig martensitomvandling. Hårdhetsprovning hos mikrostrukturer från olika svalningsförlopp har påvisat fraktioner av martensit om 90 % eller högre vid avsvälning från $800 \text{ }^\circ\text{C}$ till $500 \text{ }^\circ\text{C}$ med en medelhastighet mellan $30 \text{ }^\circ\text{C/s}$ och $40 \text{ }^\circ\text{C/s}$ [23]. Då det saknas exakta materialdata antas här utifrån dessa två referenser att fraktionen martensit $f_{\alpha'}^{\max}$ beror av avsvälningshastigheten enligt Figur 4.

Volymförändringarna till följd av fasomvandlingar beräknas här utifrån den simulerade fördelningen austenit f_γ respektive martensit $f_{\alpha'}$ och referensvärden för töjningsförändringar, $\varepsilon_\gamma^{\Delta V}$ respektive $\varepsilon_{\alpha'}^{\Delta V}$, motsvarande fullständig austenit- och martensitomvandling. I brist på experimentellt uppmätta data för det aktuella materialet antas för omvandlingen till austenit att $\varepsilon_\gamma^{\Delta V} = -2.288\text{E-}3$ medan en känslighetsstudie utförs för omvandlingen till martensit där $\varepsilon_{\alpha'}^{\Delta V}$ antas värden mellan $2\text{E-}3$ och $8\text{E-}3$ vilket representerar ett ofta förekommande intervall i publicerade material [24].



Figur 3 CCT-diagram för SA-508 Cl. 2 där temperatur anges i grader Fahrenheit [22].



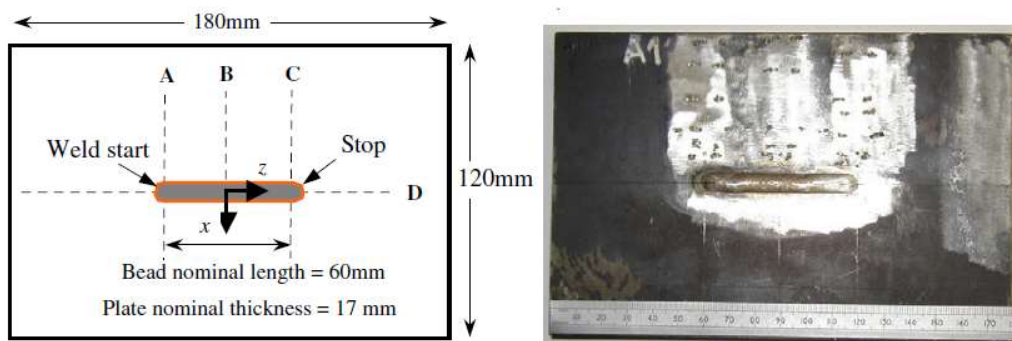
Figur 4 Fraktionen martensit som funktion av avsvlningshastighet enligt [23].

5 Validering av modellering för generell stränggeometri

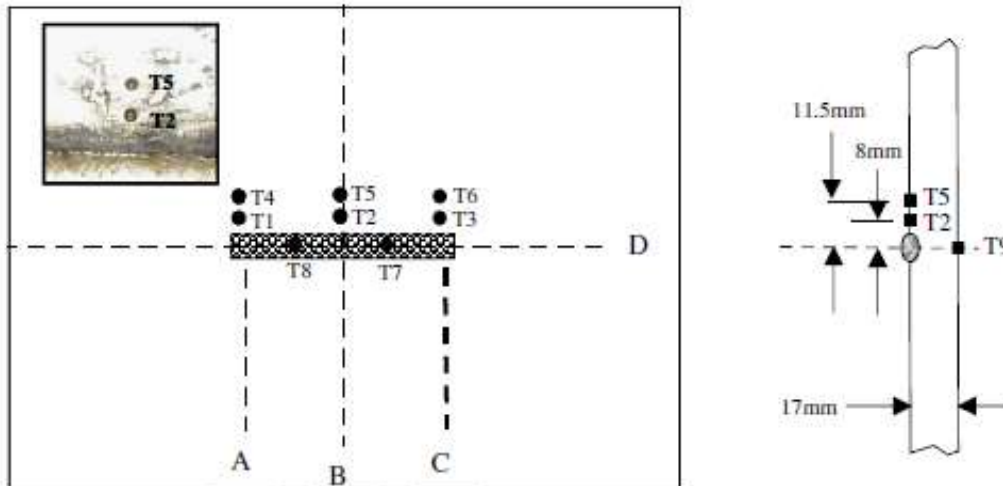
Vid plätering genom bandpåsvetsning uppstår strängar med ovanligt långsträckta tvärsnitt jämfört med vanligare svetsmetoder. Den vanligen tillämpade metodiken [6] är begränsad till svetssträngar med tvärsnitt där bredd och höjd är likvärdiga. För att kunna simulera svetsning av strängar med en generell stränggeometri har en metod tagits fram där kalibrering av värmekällan utförs genom modellering i 3-D. Metoden valideras i detta kapitel mot ett väldokumenterat experiment med detaljerad information från makroprov och uppmätt termisk respons.

Validering av värmekällemodellering har genomförts mot en NeT-benchmark [25]. Enstaka strängar svetsades längs centrumlinjen på plana plåtar utan fogberedning. De fyra färdiga plåtarna var i stort sett identiska. Substrat såväl som tillsatsmaterial utgjordes av rostfritt stål av typ 316L. Svetsprocessen var TIG med angiven sträckenergi 633 J/mm och hastighet 2,27 mm/s. Plåtarnas dimensioner och utformning framgår av Figur 5. Resultatet från benchmarken har publicerats i ett flertal artiklar och omfattar numeriska prediktioner samt experimentella mätningar av temperaturfördelningar och restspänningsprofiler, se exempelvis referens [26] respektive [27]. I den föreliggande rapporten koncentreras valideringen till ett tvärsnitt B vid halva svetslängden, där det antas råda ett stationärt transient förlopp.

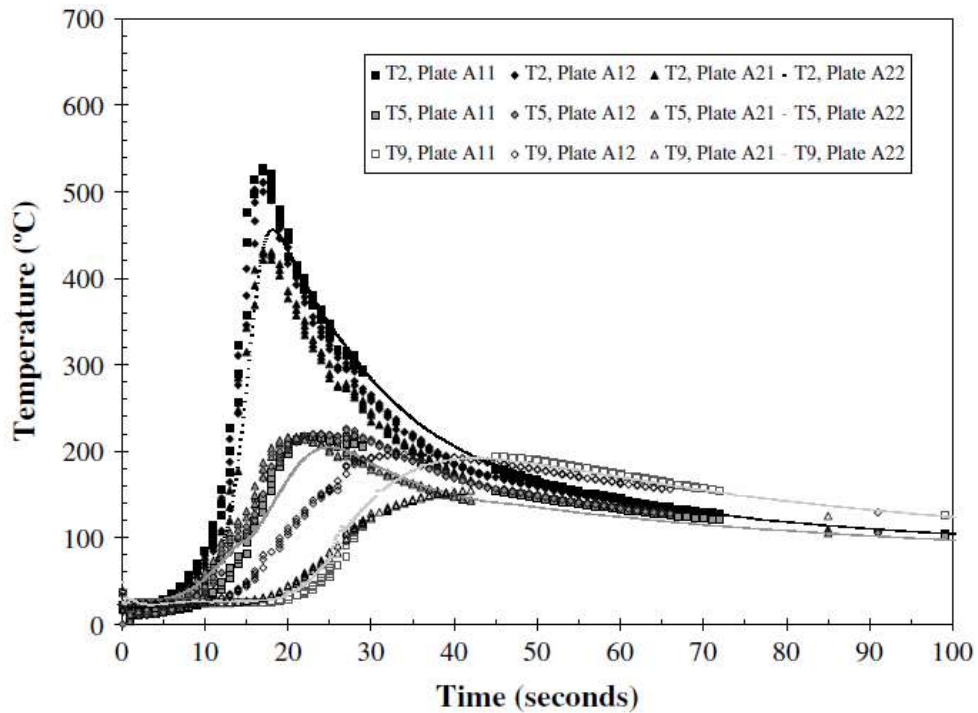
Inom det experimentella arbetet har termisk respons uppmätts med hjälp av termogivare i ett antal positioner på varje plåt, se Figur 6. Termogivare positionerade i tvärsnittet B benämns T2, T5 och T9. Den experimentellt uppmätta termiska responsen som visas i Figur 7 ger värdefull information för kalibrering av den termiska analysen. Referens [26] anger de högsta uppmätta temperaturerna vid termogivare T2, T5 och T9 till 190 °C, 200 °C respektive 450 °C.



Figur 5 Dimensioner och utformning av de svetsade plåtarna [28].

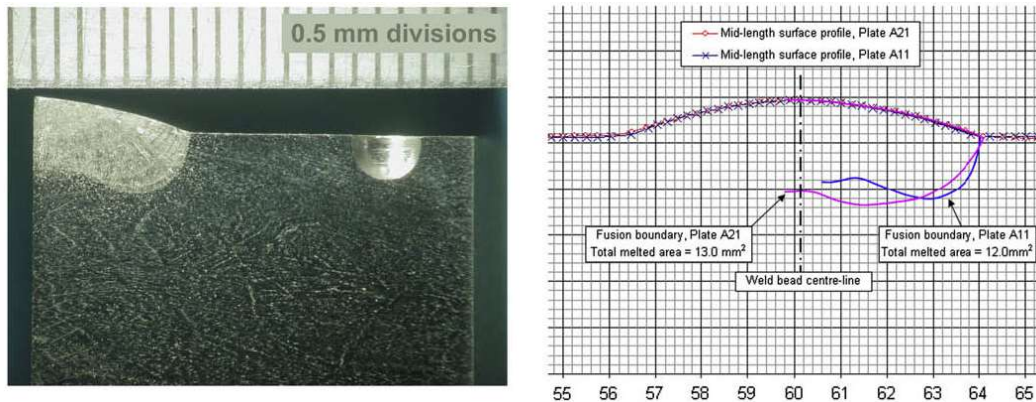


Figur 6 Termogivarnas positioner [26].



Figur 7 Termisk respons vid T2, T5 och T9 för de fyra plåtarna [28].

Värdefull information kan erhållas från makroprover ur vilka det går att urskilja smältgräns samt utsträckningen av värmepåverkad zon. Detta kan utläsas till isotermer motsvarande smältgräns och gräns för värmepåverkad zon. Den smältgräns som framgår av Figur 8 har i jämförelsen modifierats till en halvelliptisk form och sträcker sig till ett djup om 1,50 - 1,75 mm. Smälttemperaturen för rostfritt stål är c:a 1400 °C. En kombination av uppmätt termisk respons och makroprover utgör ett värdefullt underlag vid kalibrering av värmekällan.

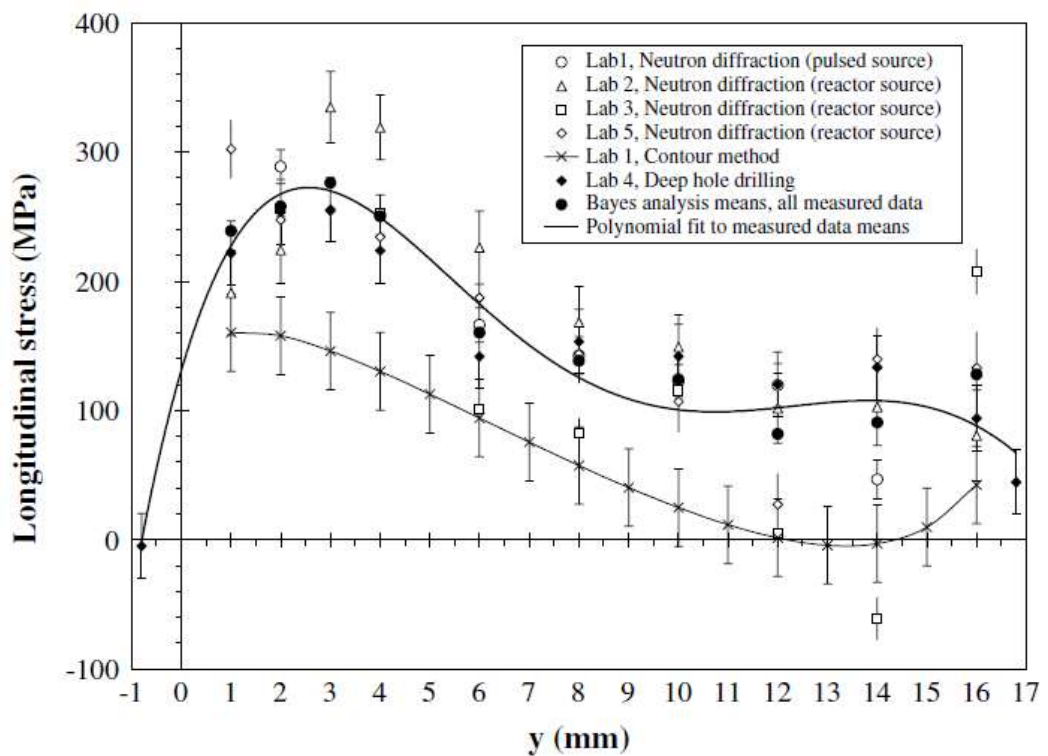
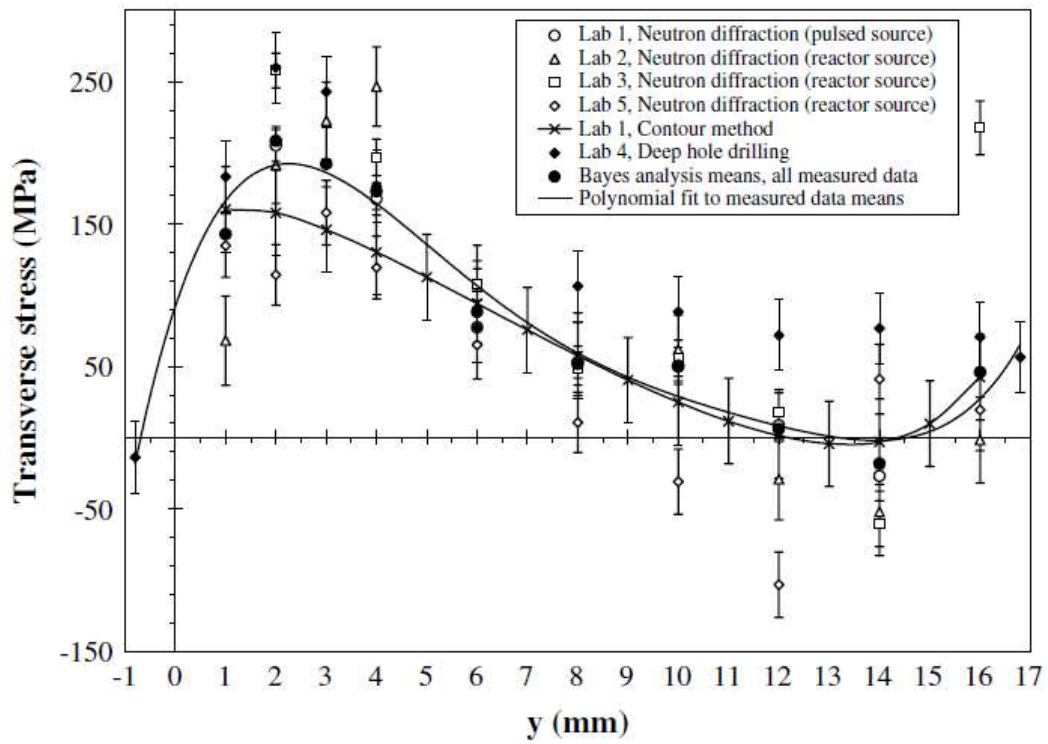


Figur 8 Makroprov för tvärsnitt B ger information om smältgräns [28].

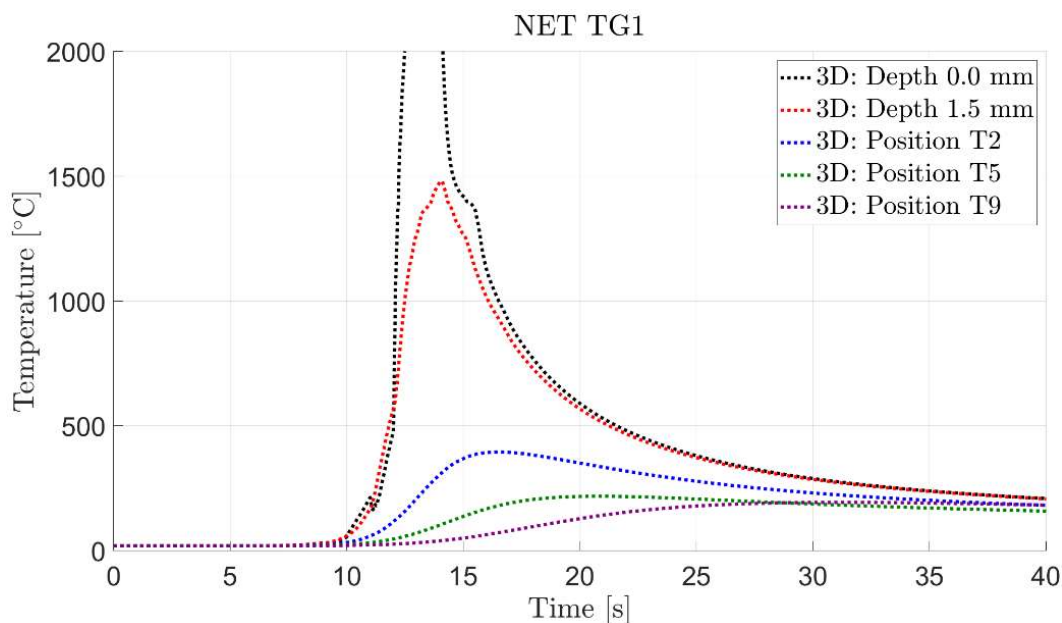
Inom NeT-benchmark har mätning av svetsegenspänningar genomförts med neutroddiffraction, röntgendiffraktion, konturmetod samt hålbörning [28]. Spridningen bland de deltagande organisationernas numeriskt predikterade svetsegenspänningar är relativt stor. Även svetsegenspänningar uppmätta med olika metoder visar relativ stor spridningen, särskilt longitudinella spänningar från *Contour method*, se Figur 9. Det kan noteras att ingen restspänningsmätning uppvisar jämvikt genom godstjockleken för vare sig transversell eller longitudinell spänning, trots att kontraktion var nominellt fri i samtliga riktningar.

Predikterad termisk respons från analys i 3-D, med metodiken som beskrivs i avsnitt 3, visas i Figur 10. Vid djupet 1,5 mm uppnås en temperatur om c:a 1400 °C som vid jämförelse med responsen vid T2, T5 och T9 styrker kalibreringen av värmekällan. De numeriska prediktionerna stämmer väl överens med experimentellt uppmätt respons vid T5 och T9, jämför med Figur 7. Vid T2 ligger prediktionen dock något lägre än den experimentellt uppmätta responsen. En ögonblicksbild från den termiska analysen i 3-D ges i Figur 11.

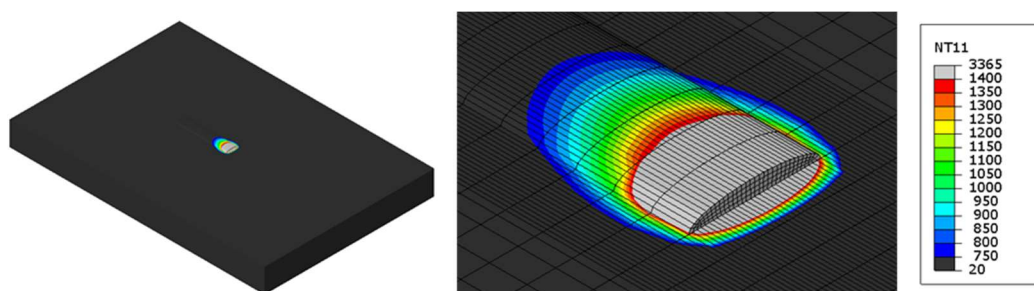
Termisk analys i 2-D med temperaturstyrning ger möjlighet att variera tiden för uppvärmning Δt_1 och hålltid Δt_2 så att den termiska responsen inklusive avkyllning blir korrekt återgiven. Känslighetsanalys utfördes avseende olika approximationer för temperaturstyrningen. Tiden för uppvärmning Δt_1 tilläts variera mellan 0,5 och 5,0 sekunder medan hålltiden Δt_2 varierades mellan 0,5 och 2,0 sekunder. Olika kombinationer (Δt_1 ; Δt_2) undersöktes varav de två ytterligheterna för parametrarna i detta intervall (0,5;2,0) och (5,0;0,5) studeras i detalj.



Figur 9 Experimentellt uppmätta transversella och longitudinella spänningsfördelningar [28].



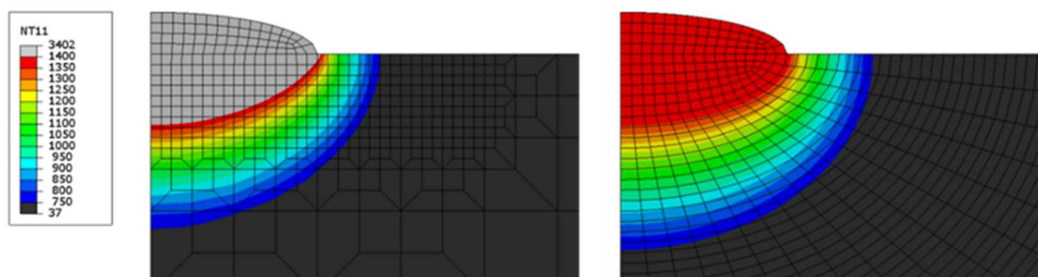
Figur 10 Respons från termisk analys i 3-D.



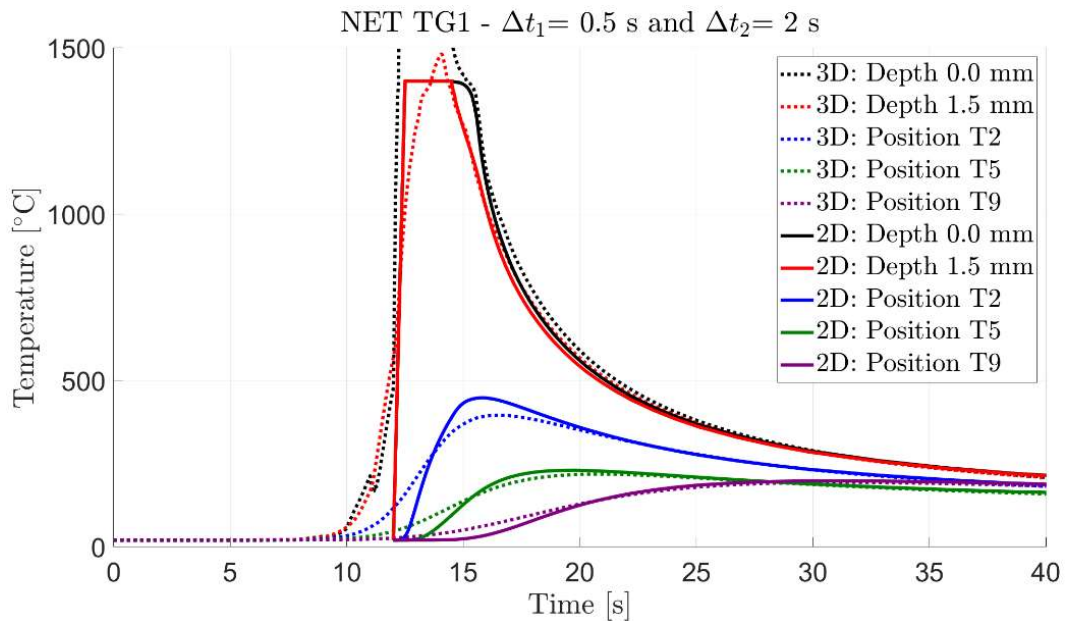
Figur 11 Ögonblicksbild från termisk analys i 3-D.

Temperaturfördelning och termisk respons är inte känslig för måttliga variationer inom ovanstående gränser för tiden för uppvärmning respektive hålltid.

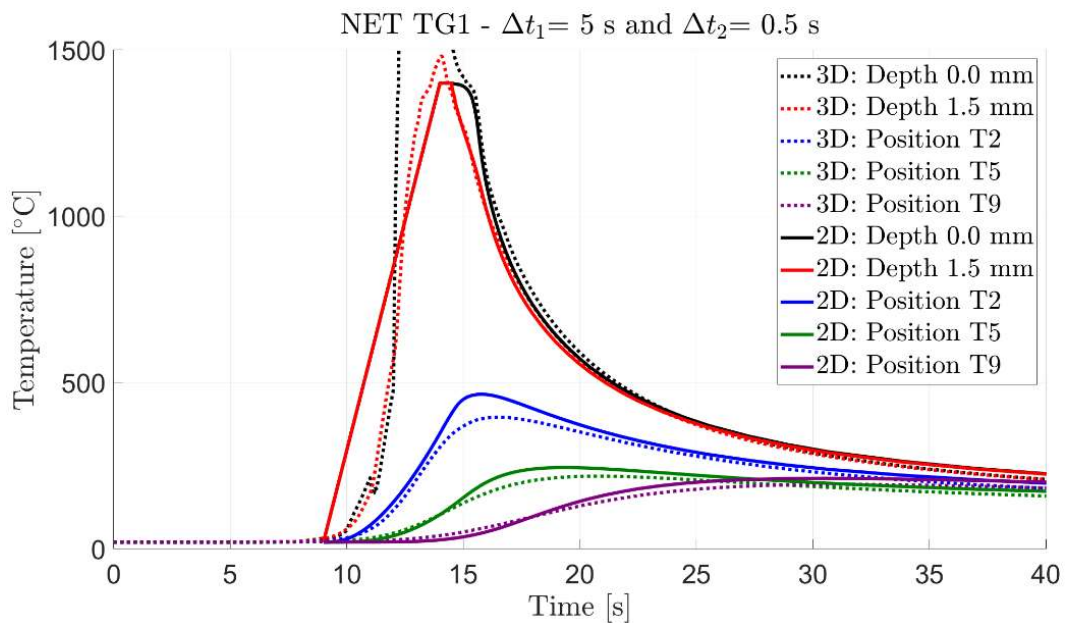
Envelopeerad temperaturfördelning från analys i 3-D och 2-D kan jämföras i Figur 12. Den termiska responsen visas i Figur 13 respektive Figur 14. För position T2 ligger prediktionen från analys i 2-D över den som erhålls vid analys i 3-D, men stämmer bättre överens med de experimentellt uppmätta temperaturer som anges i Figur 7. De två kombinationer av tid för uppvärmning och hålltid som studerats uppvisar relativt likvärdiga avkylningsförlopp även om uppvärmningsförloppen skiljer något.



Figur 12 Envelopeerad temperaturfördelning från termisk analys i 3-D (vänster) och i 2-D (höger).



Figur 13 Termisk respons från analys i 3-D med kalibrerad värmekälla samt analys i 2-D med 0,5 sekunder uppvärmning och 2,0 sekunder hålltid.

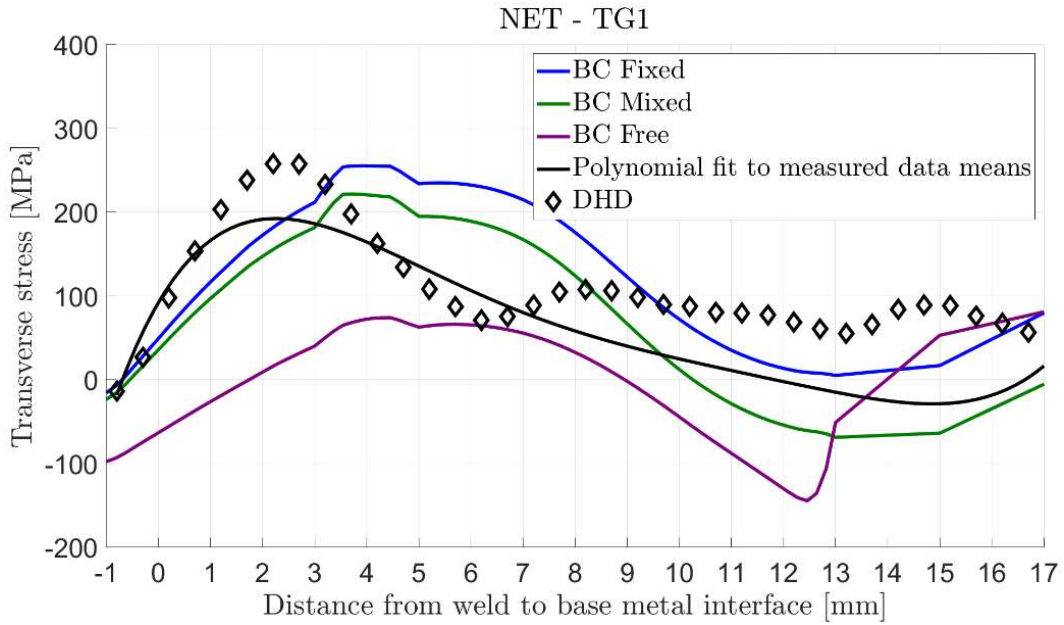


Figur 14 Termisk respons från analys i 3-D med kalibrerad värmekälla samt analys i 2-D med 5,0 sekunder uppvärmning och 0,5 sekunder hålltid.

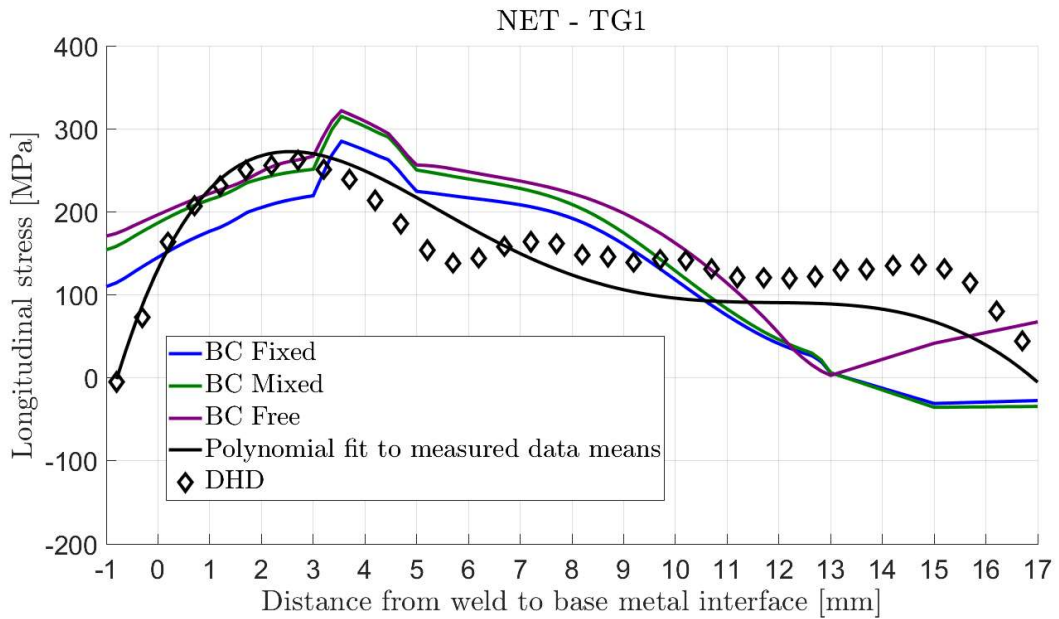
Svetsespänningar predikteras genom mekanisk analys i 2-D med direkt koppling till de termiska förlopp som ges av motsvarande termiska analyser i 2-D. Den aktuella geometrin utgörs av en plan plåt fäst med tvingar. Kontraktion och expansion kan anses fri i samtliga riktningar med undantag för expansion i tvärled som förhindras av tvingarna. Det termiska förloppet med begränsad utsträckning i 3-D ger effekt över hela tvärsnittet vid analys i 2-D. Med anledning av detta har randvillkor med olika inspänning studerats. En rand med förhindrad transversell rörlighet förväntas bidra med en överskattning av styvheten hos det verkliga randvillkoret. På samma sätt kan det förväntas att en rand med fri transversell rörlighet ger en överdrivet stor rörelsefrihet hos den plana återgivningen av plåten.

Ytterligare ett randvillkor har studerats där transversell expansion är förhindrad utanför tvingarna samtidigt som en fjäder ger upphov till ett dragmotstånd vid kontraktion innanför tvingarna. Det är svårt att kalibrera fjäderkonstanten utifrån faktisk geometri. Istället redovisas resultat för den fjäderkonstant vilken ger högsta spänningsnivåer i likhet med polynom Anpassningen av experimentella data. Profilen hos spänningen för det senare randvillkoret hamnar i stort sett mellan resultaten för fallen med förhindrad respektive fri transversell rörlighet.

De numeriskt predikterade resultaten från analys i 2-D visar en relativt god överensstämmelse med publicerade experimentella data sett till spänningsfördelningens nivå och profil, se Figur 15 och Figur 16. Resultaten visar att randvillkoret har en stor inverkan, främst gällande spänningsnivå men till viss utsträckning även spänningsprofilen, och visar att ett fritt randvillkor inte är en tillräcklig beskrivning för den plana plåten. Resultaten för transversell och longitudinell spänning visar ett svagt beroende av vald tid för uppvärmning och hålltid, för approximationer inom ovanstående gränser.



Figur 15 Predikterad transversell svetsegenspänning för tre olika randvillkor i jämförelse med en polynomanpassning av experimentellt uppmätta data. Resultat från borrhålmätning anges enskilt.



Figur 16 Predikterad longitudinell svetsegenspänning för tre olika randvillkor i jämförelse med en polynomanpassning av experimentellt uppmätta data. Resultat från borrhålmätning anges enskilt.

6 Restspänningar i bandpläterad reaktortank

6.1 Geometri och tillverkningsprocedur för exempelfall

Detaljerad analys av restspänningarna utförs för plätering utförd genom bandpåsvetsning i omkretsled med ett lager på insidan av en reaktortank. För det analyserade exempelfallet har en geometri motsvarande tryckvattenreaktor (PWR) valts, med innerradie 2000 mm och godstjocklek 200 mm. En bandplätering med tjocklek 5 mm har analyserats. Svetsmetoden som utvärderas är enlager bandpåsvetsning med en strängbredd om 60 mm och överlappning vid strängövergång om 8 mm. Svetsparametrar har tagits från svetsprocedurspecifikation SA-38-44, vilket ger strömstyrka 580 A, spänning 29 V och hastighet 105 mm/min. Detta motsvarar approximativt R2, samt F3 och O3, se Tabell 1 och Tabell 2.

Figur 17 visar ett makroprov för rostfri bandplätering där smältgräns, värmepåverkad zon och överlapp tydligt framgår. Skala saknas för figuren men proportionerna mellan de olika djupen kan ändå anses representativa. Utgående från att pläteringens bidrar med c:a 5 mm godstjocklek framgår det att smältgränsen och gränsen för värmepåverkad zon ligger ungefär 1,5 mm respektive 13 mm in i tankstålet.

En typisk utspädning för bandpåsvetsning då svenska reaktortankar tillverkades anges i [29] vara 18 - 25 %. För ett pläteringsskikt med 5 mm tjocklek ger denna utspädning ett penetrationsdjup om c:a 1,5 mm, vilket ger stöd för informationen från makroprovet i Figur 17.

Efter slutförd svetsning värmebehandlas reaktortanken. Värmebehandling av låglegerat ferritiskt tryckkärlsstål genomförs vanligtvis för anlöpning och reducering av svetssegensspänningar. Värmebehandlingen utförs vid 620 °C, och omfattar först c:a 15 timmar uppvärmning, c:a 8 timmar hålltid samt c:a 15 timmar avsvälning, vilket ger en total varaktighet om c:a 38 timmar.

Effekten av en provtryckning har simulerats med de inre övertrycken 110 bar och 215 bar vid 50 °C vilket är förhållanden motsvarande kokarvattenreaktor respektive tryckvattenreaktor.

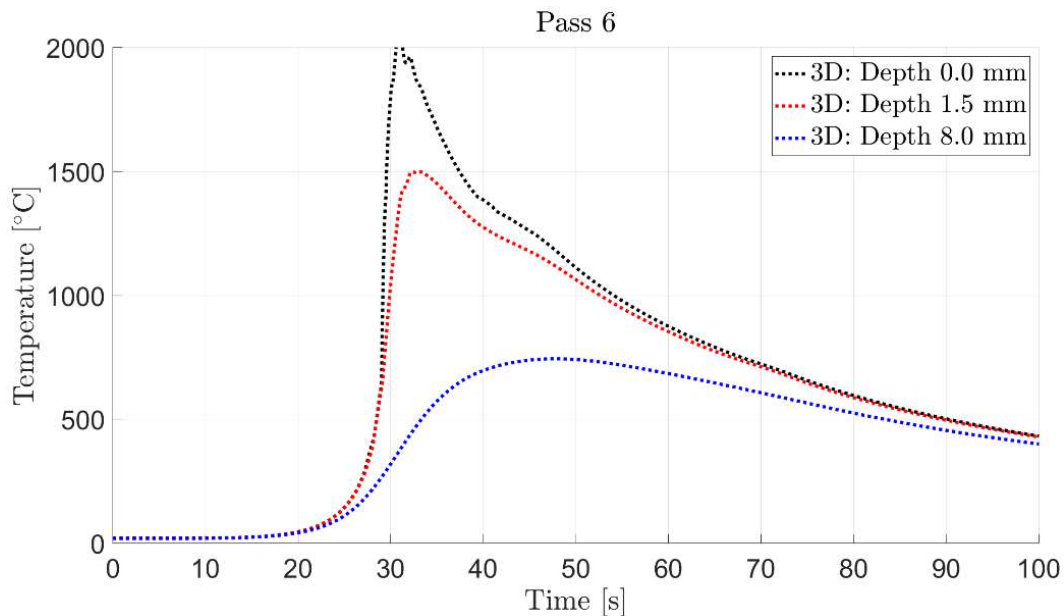


Figur 17 Makroprov för enlager bandpåsvets [3].

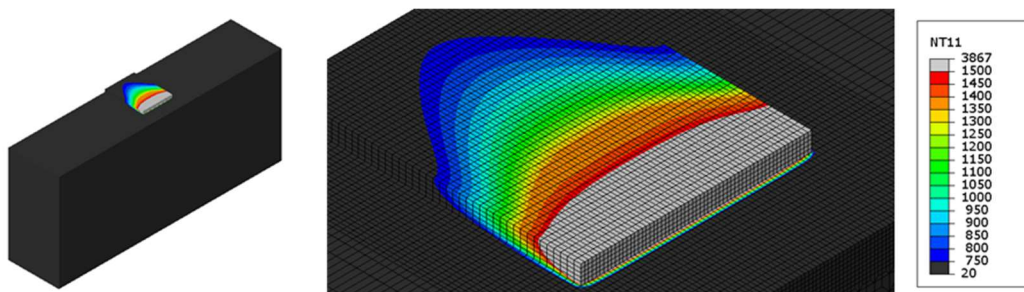
6.2 Resultat

Experimentell mätning av termisk respons har tidigare saknats för det studerade fallet av bandplätning från 70-talet. Värmekällan kalibrerades därför med hjälp av information om sträckenergi samt strängform, smältgräns och värmepåverkad zon från makroprov. Experimentella mätningar för ett likvärdigt fall publicerades senare i [30].

Predikterad termisk respons från analys av påläggning av ett enstaka pläteringsband i 3-D vid gränssytan mellan svetssträng och basmaterial (djup 0,0 mm), vid smältgränsen (djup 1,5 mm) samt vid gränsen för värmepåverkad zon (djup 8,0 mm) visas i Figur 18. Vid djupet 1,5 mm uppnås en temperatur om c:a 1500 °C och vid djupet 8,0 mm uppnås en temperatur om c:a 750 °C vilket styrker kalibreringen av värmekällan. En ögonblicksbild från den termiska analysen i 3-D ges i Figur 19.



Figur 18 Termisk respons från analys i 3-D.

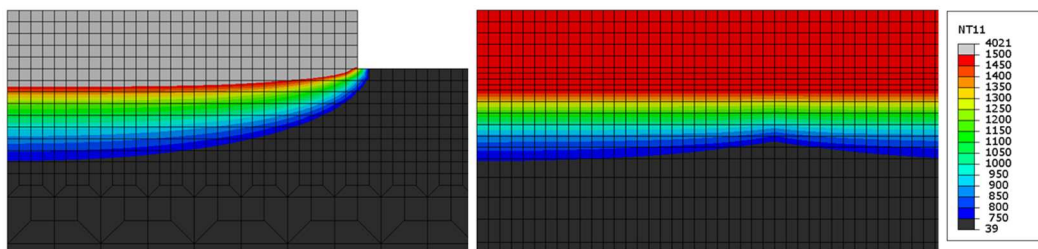


Figur 19 Ögonblicksbild från termisk analys i 3-D.

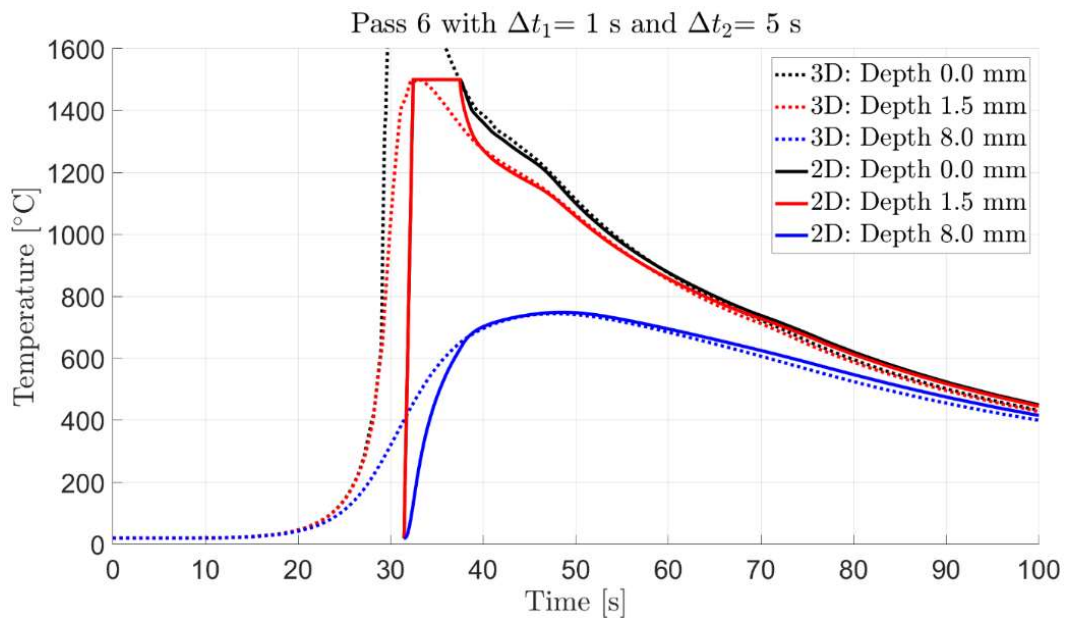
I de termiska analyserna i 2-D har två fall för approximation av uppvärmning Δt_1 och hålltid Δt_2 analyserats, (1,0;5,0) och (10,0;1,0). Dessa kombinationer har valts utifrån en serie analyser där dessa två ytterligheter har konstaterats omskriva kombinationer som ger nära likvärdig termisk respons. Enveloperad temperaturfördelning från analys i 3-D och 2-D kan jämföras i Figur 20. Den termiska responsen visas i Figur 21 respektive Figur 22.

Kalibreringen för ett enstaka pläteringsband har tillämpats för termisk analys i 2-D vid sekventiell påläggning av totalt elva pläteringsband. Termisk respons vid strängövergången mellan det sjätte och sjunde pläteringsbandet visas i Figur 23. Resultaten visar att det vid strängövergångarna sker en upprepad termisk cykling.

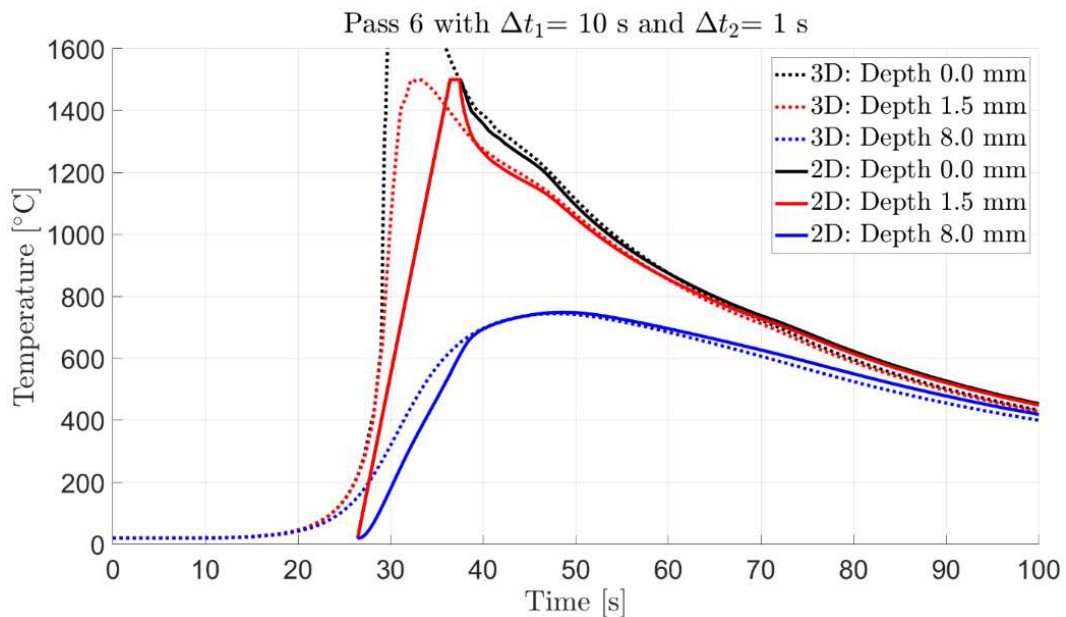
Prediktering av svetsegenspänningar har utförts genom mekanisk analys i 2-D med direkt koppling till de termiska förlopp som ges av motsvarande termiska analyser i 2-D. Den mekaniska analysen genomförs med axisymmetrisk modellering och elementformulering. Känslighetsanalys avseende värmekällans modellering visar att skillnaden mellan resultaten för de två approximationerna för uppvärmning och hålltid är liten, för både transversell och longitudinell spänning. Svetsegenspänningar vid 20 °C har predikterats för tillståndet före respektive efter värmebehandling. Därefter har effekten av provtryckning analyserats. Restspänningar efter provtryckning anges vid 20 °C och 286 °C.



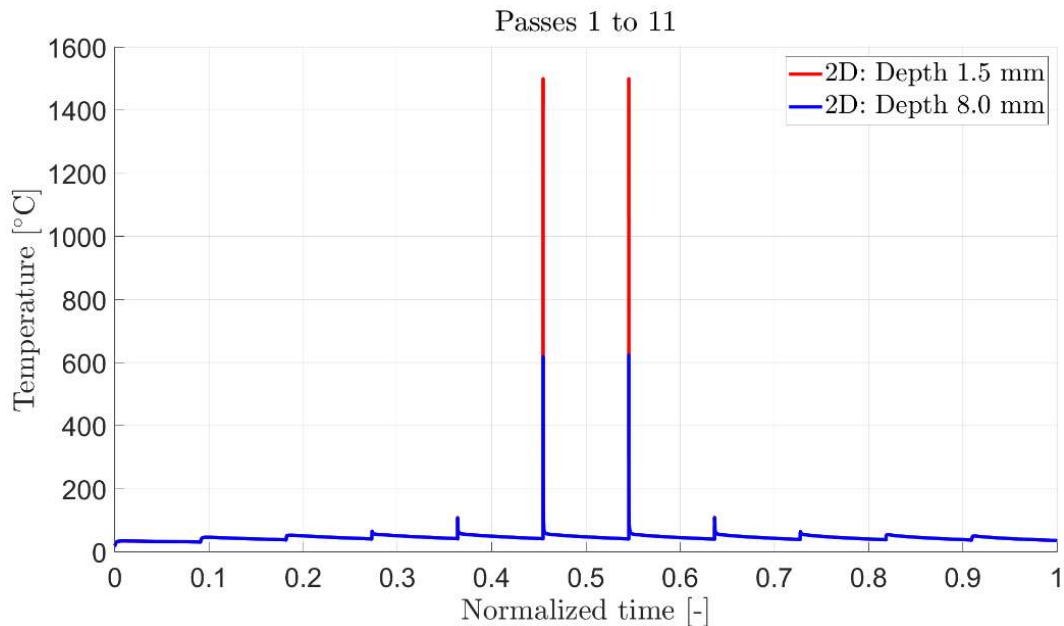
Figur 20 Enveloperad temperaturfördelning från termisk analys i 3-D (vänster) och i 2-D (höger).



Figur 21 Enstaka pläteringsband. Termisk respons från analys i 3-D med kalibrerad värmekälla samt analys i 2-D med 1,0 sekunder uppvärmning och 5,0 sekunder hålltid.



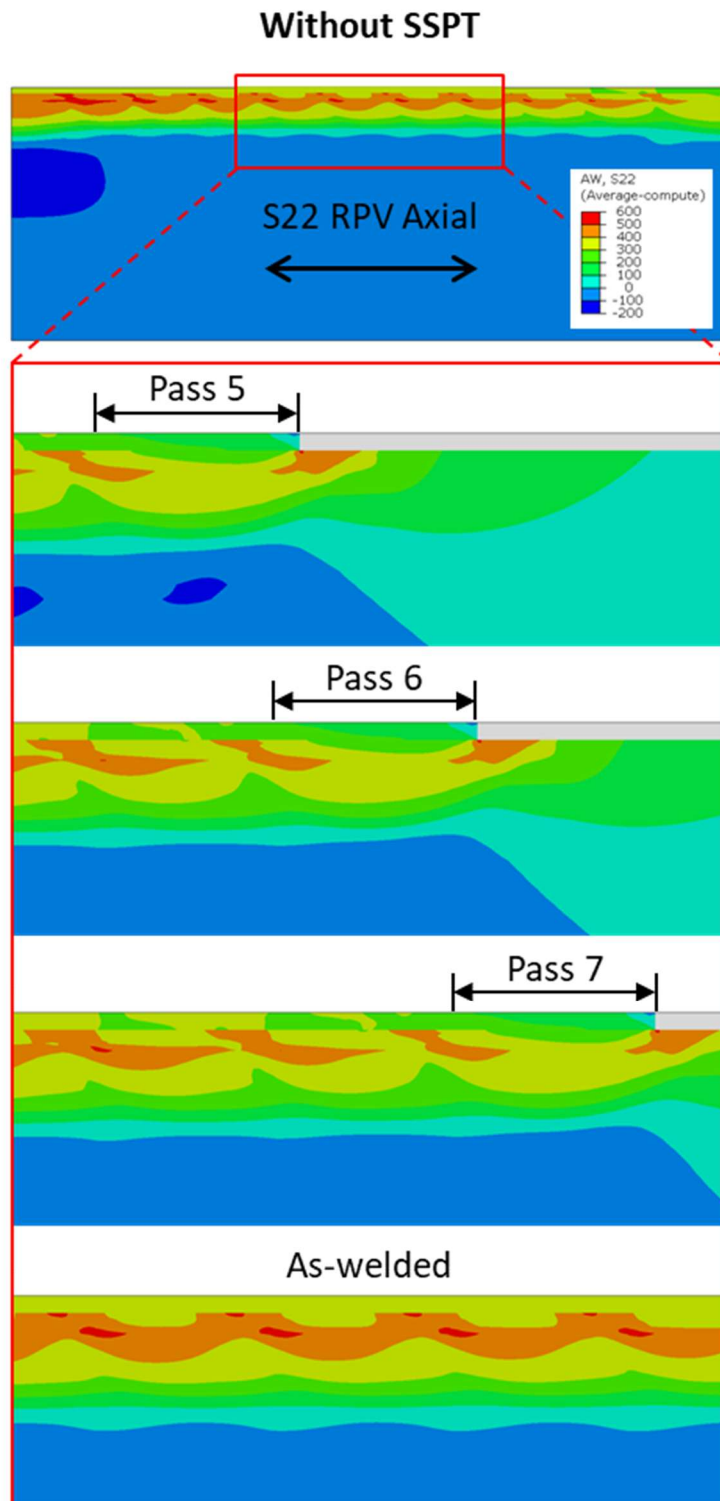
Figur 22 Enstaka pläteringsband. Termisk respons från analys i 3-D med kalibrerad värmekälla samt analys i 2-D med 10,0 sekunder uppvärmning och 1,0 sekunder hålltid.



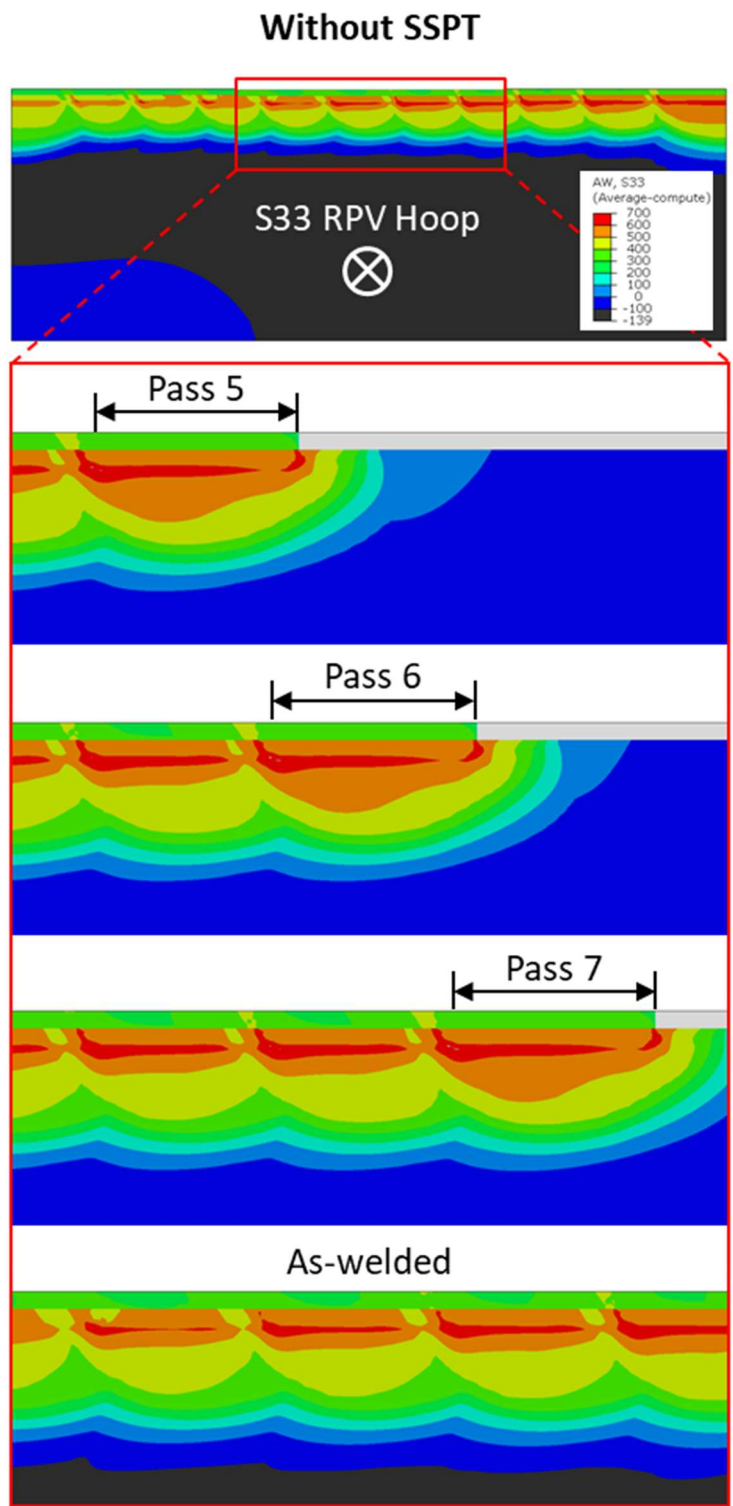
Figur 23 Termisk respons i övergången mellan pläteringsband 6 och 7 vid sekventiell påläggning av 11 pläteringsband. Strängövergången genomgår två betydande termiska cykler.

Svetsespänningarna redovisas i transversell och longitudinell riktning relativt pläteringsbandens påläggsriktning. Transversell riktning motsvarar reaktortankens axiella riktning och longitudinell riktning motsvarar reaktortankens omkretsriktning. Svetsespänningar presenteras som fältbilder, profiler längs utvalda linjer samt för utvalda punkter.

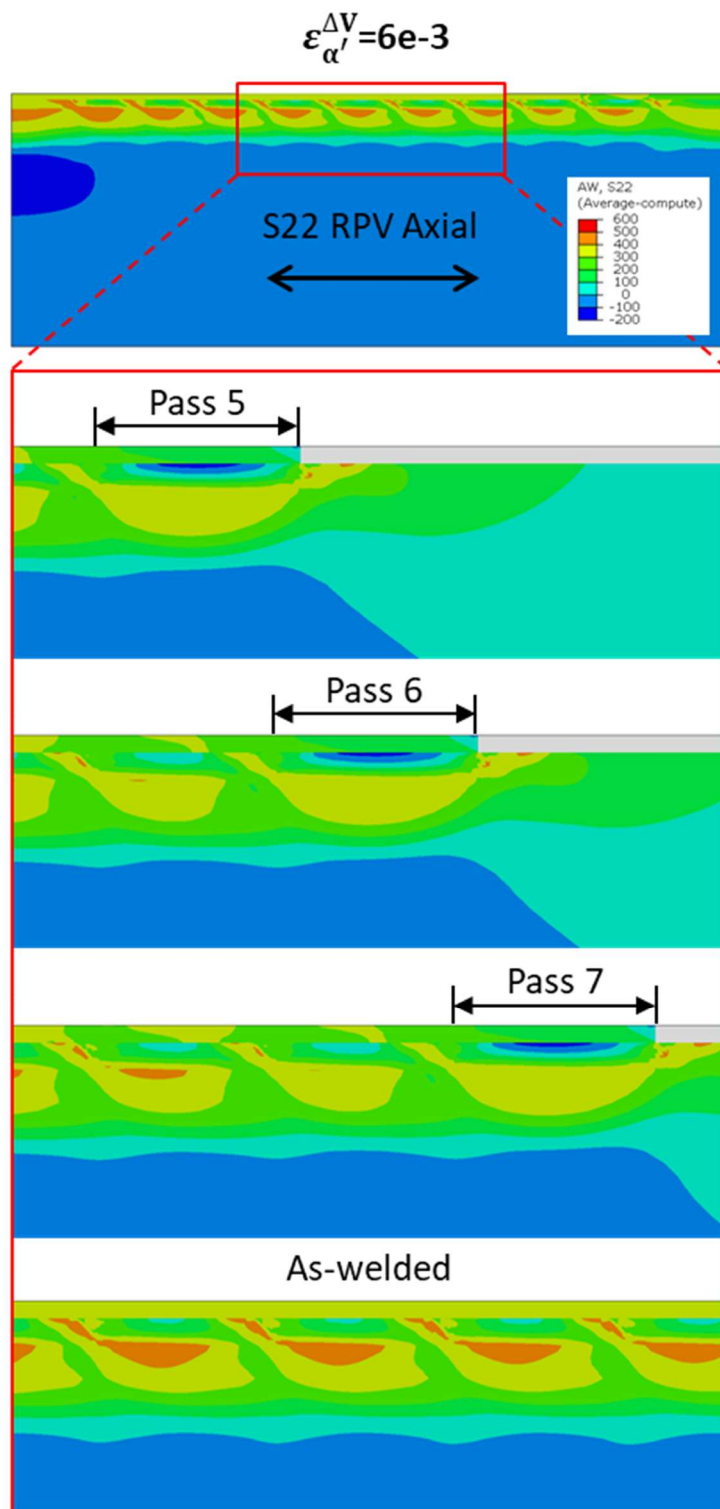
Fältfigurer för transversella och longitudinella spänningstillstånd redovisas efter påläggssvetsning av pläteringsbanden 5, 6, 7 samt 11. Resultat visas i Figur 24 och Figur 25 utan modellering av fasomvandling, och i Figur 26 och Figur 27 med modellering av fasomvandling. Fraktionen martensit som bildas under pläteringen visas i Figur 28. Fältbilderna visar tydligt hur spänningstillståndet vid en utvald punkt förändras vid påläggning av pläteringsbanden. Exempelvis visar Figur 26 hur det kompressiva transversella spänningstillståndet (till följd av fasomvandlingar) under respektive pålagt pläteringsband påverkas av påläggningen av efterföljande pläteringsband. Longitudinell svetsespänning är generellt högre än transversell svetsespänning vilket kan förklaras av inspänningen i omkretsriktning.



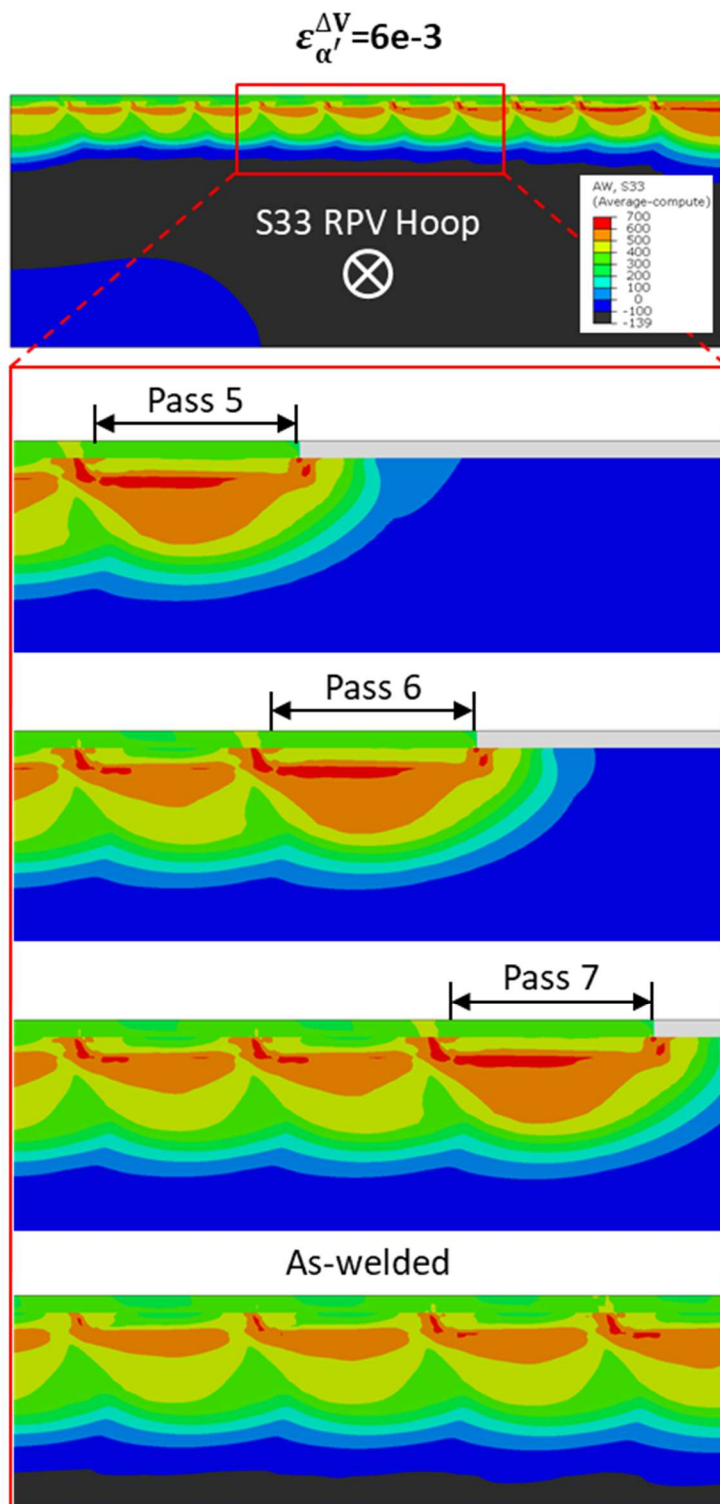
Figur 24 Transversell svetsegenspänning (exklusive fasomvandling) efter påläggssvetsning av pläteringsbanden 5, 6, 7 samt 11. Enhet MPa. Det förstörade området sträcker sig c:a 50 mm ner i tankstålet.



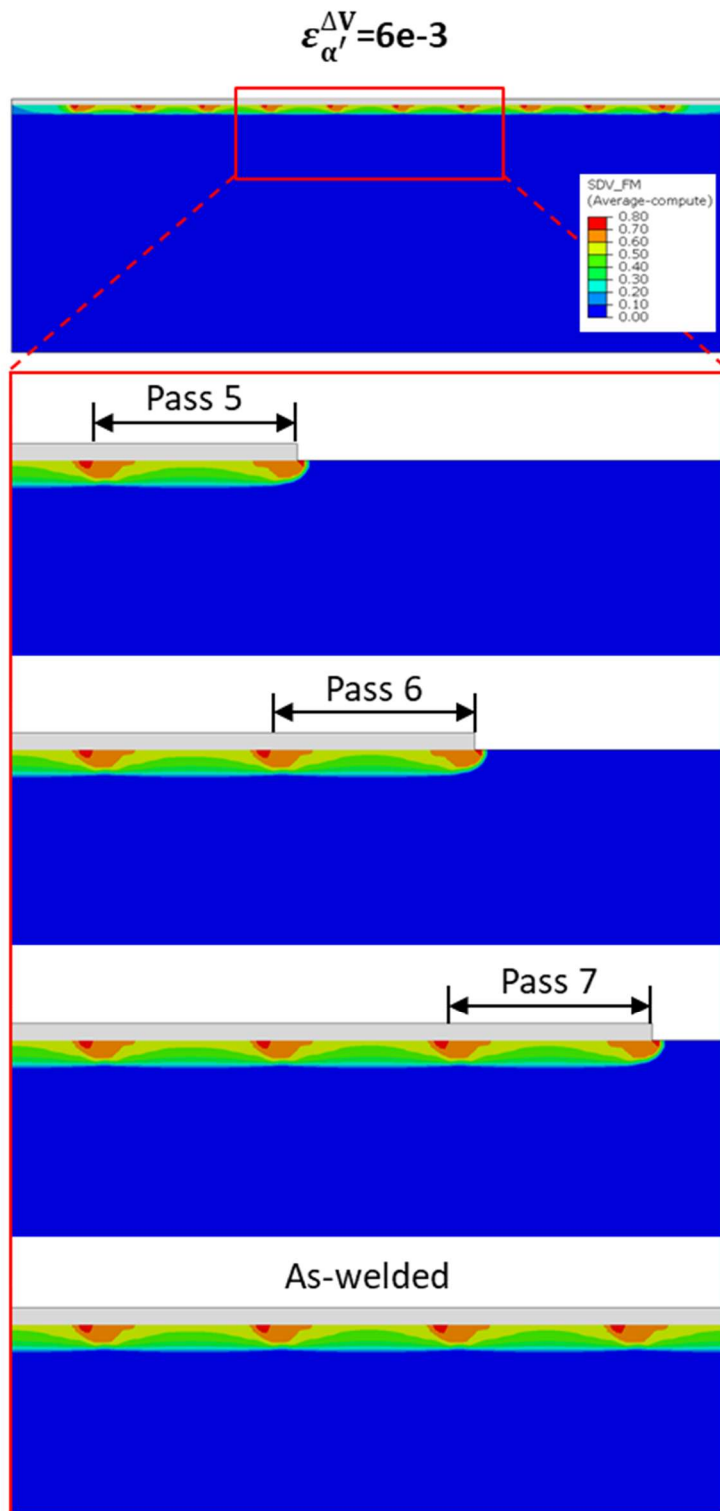
Figur 25 Longitudinell svetsegenspänning (exklusive fasomvandling) efter påläggssvetsning av pläteringsbanden 5, 6, 7 samt 11. Enhet MPa. Det förstörade området sträcker sig c:a 50 mm ner i tankstålet.



Figur 26 Transversell svetsgenspänning (inklusive fasomvandlingar) efter påläggssvetsning av pläteringsbanden 5, 6, 7 samt 11. Enhet MPa. Det förstörade området sträcker sig c:a 50 mm ner i tankstålet.



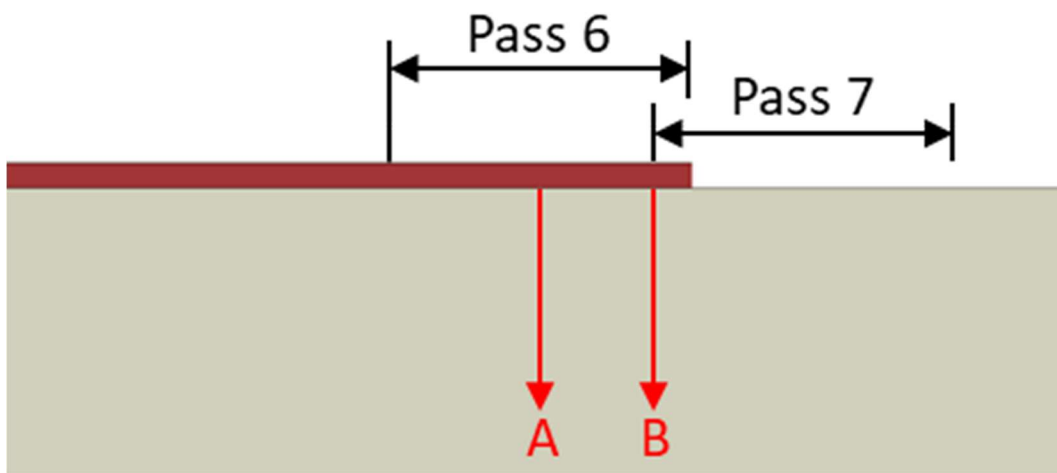
Figur 27 Longitudinell svetsesegspänning (inklusive fasomvandlingar) efter påläggssvetsning av pläteringsbanden 5, 6, 7 samt 11. Enhet MPa. Det förstörade området sträcker sig c:a 50 mm ner i tankstålet.



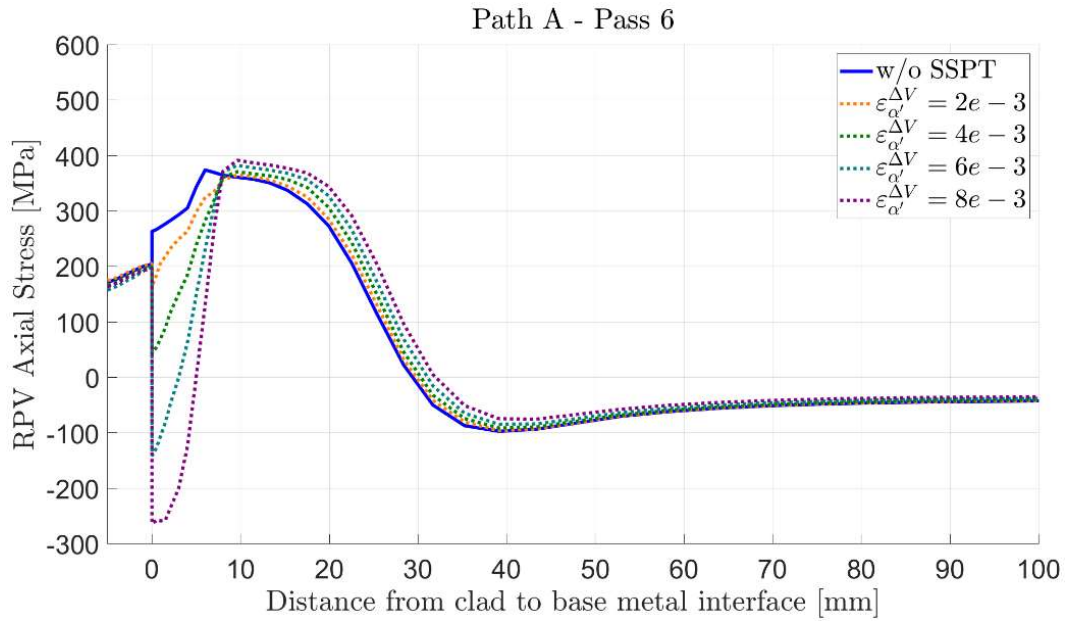
Figur 28 Fraktion martensit efter påläggssvetsning av pläteringsbanden 5, 6, 7 samt 11. Det förstörade området sträcker sig c:a 50 mm ner i tankstålet.

För presentation av svetsegensspänningsprofiler genom tankväggen har två linjer definierats (linje A och linje B) med referenspunkt vid gränsytan mellan pläteringen och tankstålet, se Figur 29. Profiler visas till ett djup om 100 mm, dvs. halva tankväggen. Vid ett djup om 1,5 mm under gränsytan utmed respektive linje har två punkter definierats (punkt A och punkt B).

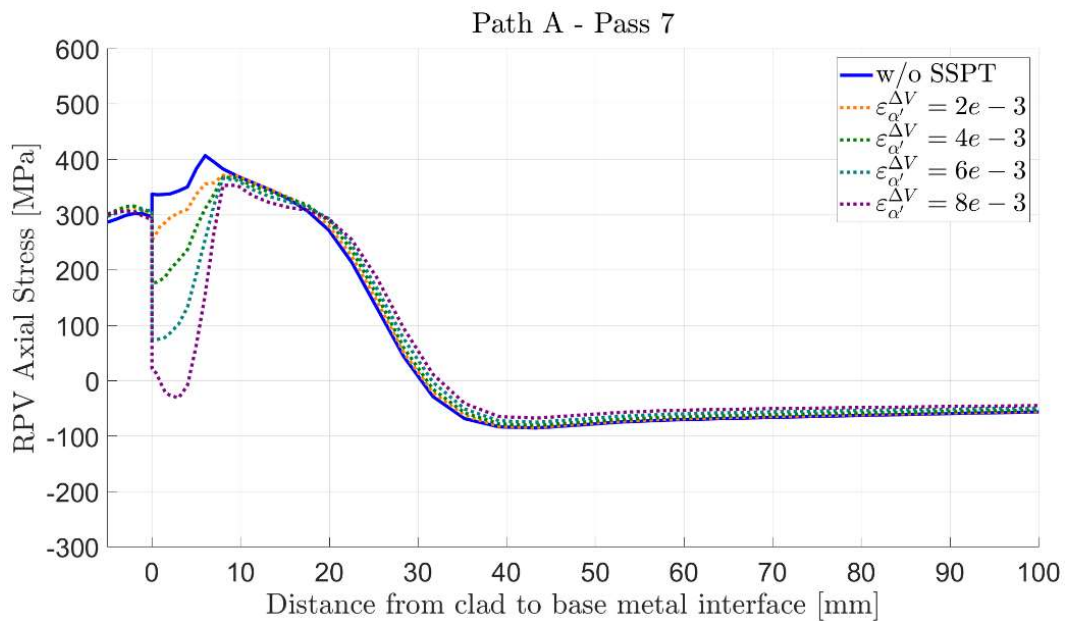
Transversell svetsegensspänning utmed linje A och linje B efter påläggningen av pläteringsband 6, 7 och 11 visas i Figur 30 till Figur 35. Resultat visas för modellering utan respektive med fastransformation. Det framgår att fastransformation strax under pläteringen ger upphov till ett kompressivt bidrag och lokalt reducerar spänningstillståndet, men denna reduktion minskar i betydande utsträckning till följd av påläggningen av det nästkommande pläteringsbandet. För påläggningen av ytterligare pläteringsband noteras en avtagande ytterligare reduktion av det kompressiva bidraget.



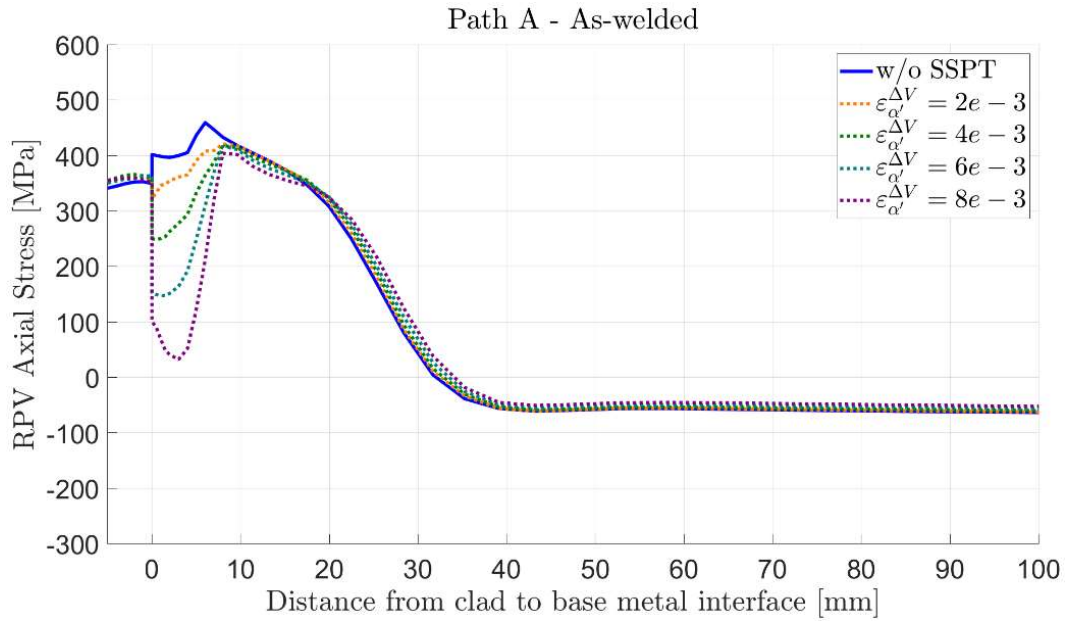
Figur 29 Linje A och linje B startar vid gränsytan mellan pläteringen och tankstålet. Resultat ges även för punkt A och punkt B som definieras 1,5 mm under nominell gränsyta utmed respektive linje.



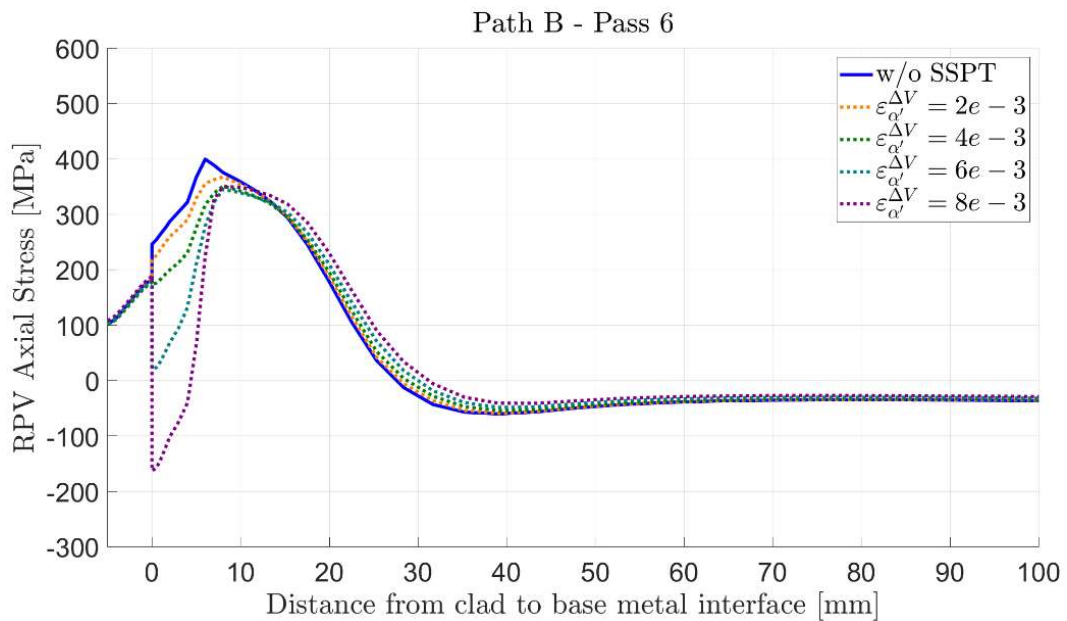
Figur 30 Transversell svetssegenspänning längs linje A efter påläggssvetsning av pläteringsband 6.



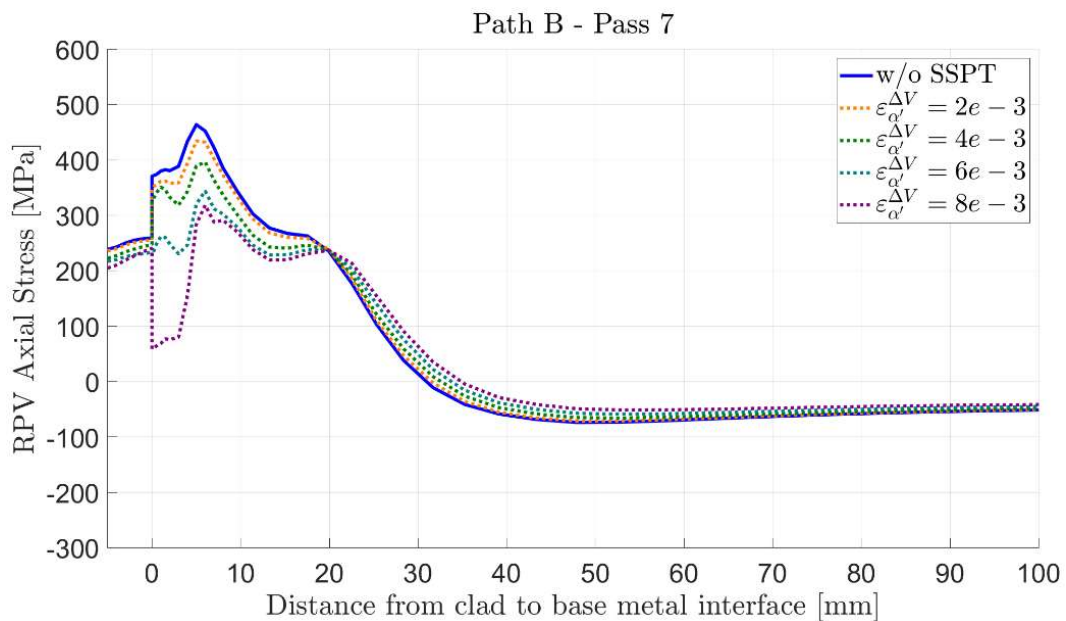
Figur 31 Transversell svetssegenspänning längs linje A efter påläggssvetsning av pläteringsband 7.



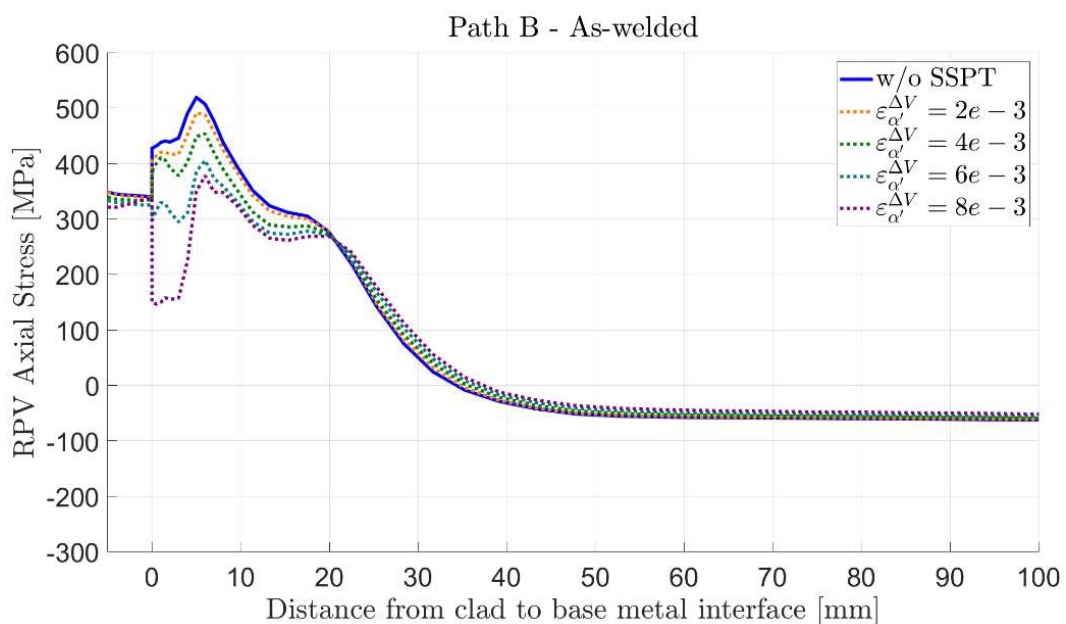
Figur 32 Transversell svetssegenspänning längs linje A efter påläggssvetsning av pläteringsband 11.



Figur 33 Transversell svetssegenspänning längs linje B efter påläggssvetsning av pläteringsband 6.



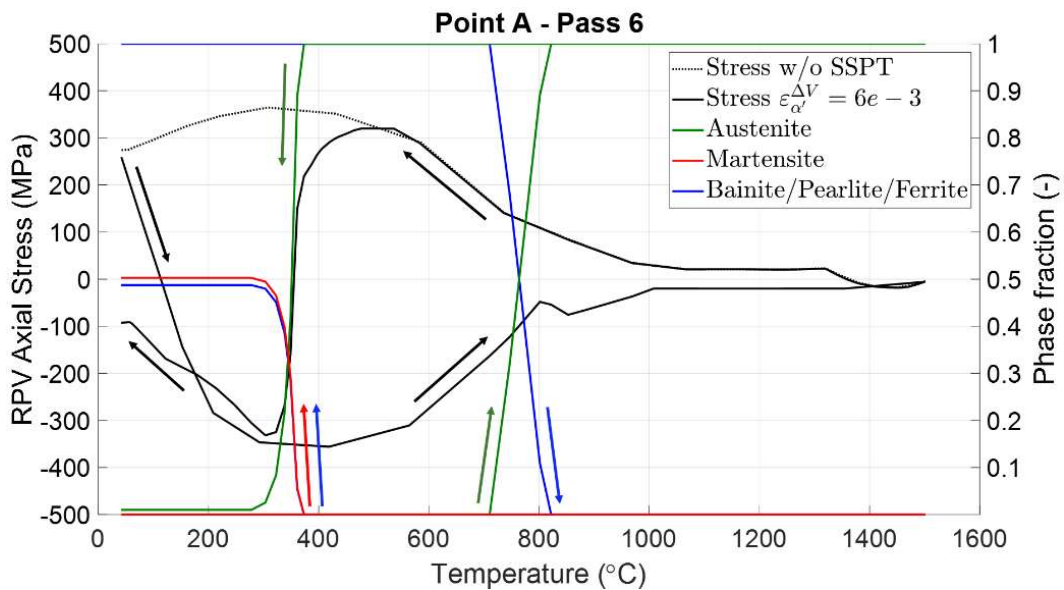
Figur 34 Transversell svetssegenspänning längs linje B efter påläggssvetsning av pläteringsband 7.



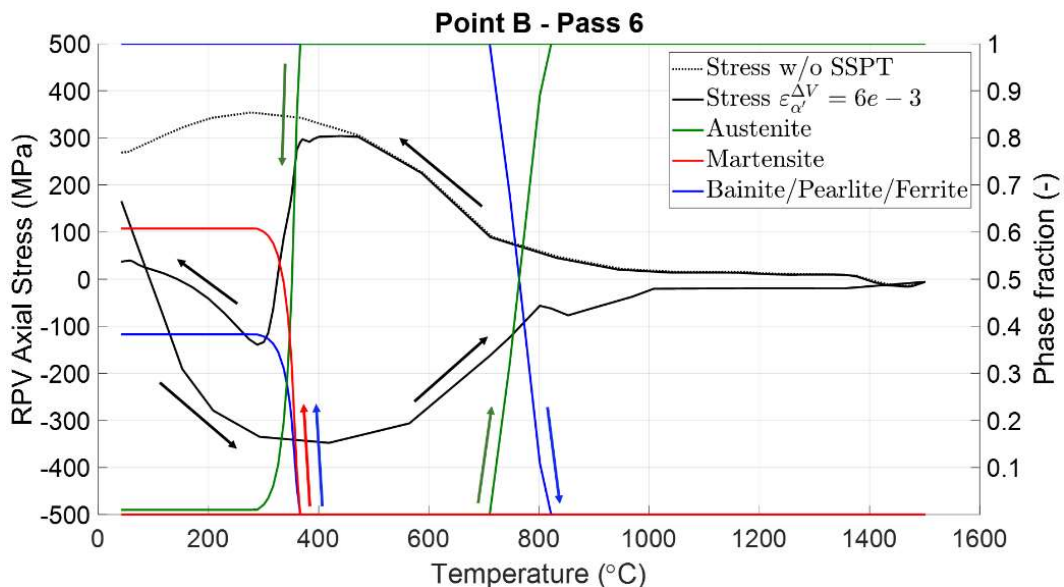
Figur 35 Transversell svetssegenspänning längs linje B efter påläggssvetsning av pläteringsband 11.

I avsaknad av experimentellt uppmätta data för det aktuella materialet antas i detta arbete för omvandlingen till martensit fortsättningsvis att $\varepsilon_{\alpha'}^{\Delta V} = 6E-3$.

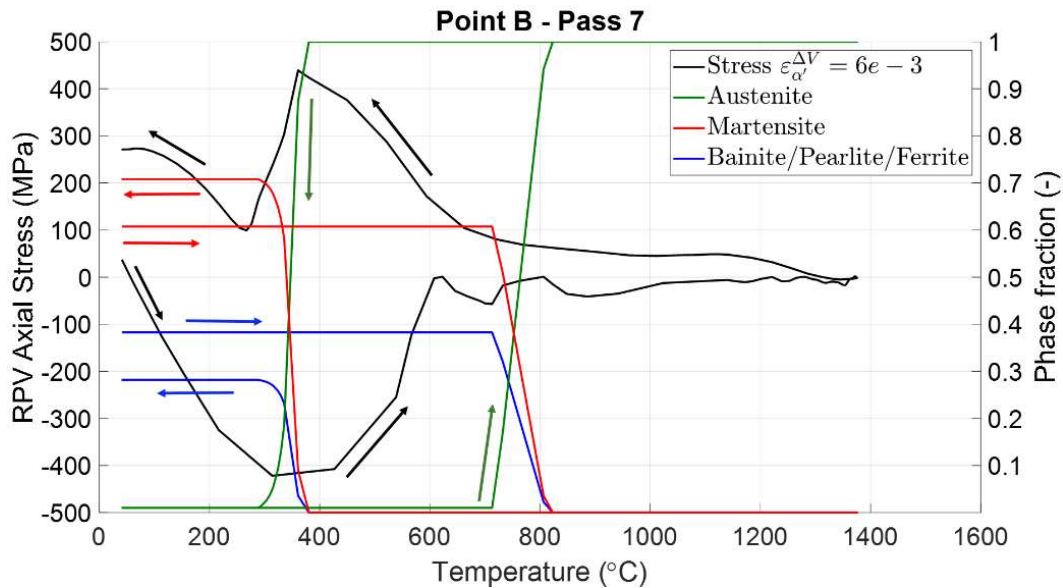
Effekten av fasomvandling i punkt A och punkt B kan studeras genom att jämföra förändringen av transversell svetsegenspänning och de olika faserna under påläggssvetsning. Figur 36 och Figur 37 visar effekten i punkt A respektive punkt B under påläggningen av det sjätte pläteringsbandet. Avståndet från punkt A till det sjunde pläteringsbandet är tillräckligt stort för att det inte ska ske någon ytterligare fastransformation. Effekten i punkt B under påläggningen av det sjunde pläteringsbandet visas Figur 38.



Figur 36 Predikterad transversell svetsegenspänning och faser som funktion av temperatur i punkt A vid påläggning av det sjätte pläteringsbandet.



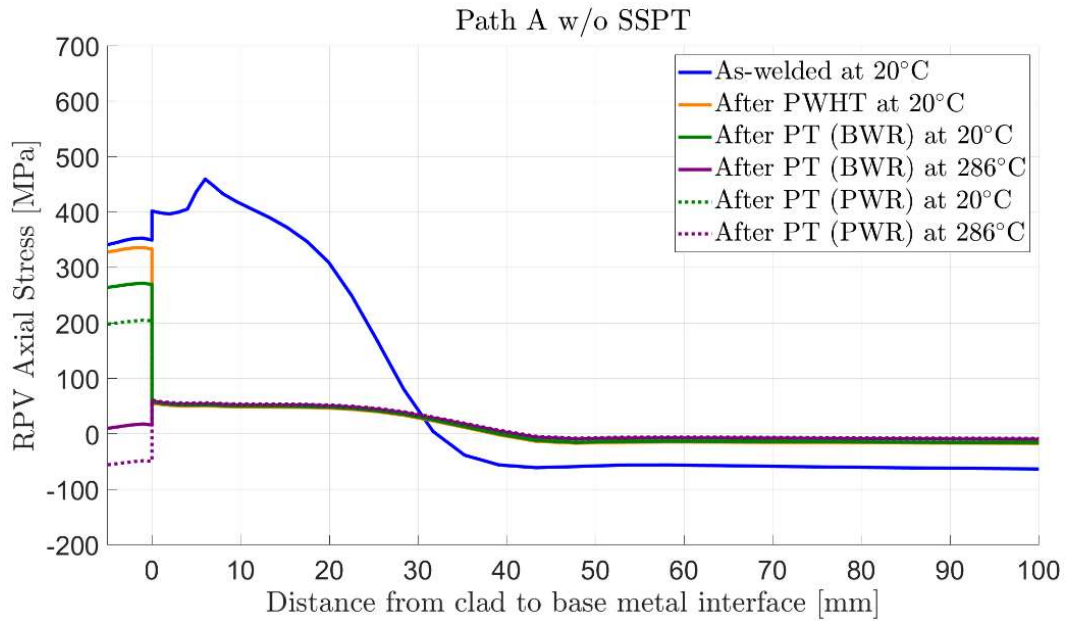
Figur 37 Predikterad transversell svetsegenspänning och faser som funktion av temperatur i punkt B vid påläggning av det sjätte pläteringsbandet.



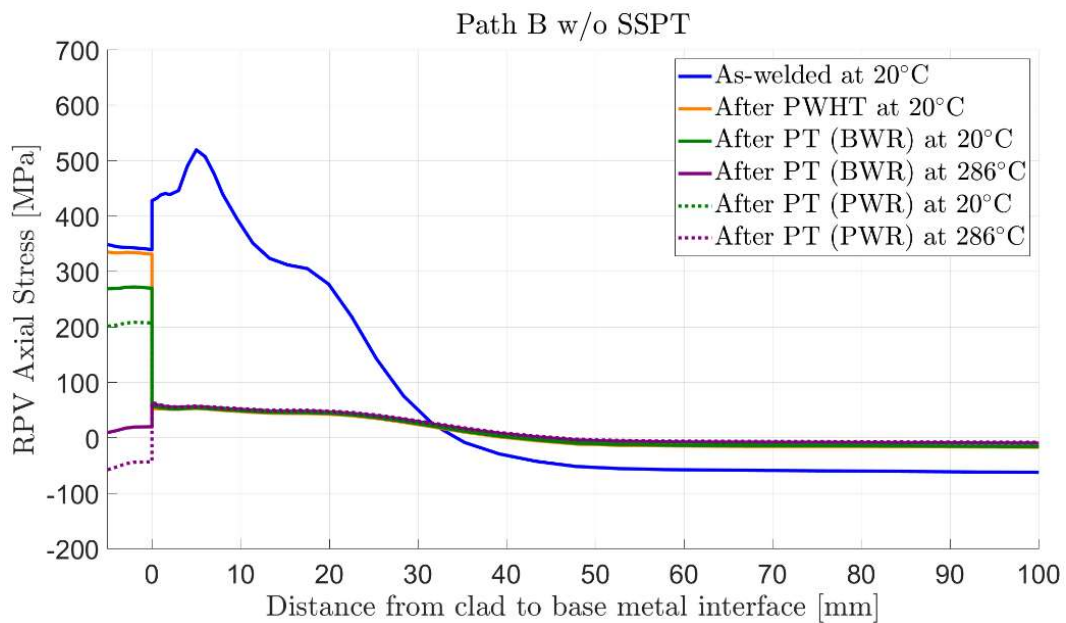
Figur 38 Predikterad transversell svetsegenspänning och faser som funktion av temperatur i punkt B vid påläggning av det sjunde pläteringsbandet.

Transversell och longitudinell svetsegenspänning längs linje A och linje B, exklusive respektive inklusive effekt av fasomvandling, ges i Figur 39 till Figur 46 för olika stadier genom tillverkningsprocessen för BWR och PWR samt vid drifttemperatur (exklusive driftryck). Resultaten som inkluderar fasomvandling (Figur 43 till Figur 46) är de mest relevanta, men jämförelsen visar effekten från fasomvandling.

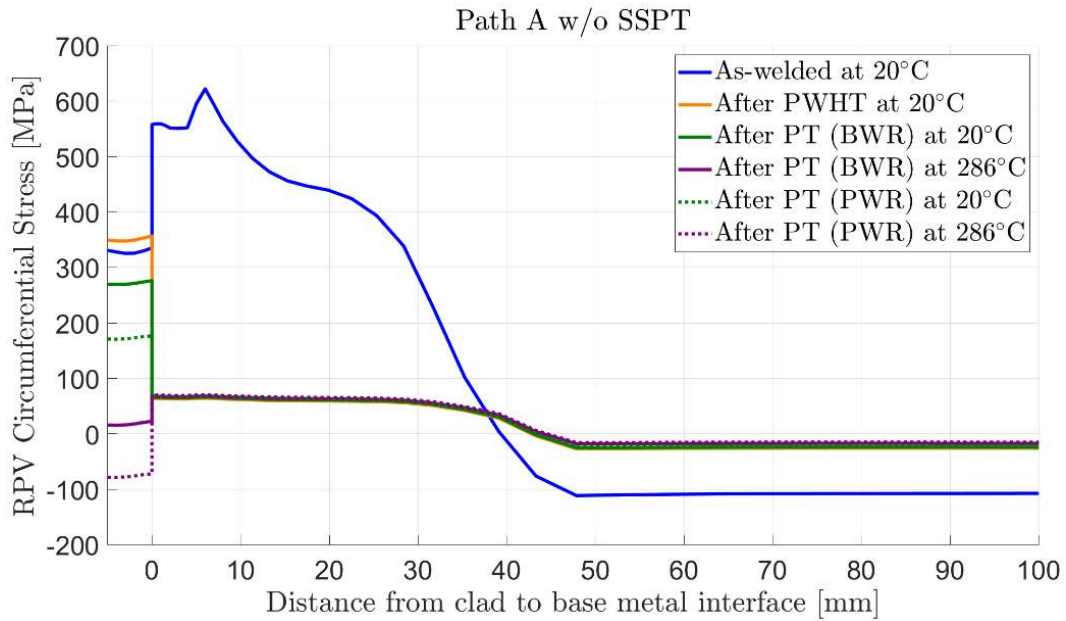
Före värmebehandling predikteras mycket höga svetsegenspänningar i tankstålet strax under pläteringen och blir som störst på c:a 6 mm djup. Svetsegenspänningarna längs linje A och linje B uppgår till 400 - 500 MPa i transversell riktning och 550 - 700 MPa i longitudinell riktning exklusive fastransformationer. Inklusive fastransformationer är högsta nivån 400 MPa i transversell riktning och 600 MPa i longitudinell riktning. I pläteringen uppgår svetsegenspänningarna före värmebehandling till 300 - 350 MPa i transversell och longitudinell riktning såväl exklusive som inklusive effekten av fastransformationer i det underliggande tankstålet.



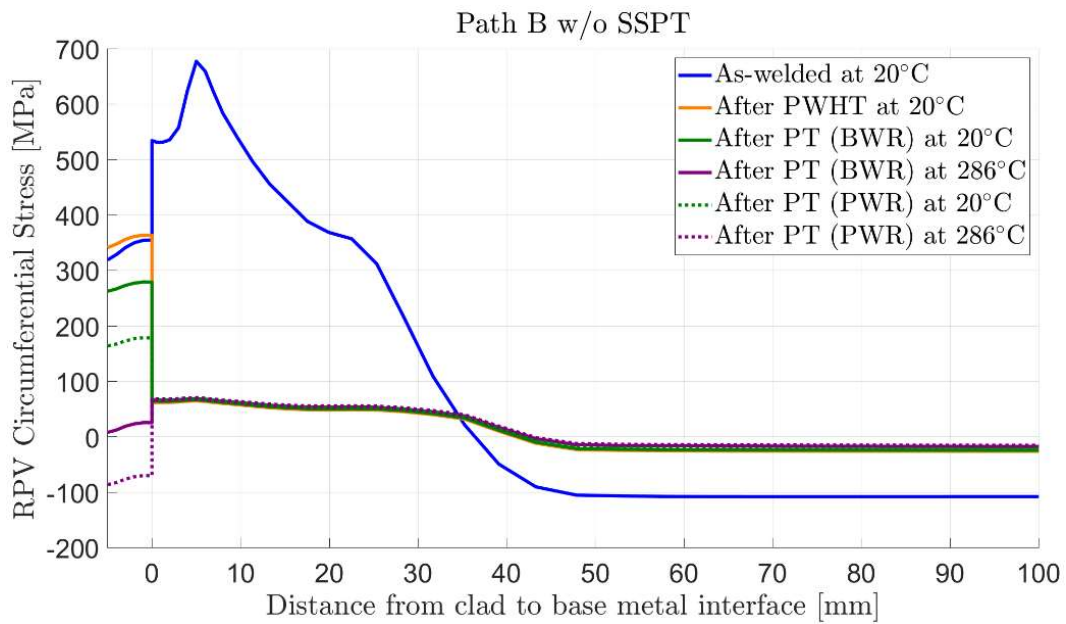
Figur 39 Transversell svetsegenspänning längs linje A (exklusive effekt av fasomvandling) för olika stadier genom tillverkningsprocessen för BWR och PWR samt vid drifttemperatur.



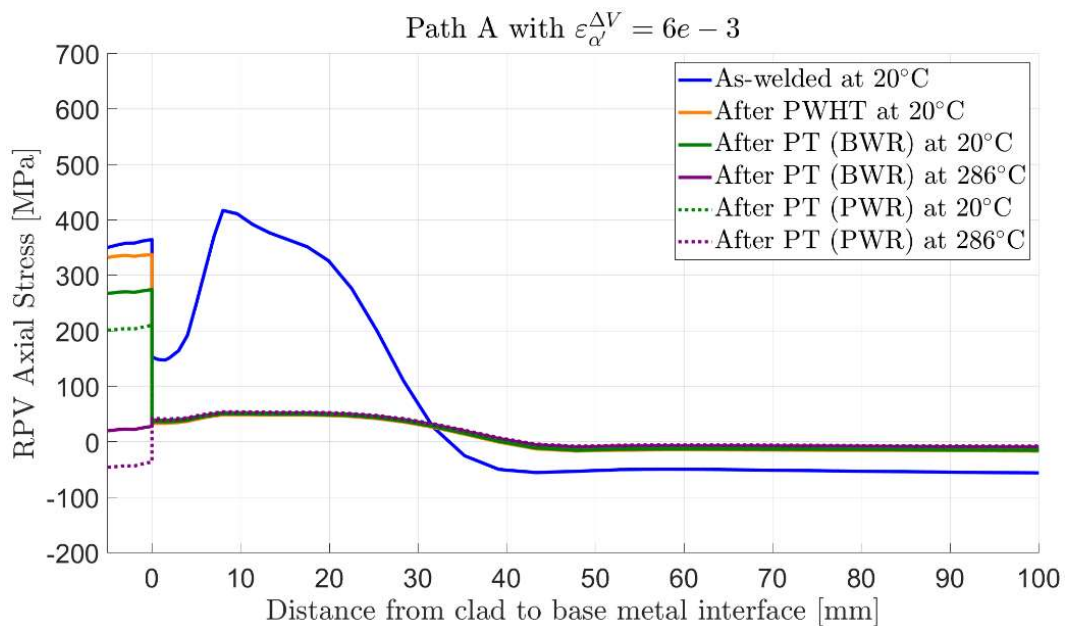
Figur 40 Transversell svetsegenspänning längs linje B (exklusive effekt av fasomvandling) för olika stadier genom tillverkningsprocessen för BWR och PWR samt vid drifttemperatur.



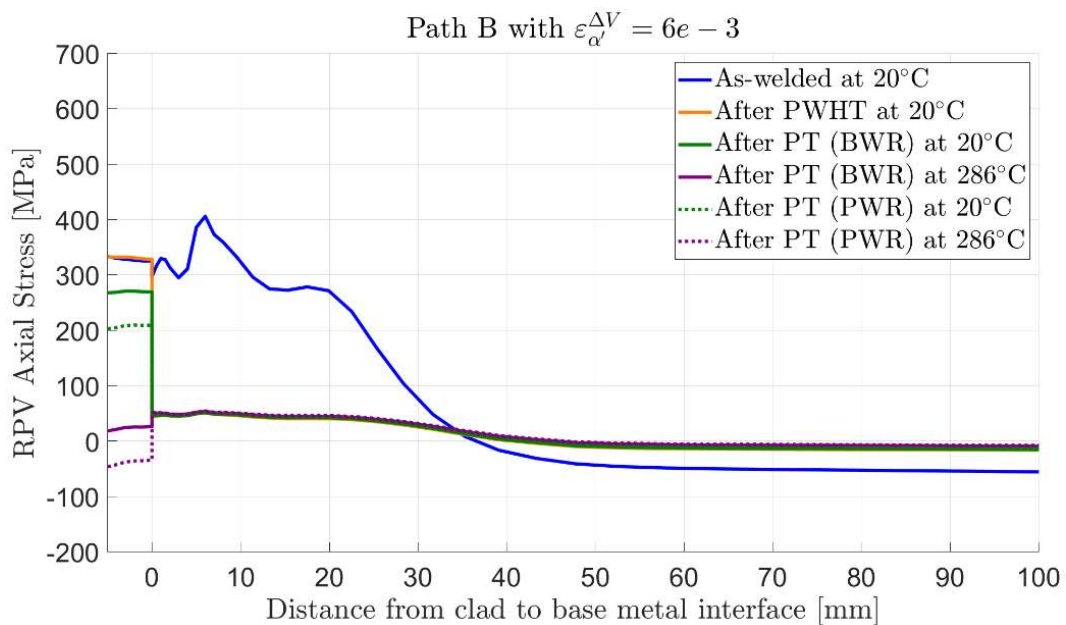
Figur 41 Longitudinell svetsegenspänning längs linje A (exklusive effekt av fasomvandling) för olika stadier genom tillverkningsprocessen för BWR och PWR samt vid drifttemperatur.



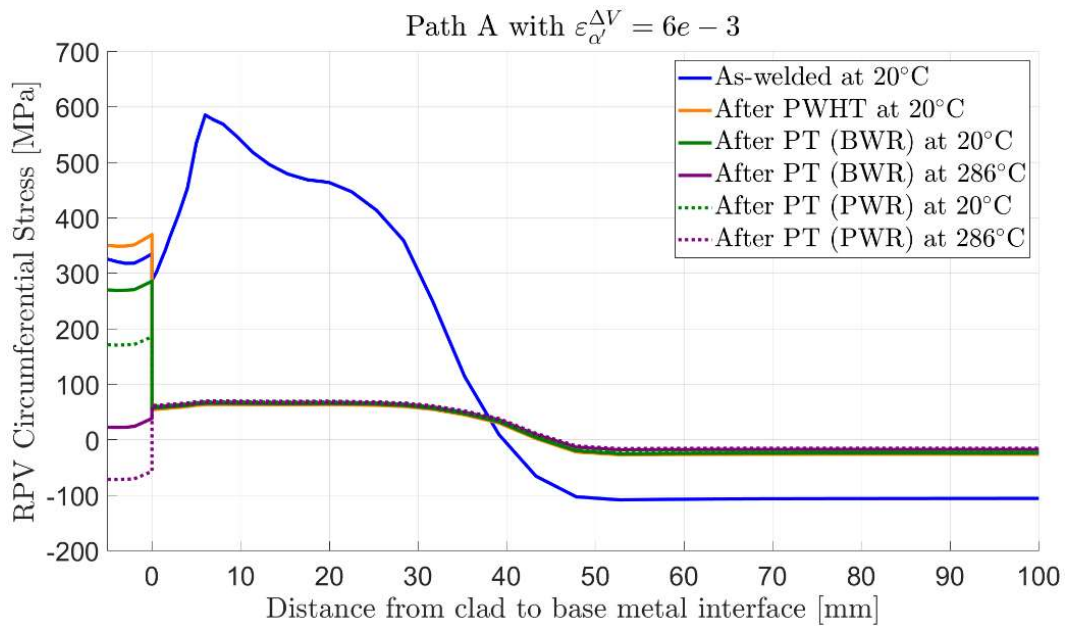
Figur 42 Longitudinell svetsegenspänning längs linje B (exklusive effekt av fasomvandling) för olika stadier genom tillverkningsprocessen för BWR och PWR samt vid drifttemperatur.



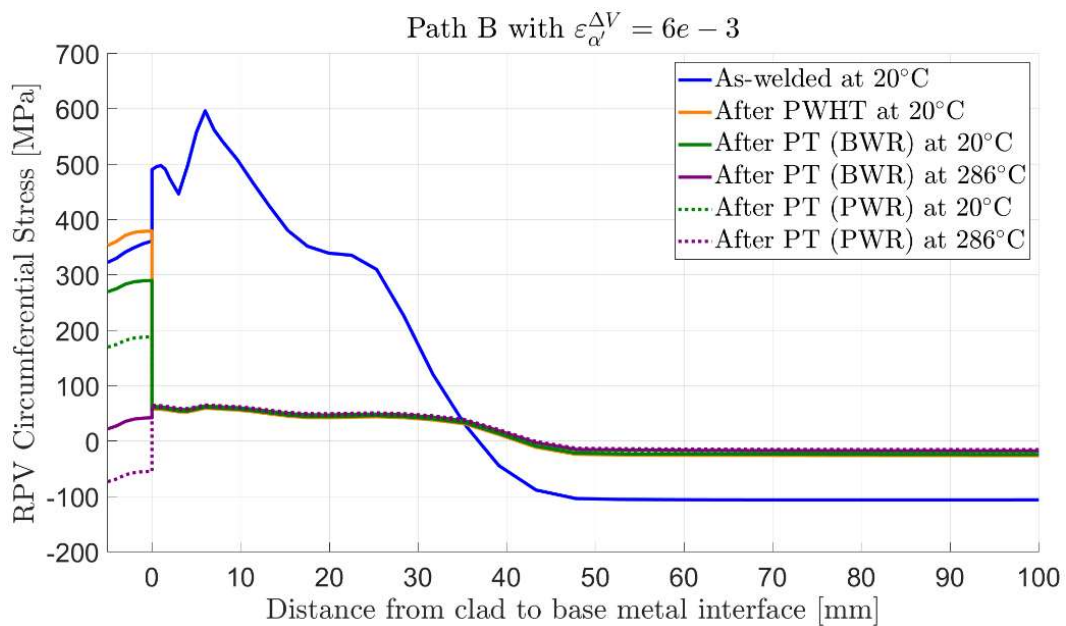
Figur 43 Transversell svetssegenspänning längs linje A (inklusive effekt av fasomvandling) för olika stadier genom tillverkningsprocessen för BWR och PWR samt vid drifttemperatur.



Figur 44 Transversell svetssegenspänning längs linje B (inklusive effekt av fasomvandling) för olika stadier genom tillverkningsprocessen för BWR och PWR samt vid drifttemperatur.



Figur 45 Longitudinell svetsegenspänning längs linje A (inklusive effekt av fasomvandling) för olika stadier genom tillverkningsprocessen för BWR och PWR samt vid drifttemperatur.

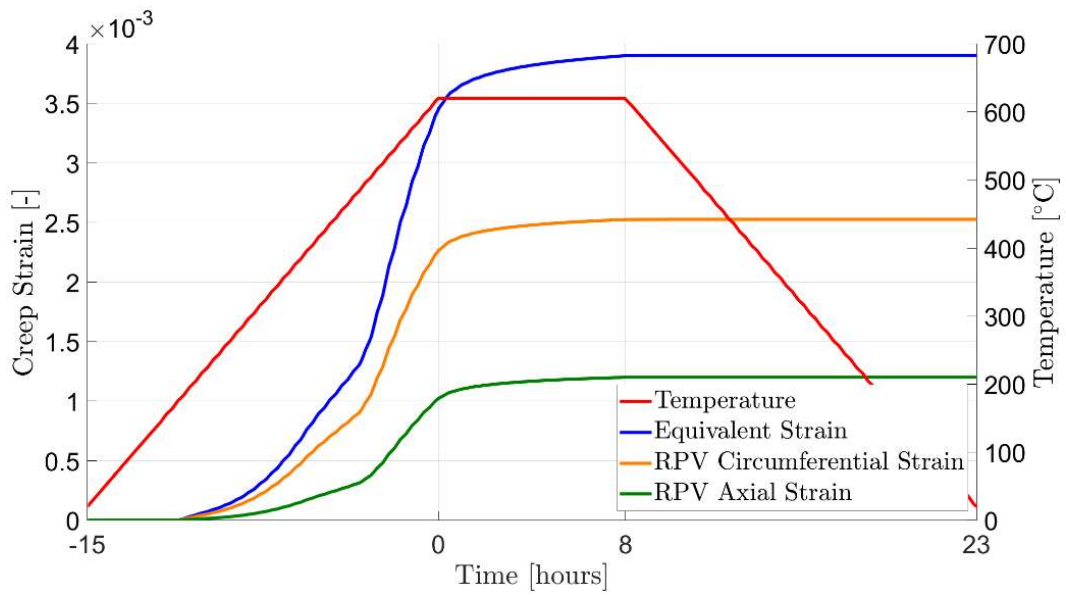


Figur 46 Longitudinell svetsegenspänning längs linje B (inklusive effekt av fasomvandling) för olika stadier genom tillverkningsprocessen för BWR och PWR samt vid drifttemperatur.

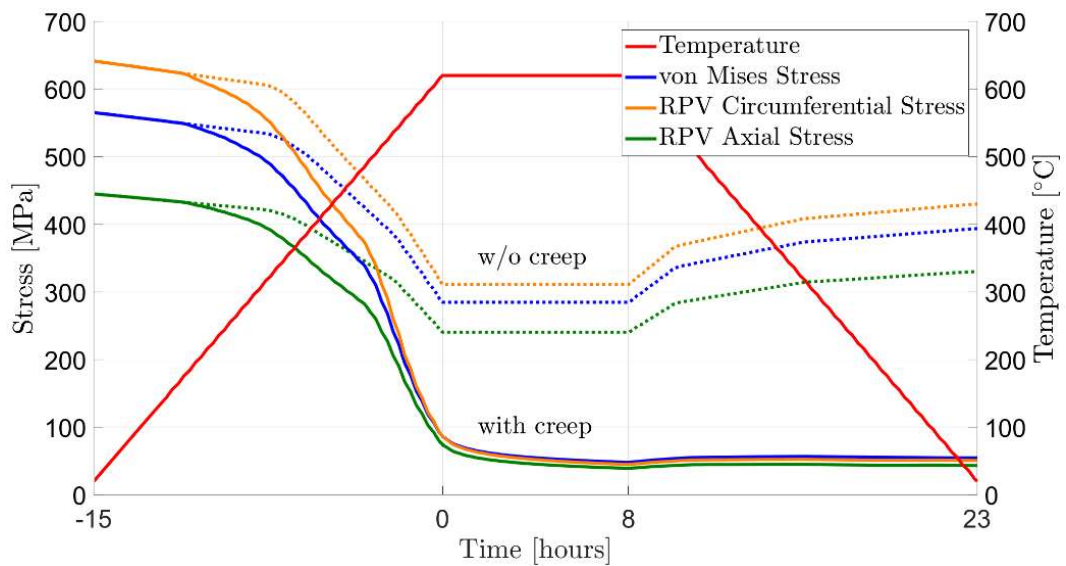
Värmebehandling leder genom krypning till omfattande reducering av svetsegensspänningarna i tankstålet. Resultatet av värmebehandlingen har analyserats i detalj för en punkt c:a 6 mm under pläteringen i närheten av Linje B. Analyser exklusive krypegenskaper visar att plastisk töjning inte förändras under den temperaturcyklning som värmebehandlingen motsvarar. Med krypegenskaper inkluderade uppstår kryptöjningar redan långt före hålltemperaturen för värmebehandlingen, se Figur 47. Motsvarande resultat för spänningarna visas i Figur 48. Simulering av värmebehandling exklusive krypegenskaper ger inte upphov till några plastiska töjningar men en stor reducering av de initialt höga svetsegensspänningarna, och med krypegenskaper inkluderade är reduceringen omfattande. Dessa resultat stämmer väl överens med resultaten i [17].

Vid värmebehandling av tanken ger olika termisk expansion hos plätering och tankstål upphov till ett kompressivt spänningstillstånd i pläteringen vid temperaturer högre än c:a 400 °C. Vid hålltemperaturen 620 °C uppgår den kompressiva spänningen till c:a -150 MPa. Efter värmebehandling är den transversella spänningen marginellt förändrad medan den longitudinella spänningen har ökat med c:a 50 MPa vilket ungefär motsvarar skillnaden mellan spänningskomponenterna före värmebehandlingen.

Vid provtryckning genomgår pläteringen betydande plasticering vilket medför en reducering av svetsegensspänningarna med c:a 25 % och c:a 50 % för förhållanden motsvarande kokarvattenreaktor (BWR) respektive tryckvattenreaktor (PWR). I tankstålet ger provtryckningen ingen märkbar förändring av svetsegensspänningarna vilka ner till ett djup om 20 mm uppgår till 40–70 MPa i transversell och longitudinell riktning såväl exklusive som inklusive effekten av fastransformationer.



Figur 47 Ekvivalent, longitudinell och axiell kryptöjning under värmebehandling.



Figur 48 Ekvivalent, longitudinell och axiell svetsegenspänning under värmebehandling.

7 Diskussion

De numeriska simuleringarna visar att kolstålet vid värmebehandlingen kan relaxera svetsegensspänningar med upp till 80 %. Rostfritt stål är dock relativt värmebeständigt vilket medför en mindre grad av relaxering i pläteringen. Den termiska expansionen och de skilda termiska egenskaperna hos kolstål och rostfritt stål ger därtill upphov till kompressiva spänningar i pläteringen vid förhöjda temperaturer. Resultaten visar att värmebehandlingen därför kan bidra till ökad dragspänning i pläteringen med c:a 50 MPa. Stöd för denna observation finns bland annat i [31] där experimentella mätningar och numeriska prediktioner visar en ökad spänningsnivå i pläteringen efter värmebehandling, samt från experimentella mätningar i [30].

De experimentella mätningarna i [30] och [31] visar att fasomvandlingar i kolstålet ger ett kompressivt bidrag till svetsegensspänningsfältet strax under pläteringen, vilket skulle kunna bidra med extra marginal vid utvärdering där restspänningar strax under pläteringen är av stor betydelse. För att ett kompressivt svetsegensspänningsfält ska uppstå fordras att det kompressiva bidraget från fastransformationer är tillräckligt stort. Storleken på det kompressiva bidraget är beroende på materialegenskaper kopplade till fasomvandling samt avsvalningshastigheten inom detta område. Tillgången på materialparametrar för fasomvandling kräver god kännedom om den kemiska sammansättningen samt dilatometerprovning för det aktuella materialet. Då tillgång till mätningar av egenskaperna hos det aktuella materialet saknas har data från [24] använts i denna rapport.

Det termiska förloppet är i vissa avseenden annorlunda i 2-D jämfört med 3-D. En jämförelse mellan resultat från termisk simulering med 3-D och axisymmetrisk 2-D påvisar dock endast liten skillnad hos avsvalningshastigheten vid 700 °C. Vid djupen 0 mm och 8 mm under mitten av ett pläteringsband ger simuleringarna avsvalningshastigheterna 12,0 °C/s respektive 6,5 °C/s med axisymmetrisk 2-D samt 13,1 °C/s respektive 6,7 °C/s med 3-D.

De experimentella mätningarna i [30], de experimentella mätningarna och numeriska simuleringarna i [31] samt de numeriska resultaten i denna rapport stämmer mycket väl för spänningsnivån i pläteringen. Resultaten visar att spänningsnivån kan öka med c:a 50 MPa under värmebehandling. De numeriska resultaten i denna rapport skiljer sig dock från [30] och [31] i området strax under pläteringen där resultaten visar ett tydligt kompressivt bidrag från fastransformationer, även om det inte är tillräckligt stort för att ge upphov till ett kompressivt spänningsfält.

Resultaten i denna rapport visar att det kompressiva bidraget från fastransformationer som uppstår vid påläggning av ett pläteringsband reduceras vid påläggning av det efterföljande pläteringsbandet. Denna reduktion skulle kunna förklara avvikelserna vid jämförelse med resultaten från [30] och [31].

De numeriska resultaten i denna rapport är framtagna för en reaktortankgeometri simulerad med axisymmetrisk 2-D vilket skiljer från en fritt upplagd plåt som har använts för de experimentella mätningarna i [30] och 3D-simuleringarna i [31]. Detta innebär olika grad av inspänning vilket skulle kunna förklara de olika resultaten och inverkan från efterföljande påläggssvetsning.

De höga svetssegenhetsnivåerna under pläteringen före värmebehandling kan vara en bidragande orsak till att det i vissa fall har uppstått sprickor i tankstålet strax under pläteringen, men materialets känslighet är också avgörande. Att dessa sprickor har uppstått vid strängövergångarna skulle även kunna förklaras av den ytterligare termiska cyklingen av material i det området.

Värmebehandling medför en mycket omfattande reducering av svetssegenhetspänningar i tankstålet. Det kan dock finnas områden där kompletterande manuell bågsvetsning har utförts exempelvis vid montage eller reparationssvetsning. Om dessa områden inte har genomgått en efterföljande värmebehandling kan det innebära kvarstående höga restspänningar i tankstålet.

Inverkan av provtryckning är stor för svetssegenhetspänningarna i pläteringen. Resultaten för de analyserade fallen ger en reducering av svetssegenhetspänningarna i pläteringen med c:a 25 % och c:a 50 % för förhållanden motsvarande kokarvattenreaktor (BWR) respektive tryckvattenreaktor (PWR). Effekten av provtryckning är geometriberoende och det inre övertrycket ger olika spänningstillstånd i cylindriska mantelsegment respektive sfäriska gavlar. Numerisk analys av effekten från provtryckning bedöms ge mycket tillförlitliga resultat, under förutsättningen att ingående svetssegenhetspänningstillstånd är korrekt och att materialmodellering med tillhörande materialparametrar är anpassade för laster andra än de som förväntas uppstå under svetsprocessen. Effekten av provtryckningen är svår att validera med experiment utan tillgång till fullskalig komponent.

8 Slutsatser

Detaljerad numerisk analys har utförts för att prediktera restspänningar i reaktortankplätering för ett specifikt fall. De restspänningar som har beaktats i detta arbete utgörs av svetsegensspänningar från bandpåsvetsning och inverkan på dessa från värmebehandling och provtryckning. Det fall som har analyseras är plätering på ostörd cylindrisk mantel, långt från stutsar och stumsvetsar i tankstålet.

Vid plätering genom band- eller seriepåsvetsning uppstår svetssträngar med mer långsträckta tvärsnitt jämfört med vanligare svetsmetoder. För att kunna simulera svetsning av strängar med en generell stränggeometri har en metod tagits fram där kalibrering av värmekällan utförs med stöd av modellering i 3-D. Prediktering av restspänningarna har simulerats med axisymmetri.

Metoden har validerats mot ett väldokumenterat experiment från en internationell benchmark med detaljerad information för makroprov, termisk respons och svetsegensspänningar. Kalibreringen av temperaturstyrningen för analys i 2-D utförs med stöd av simulering av tillförd värmeenergi i 3-D. Jämförelse av predikterade svetsegensspänningar visar god överensstämmelse. För geometrin i valideringsfallet finns en stark inverkan av randvillkoren under svetsningen. Avvikelsen förklaras förmodligen av den approximation som analys i 2-D innebär.

En genomgång har utförts av de svetsprocesser som har tillämpats vid tillverkning av de svenska reaktortankarna. Ett representativt fall har valts för detaljerad analys av bandplätering i ett cylindriskt reaktortankkärl. Kalibrering av värmekällan har utförts med analys av påläggning av ett enstaka pläteringsband. Därefter har en fullständig analys med elva sekventiellt pålagda pläteringsband, värmebehandling och provtryckning genomförts.

Före värmebehandling predikteras mycket höga svetsegensspänningar i tankstålet strax under pläteringen och de blir som störst på c:a 6 mm djup. Inklusive modellering av fastransformationer är högsta nivån c:a 400 MPa i transversell riktning och c:a 600 MPa i longitudinell riktning. Storleken på det kompressiva bidraget från fastransformationer strax under pläteringen beror på tankstålets kemiska sammansättning samt avsvalningshastigheten. Exklusive modellering av fastransformationer uppgår den högsta svetsegensspänningen i tankstålet, längs linje A och linje B, till c:a 450 MPa respektive c:a 500 MPa i transversell riktning och c:a 600 MPa respektive c:a 700 MPa i longitudinell riktning. I pläteringen uppgår svetsegensspänningarna före värmebehandling till 300 - 350 MPa i transversell och longitudinell riktning.

Under värmebehandling sker en mycket omfattande reducering av svetsegensspänningarna i det ferritiska tankstålet. I pläteringen är den transversella spänningen marginellt förändrad medan den longitudinella spänningen ökar med c:a 50 MPa.

Vid provtryckning genomgår pläteringen betydande plasticering vilket medför en reducering av svetsgenspänningarna i pläteringen med c:a 25 % och c:a 50 % för förhållanden motsvarande kokarvattenreaktor (BWR) respektive tryckvattenreaktor (PWR). I tankstålet ger provtryckningen ingen märkbar förändring av svetsgenspänningarna vilka ner till ett djup om 20 mm uppgår till under 80 MPa i transversell och longitudinell riktning.

Restspänningar i pläteringen och tankstålet är en belastning som generellt behöver inkluderas vid analys av säkerhetsmarginaler vid exempelvis kalla lastfall, HTG-kurvor, och även vid utvärdering av eventuell spricktillväxt genom skademekanismer. Det är därför viktigt med god kunskap och underlag som styrker nivån och utseendet hos dessa restspänningsfält.

Den utvecklade metodiken kan användas för att bestämma restspänningar för specifika fall av svetsprocess och parametrar vid pläteringen av tankar med olika geometrier och provtryckning. Förutom bandplätering förekommer även seriepåsvetsad plätering och detaljerad analys av restspänningar för detta fall vore värdefullt. Vidare är det möjligt att analysera manuellt påsvetsad plätering (svetsad i flera lager) över området vid stumsvetsar mellan sektioner samt reparationssvetsning. Det skulle också vara värdefullt att studera plätering vid stutsar eftersom det är ett område där det kan förväntas en effekt dels från krökningsradier vid hålkanter dels från avvikande spänningstillstånd vid provtryckning.

9 Referenser

- [1] B. Brickstad, ”Redovisning av åldersrelaterade tidsberoende analyser för långa drifttider i samband med återkommande helhetsbedömningar,” Strålsäkerhetsmyndigheten, SSM2012-1302.
- [2] I. Sattari-Far och M. Andersson, ”Cladding Effects on Structural Integrity of Nuclear Components,” SKI Report 2006:23.
- [3] B. Gustafson och L. Oscarsson, Svenskbyggda svenska reaktortankar, Areva NP Uddcomb AB, 2009.
- [4] E. Friedman, ”Thermomechanical Analysis of the Welding Process Using the Finite Element Method,” *Transactions of the ASME*, pp. 206-213, 1975.
- [5] J. Goldak, A. Chakravarti och M. Bibby, ”A New Finite Element Model for Welding Heat Sources,” *Metallurgical Transactions B*, vol. 15B, pp. 299-305, 1984.
- [6] W. Zang, J. Gunnars, P. Dong och J. Hong, ”Improvement and validation of weld residual stress modelling procedure,” Swedish Radiation Safety Authority, SSM Research Report 2009:15.
- [7] J. Mullins och J. Gunnars, ”Influence of hardening model on weld residual stress distribution,” Swedish Radiation Safety Authority, SSM Research Report 2009:16.
- [8] J. Mullins och J. Gunnars, ”Validation of Weld Residual Stress Modeling in the NRC International Round Robin,” Swedish Radiation Safety Authority, SSM Research Report 2013:01.
- [9] Dassault Systemes, *ABAQUS version 6.14*.
- [10] J. Argyris, J. Szimmat och K. William, ”Finite element analysis of arc-welding process,” i *Numerical methods in thermal problems – Proceedings of the third International Conference*, 1983.
- [11] E. Bonnaud och J. Gunnars, ”Recommended residual stress profiles for stainless steel pipe welds,” Swedish Radiation Safety Authority, SSM Research Report 2016:39.
- [12] US Nuclear Regulatory Commission, ”International Weld Residual Stress Round Robin Problem Statement - Version 1.0,” Office of Nuclear Regulatory Research, Division of Engineering, Component Integrity Branch, 2009.
- [13] L. Lindgren, K. Domkin och S. Hansson, ”Dislocations, vacancies and solute diffusion in physical based plasticity model for AISI 316L,” *Mechanics of Materials*, vol. 40, pp. 907-919, 2008.
- [14] A. H. D. Sorkhabi and F. Vakili-Tahami, ”Experimental study of the creep behavior of parent, simulated HAZ and weld materials for cold-drawn 304L stainless steel,” *Engineering Failure Analysis*, vol. 21, pp. 78-90, 2012.
- [15] ASME, ”Boiler and Pressure Vessel Code - 2010 (with 2011 Addendum) - Section II - Material Specifications - Part D - Properties (Metric)”.

- [16] G. Reddy och D. Ayres, "High-temperature elastic-plastic and creep properties for SA533 Grade B Class I and SA508 materials," Combustion Engineering, Inc., Windsor, CT (USA), 1982.
- [17] P. Dong och J. Hong, "Residual stress relief in post-weld heat treatment," i *Proceedings of the ASME 2008 Pressure Vessels & Piping Conference*, Chicago, Illinois, USA, 2008.
- [18] ASM International, ASM Handbook - Volume 4 - Heat Treating.
- [19] K. W. Andrews, *J. Iron Steel Inst.*, vol. 203, p. 721, 1965.
- [20] W. C. Leslie, *The Physical Metallurgy of Steels*, New York: McGraw-Hill, 1981.
- [21] D. Koistinen och R. Marburger, "A general equation prescribing extent of austenite–martensite transformation in pure Fe–C alloys and plain carbon steel," *Acta Metall*, vol. 7, pp. 50-60, 1959.
- [22] NUREG/CR 3873, "Effect of Welding Conditions on Transformation and Properties of Heat-Affected Zones in LWR Vessel Steels," 1990.
- [23] B. Smith, A. J. Ramirez, S. L. McCracken och S. Tate, "Investigation of relationship between microhardness and charpy impact energy for temper bead welding qualification: part 1," i *Proceedings of the ASME 2019 Pressure Vessels & Piping Conference*, 2019.
- [24] S. Cho och J. Kim, "Analysis of residual stress in carbon steel weldment incorporating phase transformations," *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 7, nr 4, pp. 212-216, 2002.
- [25] C.E. Truman and M.C. Smith, "The NeT residual stress measurement and modelling round robin on a single weld bead-on-plate specimen," *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, vol. 86, pp. 1-2, 2009.
- [26] M.C. Smith and A.C. Smith, "NeT bead-on-plate round robin: Comparison of transient thermal predictions and measurements," *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, vol. 86, pp. 96-109, 2009.
- [27] M.C. Smith and A.C. Smith, "NeT bead-on-plate round robin: Comparison of residual stress predictions and measurements," *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, vol. 86, pp. 79-95, 2009.
- [28] P.J. Bouchard, "The NeT bead-on-plate benchmark for weld residual stress simulation," *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, vol. 86, pp. 31-42, 2009.
- [29] Metrode Welding, Consumables Strip Cladding Applications - Rev 04, 2012.
- [30] D. Mångård och J. Gunnars, "Weld residual stress and strain measurements on a mock-up with single layer strip cladding common in reactor pressure vessels," Swedish Radiation Safety Authority, SSM Research Report 2022:14.
- [31] J. Katsuyama, H. Nishikawa, M. Udagawa, M. Nakamura och K. Onizawa, "Assessments of residual stress due to weld-overlay cladding and structural integrity of reactor pressure vessel," i *Proceedings of the ASME 2010 Pressure Vessels & Piping Division*, Bellevue, Washington, USA, 2010.

Strålsäkerhetsmyndigheten arbetar pådrivande och förebyggande för att skydda människor och miljö från oönskade effekter av strålning, nu och i framtiden.

Du kan ladda ner våra publikationer från www.stralsakerhetsmyndigheten.se/publikationer. Om du behöver alternativa format som exempelvis lättläst, punktskrift eller Daisy, kontaktar du oss på e-post registrator@ssm.se.

Strålsäkerhetsmyndigheten
171 16 Stockholm
08-799 40 00
www.stralsakerhetsmyndigheten.se
registrator@ssm.se

©Strålsäkerhetsmyndigheten