

تأثیر استحاله‌ی فازی حالت جامد بر شکل‌گیری تنش‌های پسماند حاصل از جوشکاری در لوله‌های فولادی کربن متوسط

محمد مشایخی^{۱*}، هادی هدایتی^۱ و احسان برزآبادی فراهانی^۲

۱. دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه صنعتی اصفهان

۲. دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه رازی کرمانشاه

(دریافت مقاله: ۱۳۹۱/۰۸/۰۲ - دریافت نسخه نهایی: ۱۳۹۲/۰۵/۰۷)

چکیده -

واژگان کلیدی:

Effects of Solid-State Phase Transformation on the Evolution of Welding Residual Stresses in Medium Carbon Steel Pipes

M. Mashayekhi¹, H. Hedayati¹ and E. B. Farahani²

1. Department of Mechanical Engineering, Isfahan University of Technology

2. Department of Mechanical Engineering, Razi University

Abstract: In the present study, the effect of the solid-state phase transformation on the evolution of residual stresses in circumferentially butt-welded medium carbon steel pipes is studied using an effective algorithm. For this purpose a thermo-elastic-plastic analysis coupled with metallurgical analysis using finite element method is implemented. Welding process is simulated in 2-D and 3-D using two subroutines: one for applying heat flux and the other to consider the effect of phase transformation due to austenite-martensite transformation. The simulation results show that austenite-martensite transformation has significant effects on magnitude and distribution of residual stresses, and in some cases, it changes its nature from tensile to compressive stresses.

Keywords: circumferential butt welding, welding residual stresses, solid-state phase transformation.

*: مسئول مکاتبات، پست الکترونیکی: mashayekhi@cc.iut.ac.ir

لوله‌های فولادی در صنایع مختلف صنعتی از جمله نیروگاه‌ها، خطوط لوله تحت فشار و پیل‌های لوله‌ای فولادی مورد استفاده قرار می‌گیرند. به دلیل نسبت طول به قطر زیاد و ضخامت بالا در این لوله‌ها، اتصال آن‌ها به یکدیگر اجتناب‌ناپذیر است. جوشکاری لب به لب محیطی، یک روش متداول در فرایند اتصال سیستم لوله‌هاست. هنگام فرایند جوشکاری، تعداد بالای سیکل‌های گرمایی باعث تغییر خواص ریزساختار ماده و در نتیجه خواص مکانیکی و فیزیکی فلز جوش و ناحیه‌ی متأثر از گرمای اطراف آن می‌شود. به علاوه، فرایند جوشکاری باعث تنش‌های پسماند ناخواسته در سازه می‌شود که شکل‌گیری پدیده‌های نامطلوبی از جمله، شکست ترد، ترک خوردگی تنش‌ی و کاهش عمر خستگی قطعات را به دنبال دارد [۱]. از این رو پیش‌بینی دقیق و برآورد مناسب تنش‌های پسماند ناشی از جوشکاری، در تضمین طراحی مناسب و ایمنی سازه نقش به سزایی دارد. با این وجود، پیش‌بینی دقیق این تنش‌ها به دلیل پیچیدگی فرایند جوشکاری بسیار مشکل است؛ چرا که در شبیه‌سازی این فرایند عوامل زیادی از جمله گرمادهی محلی، تغییر خواص ماده ناشی از تغییر دما، منبع گرمایی متحرک و عوامل بسیاری تأثیرگذار است. تاکنون روش‌های تجربی متعددی از جمله روش‌های مخرب و نامخرب معرفی شده است. روش اجزای محدود به عنوان یک رهیافت کارآمد و آسان در این زمینه از مقبولیت بالایی برخوردار است [۲]. به کمک این روش می‌توان توزیع دما، میدان تنش‌های پسماند و تغییر شکل‌های حاصل از فرایند جوشکاری را با دقت بالایی پیش‌بینی کرد.

در دو دهه‌ی اخیر، پژوهش‌های قابل توجهی برای

شبیه‌سازی‌های جوشکاری محیطی لوله انجام شده است. تمرکز اصلی در بیشتر شبیه‌سازی‌های انجام گرفته بر روی کاهش حجم و زمان محاسبات از جمله استفاده از مدل متقارن محوری بوده است [۳]. اگر چه مدل تقارن محوری به کاهش حجم محاسبات کمک می‌کند، اما از طرف دیگر این مدل با محدودسازی تحلیل به یک سطح مقطع از کل هندسه، باعث ساده‌سازی بیش از حد مسئله می‌شود. به علاوه، جوشکاری لوله‌ها به صورت کاملاً متقارن پدیده‌ای است که در شرایط واقعی به ندرت اتفاق می‌افتد. لی و چانگ نشان دادند اثر قوس الکتریکی متحرک و نیز اثر نقاط ابتدایی و انتهایی با وارد کردن تغییرات محیطی در تنش‌های پسماند جوشی، باعث عدم برقراری فرضیات مربوط به تقارن محوری می‌شود [۴]. از این رو مدل متقارن محوری قادر به پیش‌بینی اثرات سه بعدی در جوشکاری محیطی لوله‌ها نیست. در نتیجه، تحلیل اجزای محدود سه بعدی برای نزدیک شدن به شرایط واقعی و پیش‌بینی دقیق تنش‌های پسماند در جوشکاری لب به لب لوله‌ها ضروری است. از آنجا که تحلیل اجزای محدود سه بعدی جوشکاری لوله‌ها هزینه محاسباتی بالایی به همراه دارد، در این زمینه مطالعات محدودی انجام شده است [۵].

مطالعات انجام شده در زمینه جوشکاری فولادهای کربنی به ویژه فولادهای کربنی با مقاومت بالا، نشان‌دهنده‌ی لزوم مدل‌سازی انتقال فازی حالت جامد در شبیه‌سازی این فرایند است چراکه انتقال فازی تأثیر مهمی بر روی خواص مکانیکی از جمله تغییرات حجمی ماده را به همراه دارد. تغییرات حجمی مرتبط با استحاله‌ی فازی متالورژیکی می‌تواند تأثیر عمده‌ای بر شکل‌گیری تنش‌های پسماند داشته باشد. در حال حاضر، مطالعات صورت گرفته برای پیش‌بینی تنش‌های

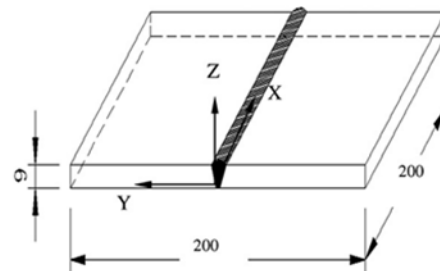
صحت نتایج به دست آمده، نتایج حاصل از شبیه‌سازی مدل فوق با نتایج موجود در پیشینه پژوهش مقایسه می‌شود.

۲- هندسه‌ی اتصال جوشی و پارامترهای جوشکاری

در این تحقیق، شبیه‌سازی فرایند جوشکاری برای دو نمونه مورد بررسی قرار می‌گیرد. در نمونه اول که به منظور اعتبارسنجی نتایج این پژوهش انتخاب شده است، اتصال لب به لب دو ورق از جنس فولاد کربن متوسط شبیه‌سازی می‌شود و صحت نتایج شبیه‌سازی تحقیق حاضر در مقایسه با نتایج سایر محققان [۸] مورد ارزیابی قرار می‌گیرد. در نمونه دوم نیز اتصال لب به لب محیطی دو لوله شبیه‌سازی شده و تأثیر استحاله‌ی فازی بر تنش‌های پسماند مورد بررسی قرار می‌گیرد.

۲-۱- نمونه اول اتصال جوشی

نمونه‌ی اول شامل اتصال لب به لب دو ورق از جنس فولاد کربن متوسط S45C است. طول هر یک از ورق‌ها ۲۰۰ میلی‌متر، عرض ۱۰۰ میلی‌متر و ضخامت ۶ میلی‌متر و اتصال آن‌ها در یک پاس و به روش جوشکاری تیگ انجام شده است [۸]. شکل (۱)، ورق‌های جوشکاری شده و هندسه‌ی محل جوش را نشان می‌دهد. برای نشان دادن تأثیر استحاله‌ی فازی بر تنش‌های پسماند جوشی و تغییر شکل‌های حاصله، فولاد مورد استفاده در این تحقیق از جنس فولاد کربن متوسط S45C انتخاب شده است چرا که تأثیر استحاله در فولادهای کربن متوسط و پرکربن به مراتب از فولادهای کم‌کربن مشهودتر است. فولاد S45C یکی از فولادهای پرکاربرد در فولادهای کربن متوسط است و با توجه به خواص مکانیکی آن در ساخت محصولات مختلف صنعتی از جمله میل‌لنگ، چرخ‌دنده و شاتون مورد استفاده قرار می‌گیرد. به علت درصد کربن نسبتاً بالای به کار رفته در ترکیب آن، این فولاد از قابلیت ماشین‌کاری و جوش‌پذیری بالایی برخوردار است. ترکیب شیمیایی فولاد S45C و درصد وزنی عناصر تشکیل‌دهنده‌ی آن در جدول (۱) و شرایط جوشکاری



شکل ۱- هندسه ورق‌های جوشکاری شده

جدول ۱- ترکیب شیمیایی فولاد S45C

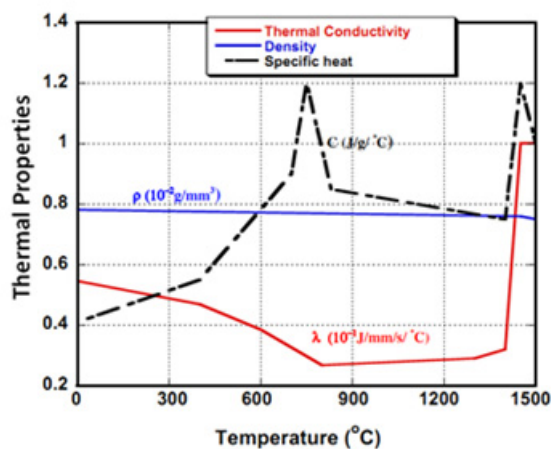
Cr	S	P	Mn	Si	C
۰/۱۵	۰/۰۲۹	۰/۰۲۲	۰/۶۶	۰/۲۲	۰/۴۴

پسماند در لوله‌های فولادی با در نظر گرفتن تغییرات فازی، در پژوهش‌های محدودی دیده می‌شود. دنگ و موراكاوا [۶] تأثیر انتقال فازی حالت جامد را بر توزیع تنش‌های پسماند، در جوشکاری لب به لب برای لوله‌های فولادی از جنس Cr-1Mo9 اصلاح شده، بررسی کردند. یاگی و همکاران [۷]، تنش‌های پسماند در لوله‌های P91 را با در نظر گرفتن انتقال فازی حالت جامد به صورت عددی شبیه‌سازی کردند. پژوهش‌های اشاره شده محدود به مدل‌های متقارن محوری بوده و تأثیرهای سه‌بعدی در جوشکاری محیطی در نظر گرفته نشده است.

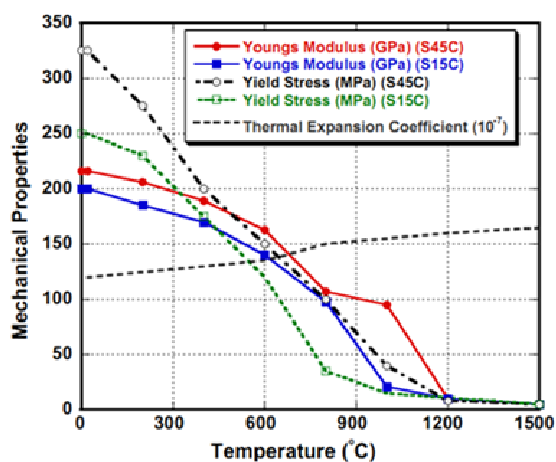
هدف تحقیق حاضر، پیش‌بینی تنش‌های پسماند جوشی در اتصال لب به لب محیطی لوله‌های فولادی کربن متوسط S45C و مطالعه‌ی تأثیر استحاله‌ی فازی حالت جامد بر شکل‌گیری و توزیع مؤلفه‌های محیطی و محوری تنش‌هاست. برای این منظور یک تحلیل سه‌بعدی گرمایی-متالورژیکی-مکانیکی به صورت همبسته در نرم‌افزار اجزای محدود Abaqus با تدوین زیربرنامه‌هایی در این نرم‌افزار انجام گرفته است. استحاله‌ی فازی شبیه‌سازی شده در این تحقیق یک استحاله‌ی مارتنزیتی است. در این پژوهش تاریخچه شکل‌گیری تنش‌ها که در درک اثر استحاله ابزار بسیار مناسبی محسوب می‌شود، مورد بررسی قرار می‌گیرد. برای ارزیابی

جدول ۲- شرایط جوشکاری

حالت	شدت جریان (A)	ولتاژ (V)	سرعت الکتروود (mm/s)	راندمان
۱	۳۰۰	۲۱	۱۰	۰/۷
۲	۳۰۰	۲۱	۱۰	۰/۷



شکل ۲- خواص ترموفیزیکی وابسته به دمای فولاد S45C [۸]

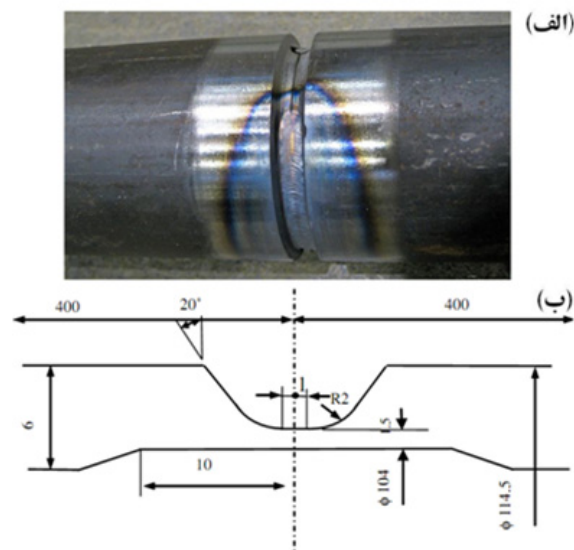


شکل ۳- خواص مکانیکی وابسته به دمای فولاد S45C [۸]

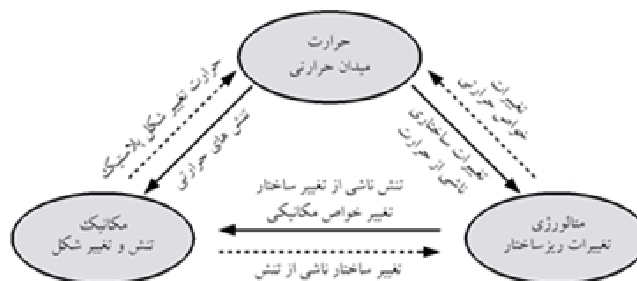
۲-۲- نمونه دوم اتصال جوشی

نمونه دوم شامل اتصال لب به لب محیطی دو لوله از جنس فولاد کربن متوسط S45C است. لوله‌ها دارای قطر خارجی ۱۱۴/۳ میلی‌متر، ضخامت ۶ میلی‌متر و طول ۸۰۰

ورق‌ها، در جدول (۲) آمده است. شکل (۱)، هندسه‌ی محل جوشکاری را نشان می‌دهد. خواص ترموفیزیکی و مکانیکی فولاد S45C به ترتیب در شکل‌های (۲) و (۳) آمده است.



شکل ۴- (الف) لوله‌های جوشکاری شده؛ (ب) هندسه ناحیه جوش



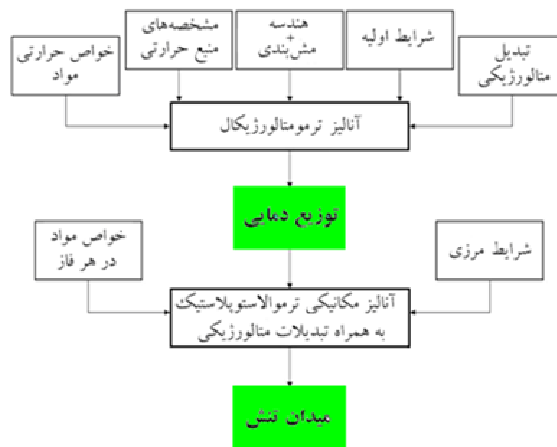
شکل ۵- تأثیر حوزه‌های مختلف بر روی یکدیگر در عملیات جوشکاری [۹]

مناسبی برای جوشکاری وابسته به چگونگی ارتباط این سه حوزه است. برای مدل‌سازی تقابل این سه حوزه در شبیه‌سازی فرایند جوشکاری لازم است دو دسته معادله دیفرانسیل گرمایی و مکانیکی به صورت همبسته حل شوند. در روش اجزای محدود می‌توان از دو راهبرد کلی برای تحلیل این فرایند سود برد. در یک راهبرد، تحلیل فرایند با در نظر گرفتن همزمان این دو حوزه (تحلیل مستقیم) و در دیگری تحلیل فرایند با در نظر گرفتن جداگانه این دو حوزه (تحلیل غیرمستقیم) است. در فرایند جوشکاری، حرارت باعث تغییرات متالورژیکی ماده می‌شود که آن هم به نوبه‌ی

میلی‌متر هستند. اتصال دو لوله در یک پاس و به روش جوشکاری تیگ انجام شده است. در شکل (۴)، لوله‌های جوشکاری شده، پخ لوله‌ها (۷ شکل) و هندسه‌ی محل جوش به صورت شماتیک ترسیم شده است. خواص مکانیکی و ترموفیزیکی لوله‌ها و شرایط جوشکاری نمونه دوم همانند نمونه اول انتخاب شده است.

۳- تحلیل اجزای محدود

در مدل‌سازی فرایند جوشکاری، سه حوزه‌ی گرما، متالورژی و مکانیک در تقابل با یکدیگرند که انتخاب روش



شکل ۶- مراحل روش غیرمستقیم در تحلیل فرایند جوشکاری

۴- تحلیل گرمایی

در بیشتر روش های جوشکاری، اتصال قطعات با ایجاد گرمایش موضعی تا نقطه ذوب ماده و سپس سرمایش آن انجام می گیرد. در این حالت توزیع دما نایکناخت بوده و تابعی از مختصات مکانی و زمانی است. این گرمادهی نایکناخت یکی از عوامل اصلی ایجاد تغییر شکل های جوشی است. مسئله ی انتقال گرما در جوشکاری، یک مسئله ی وابسته به زمان است؛ از این رو معادلات انتقال گرما در حالت وابسته به زمان برای تحلیل این فرایند مورد استفاده قرار می گیرد. با استفاده از قانون فوریه و اصل بقای انرژی می توان معادله دیفرانسیل حاکم بر انتقال گرما را مستقل از کرنش ها به صورت زیر بیان کرد:

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} = \nabla \cdot (\lambda \nabla T) + \dot{Q} \quad (1)$$

در این معادله c ظرفیت گرمایی $[J.kg^{-1}.K^{-1}]$ ، ρ چگالی $[kg.m^{-3}]$ و $\dot{Q}$ نرخ تولید انرژی بر واحد حجم ماده $[W.m^{-3}]$ است.

۵- استحاله ی فازی

بی تردید در قطعات جوشکاری شده ی فولادی، تغییرات

خود بر حوزه های گرمایی و مکانیکی تأثیر می گذارد. همچنین حوزه های گرمایی و مکانیکی نیز خود بر روی هم تأثیر گذارند که این امر وابستگی معادلات مکانیکی و گرمایی جسم را به دنبال دارد. در شکل (۵) رابطه این سه حوزه و چگونگی تأثیر آنها بر یکدیگر در فرایند جوشکاری آمده است. در جوشکاری، گرمای حاصل از کرنش پلاستیک ناچیز بوده و می توان از اثر کرنش های سطحی بر ضریب انتقال گرمای حرارت سطوح صرف نظر کرد. از این رو معادلات مکانیکی و گرمایی را می توان به صورت مستقل حل کرد و از حل غیرکوپله استفاده کرد. روش کوپله غیرمستقیم که در این تحقیق مورد استفاده قرار گرفته است از دو مرحله اساسی تشکیل شده است. در مرحله اول که تحلیل گرمایی مدل است، با استفاده از مدل سازی گرمایی، یک تحلیل گذرای گرمایی صورت می گیرد. نتایج این تحلیل که تاریخچه ی گرمایی نقاط مختلف است، در تحلیل مکانیکی به عنوان ورودی مسئله مورد استفاده قرار می گیرد و در نهایت با انجام یک تحلیل الاستوپلاستیک، میدان تنش های پسماند حاصل می شود. در شکل (۶) مراحل روش غیرمستقیم بیان شده است.

که دما به بالای (دمای ناپدید شدن آلفا- فریت) می‌رسد، این تبدیل فازی کامل می‌شود. برای فولادهای کربنی و فولادهای کم‌آلیاژ دماهای A_1 و A_3 را می‌توان مطابق روابط تجربی زیر محاسبه کرد [۱۳]:

$$A_1 = 723 - 10.7\text{Mn} - 16.9\text{Ni} + 29\text{Si} + 16.9\text{Cr} + 290\text{As} + 6.4\text{W} \quad (2)$$

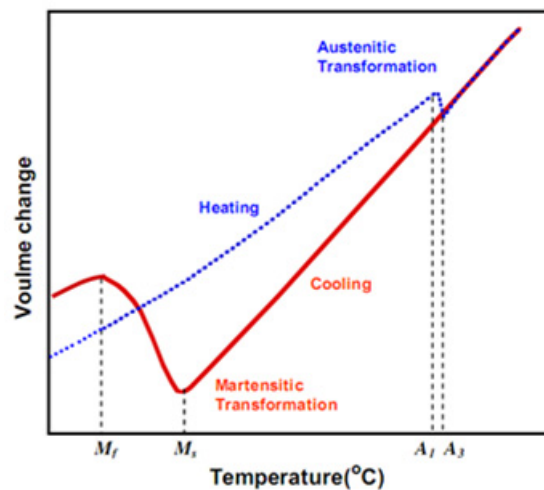
و

$$A_3 = 912 - 203\sqrt{C} - 15.2\text{Ni} + 44.7\text{Si} + 104\text{V} + 31.5\text{Mo} + 13.1\text{W} - 30\text{Mn} - 11\text{Cr} - 20\text{Cu} + 700\text{P} + 400\text{Al} + 120\text{As} + 400\text{Ti} \quad (3)$$

هنگامی که فلز پایه تا بالای دمای A_1 گرمادهی می‌شود، فاز کریستالی bcc به فاز fcc تغییر یافته که این امر باعث کاهش حجم می‌شود. در سرمایش سریع، آستنیت با ساختار fcc به مارتنزیت با ساختار bct تبدیل یافته و حجم آن افزایش می‌یابد. تغییر حجم ناشی از استحاله هنگام فرایندهای گرمایش و سرمایش به صورت شماتیک در شکل (۷) نشان داده شده است.

در این پژوهش، دو عامل برای تعیین وقوع استحاله فازی در یک جزء در نظر گرفته می‌شود. این دو عامل به ترتیب شامل بررسی بالاترین دمایی که نقاط انتگرال‌گیری یک جزء هنگام فرایند گرمایش کسب می‌کنند و همچنین مدت زمان سرمایش این نقاط از دمای ۸۰۰ تا ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد ($t_{8/5}$) است. ارتباط بین نرخ سرمایش و کسر مارتنزیت تشکیل شده را می‌توان از نمودارهای استحاله در سرمایش پیوسته به دست آورد.

توصیف رفتار استحاله در هر قسمت از ناحیه فاز جوش و همچنین ناحیه تحت تأثیر گرما نیازمند استفاده از تعداد بیشماری نمودارهای CCT است. شناخت کامل تغییرات فازی جوشکاری می‌تواند با بررسی دقیق سه نوع نمودار CCT حاصل شود. نمودارهای CCT برای سه ناحیه، شامل ناحیه‌ی تحت تأثیر گرما با دانه‌های ریز (FGHAZ)، ناحیه تحت تأثیر گرما با دانه‌های درشت



شکل ۷- نمودار شماتیک تغییرات حجمی حاصل از استحاله فازی [۸]

فازی آستنیتی- مارتنزیتی حالت جامد هنگام فرایند سرمایش تأثیرات مهمی بر اعوجاج و تنش‌های پسماند حاصله دارد [۱۱]. استحاله‌ی مارتنزیتی یک تغییر شکل برشی است که در حالت جامد روی می‌دهد. در فولادها، فاز مارتنزیت از فاز آستنیت که حاوی اتم‌های کربن است تشکیل می‌شود و به سبب ماهیت نفوذناپذیر شکل‌گیری آن، این فاز حاوی تمامی اتم‌های کربن فاز آستنیت است. اتم‌های کربن در فضاهای خالی هشت‌وجهی بین اتم‌های آهن به صورت بین‌نشینی قرار گرفته و یک شبکه کریستالی چهاروجهی مرکزدار، bct، را تشکیل می‌دهند. هنگامی که مارتنزیت تشکیل می‌شود، حجم فلز افزایش می‌یابد. از این رو انبساط حجمی در منطقه ذوب و منطقه تحت تأثیر گرما هنگام فرایند جوشکاری، بستگی زیادی به سهم قسمت‌های مارتنزیتی تشکیل یافته در این نواحی دارد.

در این پژوهش، بر اساس قوانین حاکم بر تغییرات فازی یک تحلیل متالورژیکی در مدل‌سازی فرایند جوشکاری پیاده‌سازی شده است [۱۲]. هنگامی که فلز پایه تا بالای دمای (دمای ناپدید شدن فاز سمیتیت) گرمادهی می‌شود، فاز پرلیت- فریت تا حدودی به آستنیت تبدیل می‌شود و هنگامی

شده برای ناحیه مذاب و ناحیه CGHAZ استفاده شده است.

در شکل (۸) از نمودار CCT مطابق با دمای آستینیت شدن ۹۰۰ درجه سانتی گراد برای پیش‌بینی سهم مارتنزیت تشکیل شده در ناحیه‌ی FGHAZ و از نمودار مطابق با دمای آستینیت شدن ۱۰۵۰ درجه سانتی گراد برای پیش‌بینی سهم مارتنزیت تشکیل شده در نواحی CGHAZ و FZ استفاده شده است. استحاله‌ی مارتنزیتی هنگام مرحله‌ی سرمایش را می‌توان با به کارگیری معادله کویشن-مربِگ به صورت زیر محاسبه کرد [۱۲ و ۱۵]:

$$f_m(T) = f[1 - \exp(-k(M_s - T))] , (T \leq M_s) \quad (۴)$$

در این معادله f_m ، سهم مارتنزیت تشکیل شده در دمای جاری، T دمای جاری هنگام فرایند سرمایش، f سهم فازی به دست آمده در دماهای پایین و M_s و k به ترتیب مشخصه‌های دمای شروع تشکیل مارتنزیت و شکل‌گیری تدریجی مارتنزیت مطابق با دمای جاری هستند.

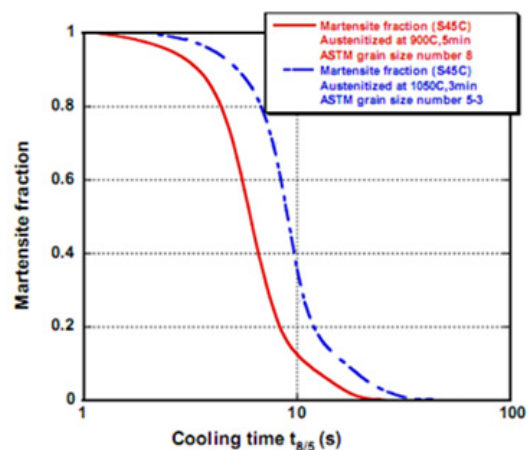
برای فولادهای کربنی مقدار ثابت k برابر ۰/۱۱ در نظر گرفته می‌شود [۱۲ و ۱۵]. به علاوه دمای شروع تشکیل مارتنزیت را می‌توان با استفاده از معادله تجربی زیر محاسبه کرد [۱۲]:

$$M_s = 561 - 474c - 33Mn - 17Ni - 17Cr - 21Mo \quad (۵)$$

دماهای مربوط به تغییرات فازی (A_3 , A_1 , M , M_s) برای فولاد S45C در جدول (۳) آمده است.

۶- تحلیل مکانیکی

در تحلیل مکانیکی تاریخیچه گرمایی به دست آمده از تحلیل گرمایی به عنوان یک بار گرمایی به سازه اعمال شده؛ سپس تنش و کرنش‌های حاصل در هر بازه‌ی زمانی با استفاده از یک تحلیل الاستو-پلاستیک که با یک تحلیل متالورژیکی همبسته شده برای سازه محاسبه می‌شود. این فرایند تا سرد شدن قطعه تا دمای محیط ادامه می‌یابد. مقادیر



شکل ۸- سهم مارتنزیت تشکیل شده به صورت تابعی از زمان سرمایش $t_{8/5}$ برای فولاد S45C [۸]

جدول ۳- دماهای استحاله‌ی فازی فولاد S45C

A_3 (°C)	A_1 (°C)	M_s (°C)	M_f (°C)
۷۸۷	۷۲۴	۳۲۸	۱۴۰

(CGHAZ) و ناحیه مذاب (FZ) تهیه شده است [۱۴]. دمای آستینیت شدن برای ناحیه CGHAZ معمولاً در محدوده‌ی دمایی ۱۰۵۰ تا ۱۴۵۰ درجه سانتی گراد و برای نواحی FGHAZ و FZ به ترتیب برابر ۱۰۵۰ و ۱۴۵۰ درجه سانتی گراد در نظر گرفته می‌شود. دماهای فوق رشد ریز دانه‌های کریستالی آستینیت را به حساب می‌آورند. تجزیه آستینیت به فازهای دیگر تحت نرخ‌های سرمایشی متفاوت را می‌توان مطابق با منحنی‌های متفاوتی که در نمودار CCT موجود است به دست آورد.

در این مطالعه، تنها تأثیر استحاله‌ی ماتنزیتی با استفاده از روش فوق محاسبه شده است. ارتباط بین دمای $t_{8/5}$ و سهم مارتنزیت تشکیل شده را می‌توان از نمودارهای CCT که برای فولاد S45C تهیه شده مطابق شکل (۸) به دست آورد. به علت عدم وجود نمودارهای CCT برای فلز جوش، در نرخ‌های متفاوت سرمایش ناحیه مذاب، در این تحقیق از نمودارهای مشابهی برای پیش‌بینی سهم مارتنزیت تشکیل

محاسبه شده در مرحله‌ی نهایی، نشان‌دهنده‌ی تنش‌ها و کرنش‌های پسماند جوشی هستند.

رابطه نرخ تنش ایجاد شده و نرخ کرنش‌های الاستیک به صورت زیر قابل بیان است:

$$d\sigma_{ij} = C_{ijkl} d\epsilon_{kl}^e \quad (6)$$

$$= C_{ijkl} (d\epsilon_{kl} - d\epsilon_{kl}^p - d\epsilon_{kl}^{th} - d\epsilon_{kl}^{tr} - d\epsilon_{kl}^{tp})$$

C_{ijkl} تانسور الاستیک ماده، شامل مدول یانگ و ضریب پواسون، $d\epsilon$ کرنش الاستیک، $d\epsilon_{ij}^p$ کرنش پلاستیک، $d\epsilon_{ij}^{th}$ کرنش گرمایی، $d\epsilon_{ij}^{tr}$ کرنش حاصل از استحاله و $d\epsilon_{ij}^{tp}$ کرنش پلاستیک استحاله‌ای ایجاد شده در جسم است.

در ناحیه پلاستیک از معادلات پراوتل-راس سود برده شده است. جریان پلاستیک در جهت عمود بر سطح تسلیم، مطابق قانون جریان در نظر گرفته می‌شود. از این‌رو جزء کرنش پلاستیک در هر لحظه از بارگذاری متناسب با تنش‌های کاهیده‌ی لحظه‌ای است. بر این اساس تنش مؤثر و جزء کرنش کل به صورت زیر قابل بیان است:

$$d\epsilon_{ij}^p = \frac{3}{2} \frac{d\epsilon_p}{\sigma_e} S_{ij} \quad (7)$$

و

$$d\epsilon_p = \sqrt{\frac{2}{3} d\epsilon_{ij}^p d\epsilon_{ij}^p} \quad (8)$$

و

$$\sigma_e = \sqrt{\frac{3}{2} S_{ij} S_{ij}} \quad (9)$$

در این پژوهش، اثر تغییرات حجمی در نظر گرفته شده است اما از پلاستیسیته حاصل از تغییرات فازی صرف‌نظر شده است. در رابطه (۶)، $d\epsilon_{ij}^{tp}$ ، کرنش پلاستیک استحاله‌ای به علت تغییرات حجمی ناشی از استحاله ایجاد می‌شود.

از آن‌جا که شکل‌گیری فاز مارتنزیت توأم با افزایش حجم بوده که مؤلفه جدیدی از تنش را ایجاد می‌کند. کرنش ناشی از تغییرات حجمی وابسته به شکل‌گیری کامل مارتنزیت برای فولاد S45C برابر با $\epsilon_C^{tr*} = 8.0 \times 10^{-3}$ است. همچنین تغییر حجم ناشی از استحاله‌ی آستینیتی برای این فولاد برابر با

$$\epsilon_h^{tr*} = 2.88 \times 10^{-3} \quad [16].$$

هنگامی که فاز پرلیت-فریت در محدوده‌ی دمایی A تا A₃ به فاز آستینیت تبدیل می‌شود، نمو کرنش حاصل از این تغییر حجم آستینیتی را می‌توان با استفاده از قانون اهرم محاسبه کرد. در این پژوهش از یک رابطه خطی برای این منظور استفاده شده است. با استفاده از این تقریب خطی، نمو کرنش توسط رابطه زیر تخمین زده می‌شود:

$$\Delta\epsilon_h^{tr} = \frac{\Delta T_h}{A_3 - A_1} \epsilon_h^{tr*} \quad (10)$$

ΔT_h نمو دما در فرایند گرمایش است.

به منظور محاسبه‌ی تغییر حجم مارتنزیتی از رابطه کویشتن-مربرگ استفاده شده است. بر این اساس، نمو کرنش ناشی از تغییر فاز مارتنزیت توسط رابطه زیر تعیین می‌شود:

$$\Delta\epsilon_h^{tr} = f \cdot \{-k \cdot \exp[k(T - M_s)]\} \cdot \Delta T_c \cdot \epsilon_c^{tr} \quad (11)$$

ΔT_c نمو دما در طول فرایند سرمایش است. در شبیه‌سازی عددی فرض شده است هنگامی که دما در مرحله‌ی سرمایش تا مقدار M_s کاهش یابد، استحاله‌ی مارتنزیتی به پایان می‌رسد.

از دیگر نکات مهم در شبیه‌سازی فرایند جوشکاری در نظر گرفتن سخت‌شوندگی فلز بر اثر بارگذاری و باربرداری گرمایی است. در این تحقیق از کار سختی سینماتیک استفاده شده است. در تحلیل مکانیکی از تغییرات تنش تسلیم مطابق با تغییر فاز مارتنزیتی صرف‌نظر شده است.

۷- مدل اجزای محدود

در تحقیق حاضر از نرم‌افزار اجزای محدود ABAQUS برای مدل‌سازی و انجام تحلیل‌های مکانیکی و گرمایی استفاده شده است. مدل اجزای محدود سه‌بعدی برای هر دو نمونه و نمای برشی آن‌ها در شکل (۹) نشان داده شده است. مدل‌های مورد استفاده برای تحلیل‌های گرمایی و مکانیکی، از نظر شکل و تعداد جزء نظیر به نظیر یکسان بوده ولی نوع اجزای به کار رفته در هر دو تحلیل متفاوت است. هم‌چنین

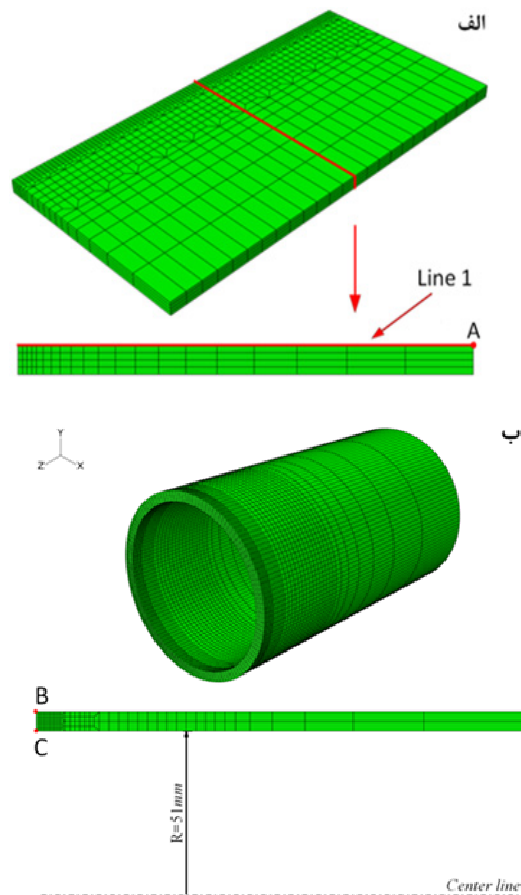
با توجه به تقارن در هندسه مدل، تنها نیمی از هندسه مدل‌سازی شده است و به علت وجود گرادپان شدید دما و تنش در منطقه‌ی متأثر از گرما، در این ناحیه چگالی اجزا افزایش یافته است. برای بالا بردن سرعت همگرایی تحلیل و کاهش زمان حل، شبکه‌بندی نواحی دور از خط جوش با درجه درشت‌تری انجام گرفته است.

۸- مدل گرمایی

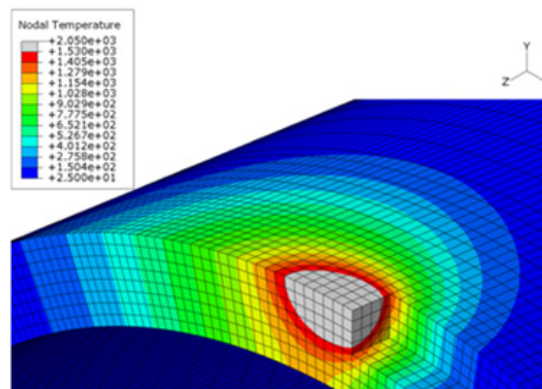
تحلیل گرمایی جوشکاری، یک تحلیل وابسته به زمان است. برای اعمال گرمای ورودی در مدل‌سازی فرایند جوشکاری دو روش کلی متداول است. در اولین روش، اعمال دما به حجم معینی از منطقه‌ی جوش است تا حجم قابل قبولی از منطقه‌ی نفوذ را تشکیل دهد. در روش دوم که واقعی‌تر خواهد بود، مدل‌سازی منبع گرمای ورودی است؛ به عبارت دیگر ابتدا مدل هندسی که متشکل از فلز پایه و جوش است ساخته شده و سپس یک شار گرمایی متحرک، که نشان‌دهنده‌ی حرکت قوس الکتریکی بر روی مدل است به مدل اعمال می‌شود. شار گرمایی می‌تواند به صورت سطحی، حجمی و یا سطحی-حجمی به مدل اعمال شود. شرایط مرزی نیز متناسب با شرایط جوشکاری، به صورت ترکیبی از تلفات گرمای تشعشعی و جابه‌جایی در نظر گرفته می‌شود. در سطح حوضچه مذاب و نواحی اطراف آن با دمای بالا، اتلاف گرمای تشعشعی و در نواحی دورتر از خط جوش با دمای پایین‌تر، اتلاف گرمای جابه‌جایی شرایط مرزی گرمایی غالب خواهند بود. در این تحقیق به منظور ایجاد شرایط مرزی گرمایی موردنظر که ترکیبی از انتقال گرمای جابه‌جایی و تشعشعی کلیه سطوح با محیط اطراف باشد، از معادله پیشنهادی آرگریس [۱۷] استفاده شده است. در این معادله ضریب انتقال گرمای ترکیبی به صورت زیر بیان می‌شود:

$$h = \begin{cases} 0.0668 T & (W/m^2) & 0 < T < 500 \text{ } ^\circ C \\ 0.231 T - 82.1 & (W/m^2) & T > 500 \text{ } ^\circ C \end{cases} \quad (12)$$

در شکل (۱۰) ته‌نشینی الکتروود ذوب شده و تشکیل



شکل ۹- (الف) مدل اجزای محدود نمونه اول؛ (ب) مدل اجزای محدود نمونه دوم



شکل ۱۰- ته‌نشینی الکتروود ذوب شده و تشکیل حوضچه مذاب هنگام جوشکاری

حوضچه‌ی مذاب هنگام جوشکاری دیده می‌شود.

مدل حرارتی، تغییر فاز جامد به مایع (ذوب) و برعکس، با اعمال گرمای نهان ذوب تعریف می‌شود. همچنین به منظور معرفی ماده‌ی مذاب، برای خواص مکانیکی (پلاستیک) ماده، دمایی به عنوان دمای مذاب تعریف می‌شود. این دما برای مدل‌سازی ذوب ماده، همچنین انجماد مجدد آن به کار می‌رود. با تعریف دمای مذاب برای ماده در صورتی که هنگام فرایند جوشکاری دما به این مقدار و یا بالاتر از آن برسد، تأثیر کارسختی قبلی ماده با صفر قرار دادن کرنش پلاستیک معادل از بین رفته و به عبارت دیگر رفتار ماده به صورت پلاستیک کامل فرض می‌شود. در مدل کار سختی سینماتیکی، تانسور تنش برگشتی نیز معادل صفر قرار می‌گیرد. حال اگر دمای ماده به کمتر از دمای مذاب برسد، ماده دوباره سخت‌شوندگی خود را به دست خواهد آورد.

برای در نظر گرفتن اثر جریان‌های همرفتی ناشی از تلاطم مذاب و ضریب هدایت گرمایی در بالای دمای ذوب با اعمال ضریب دو برابر افزایش می‌یابد. هر چه مقدار این ناپیوستگی در خواص ماده بیشتر شود، زمان تحلیل گرمایی نیز به علت غیرخطی شدن شدید معادلات افزایش خواهد یافت.

در مدل گرمایی سه‌بعدی برای نمونه اول از ۴۰۰۰ جزء و در نمونه دوم از ۲۰۸۰۰ جزء آجری DC3D8 یعنی جزء خطی هشت‌گه‌ای گرمایی استفاده شده است. گرمای ناشی از قوس جوشکاری متحرک به صورت یک منبع گرمایی حجمی متحرک با توزیع دوبیضی به مدل اعمال شده است. برای پیاده‌سازی یک زیربرنامه برای اعمال شار گرمایی در نرم افزار اجزای محدود تهیه شده است. معادله شار گرمایی در قسمت جلو و عقب منبع به ترتیب از معادلات زیر به دست می‌آید:

$$q_f(x, y, z, t) = \frac{6\sqrt{3}f_f Q}{abc_f \pi \sqrt{\pi}} \times e^{-3x^2/a^2} e^{-3y^2/b^2} e^{-3z^2/c_f^2} \quad (13)$$

و

$$q_r(x, y, z, t) = \frac{6\sqrt{3}f_r Q}{abc_r \pi \sqrt{\pi}} \times e^{-3x^2/a^2} e^{-3y^2/b^2} e^{-3z^2/c_r^2} \quad (14)$$

x و y خود توابعی از زمان هستند. $f_r = 1.4$, $f_f = 0.6$ و پارامترهای a , b بیان‌کننده‌ی ابعاد حوضچه مذاب‌اند و از مشخصات سطح مقطع جوش در آزمایشگاه تعیین می‌شوند. در این تحقیق از پیشنهاد گلداک در این زمینه استفاده شده است [۱۸].

۹- مدل مکانیکی

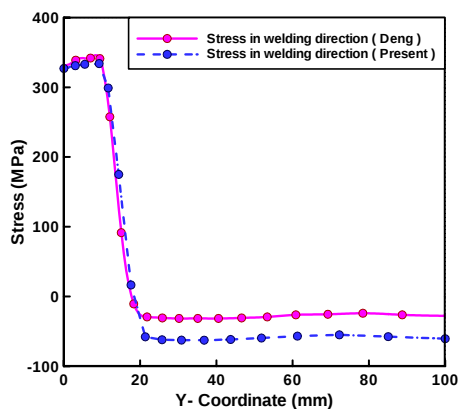
اجزای به کار رفته در تحلیل مکانیکی مدل سه‌بعدی جزء آجری خطی هشت‌گه‌ای، C3D8R، است. در این تحقیق، از مدل کار سختی سینماتیک با توصیف دوخطی منحنی تنش-کرنش به منظور در نظر گرفتن اثر باشینگر استفاده شده است. همچنین رفتار ماده از معیار تسلیم فون‌میزز و قانون جریان تبعیت می‌کند.

برای محاسبه‌ی سهم مارتنزیت تشکیل شده، f و تغییرات حجمی ناشی از استحاله‌ی مارتنزیتی یک زیربرنامه در نرم‌افزار ABAQUS تهیه شده است. این زیربرنامه با استفاده از رابطه کویشن-مربگ، رابطه (۱۲)، نمو کرنش ناشی از تغییر فاز آستنیت به مارتنزیت را در هر بازه زمانی به سایر مؤلفه‌های کرنش اضافه می‌کند.

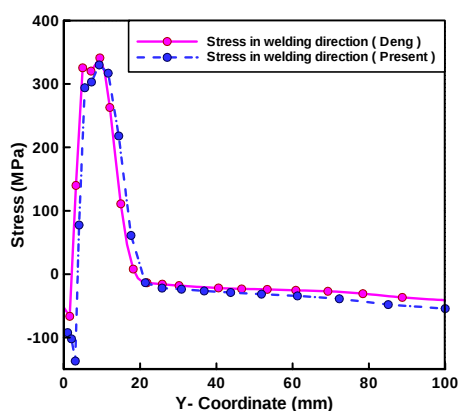
برای اعمال شرایط مرزی مدل مکانیکی، تغییر مکان نقاط واقع بر خط مرکزی جوش در جهت عمود بر راستای جوشکاری، برابر با صفر در نظر گرفته شده است. برای جلوگیری از حرکت صلب سازه، تغییر مکان دو نقطه دلخواه از مدل در دو جهت عمود بر راستای جوشکاری صفر فرض شده است. در نمونه اول این نقاط واقع بر خط مرکزی جوش و در نمونه دوم این نقاط در ابتدای لوله‌ها انتخاب شده است.

۱۰-۱- شبیه‌سازی نمونه اول اتصال جوشی

در این بخش، نتایج حاصل از شبیه‌سازی مدل معرفی شده در اتصال جوشی لب به لب دو ورق (نمونه اول) با نتایج

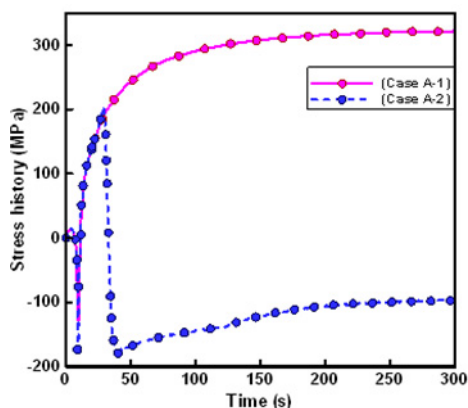


(الف)

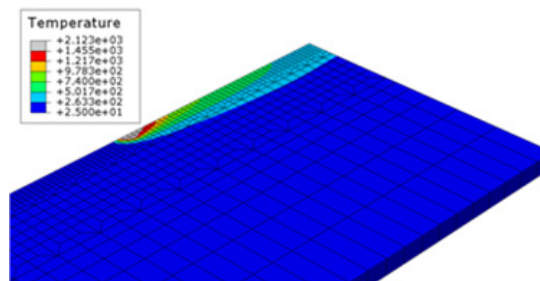


(ب)

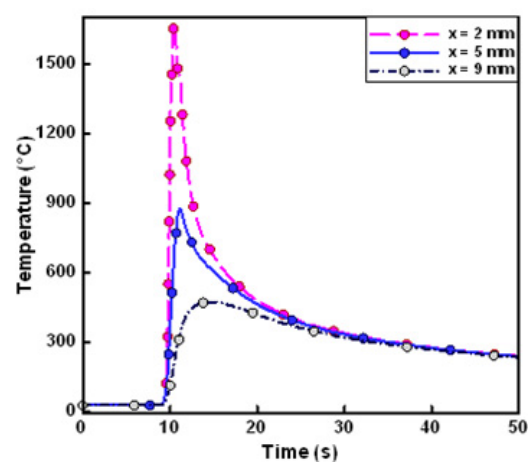
شکل ۱۳- تنش پسماند در جهت جوشکاری بر روی مسیر عمود
بر جهت جوشکاری برای مدل دنگ [۸] و شبیه‌سازی
حاضر. الف - حالت A-1، ب - حالت A-2



شکل ۱۴- تاریخچه شکل‌گیری تنش طولی برای نقطه A



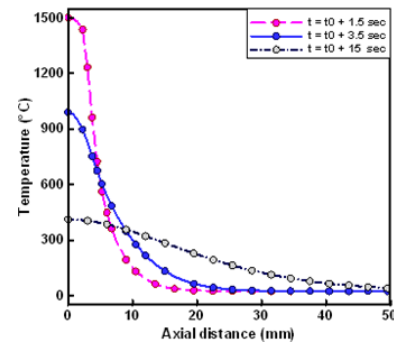
شکل ۱۱- حرکت الکتروود و تشکیل حوضچه مذاب در مدل
گرمایی در یک دوم نمونه اول



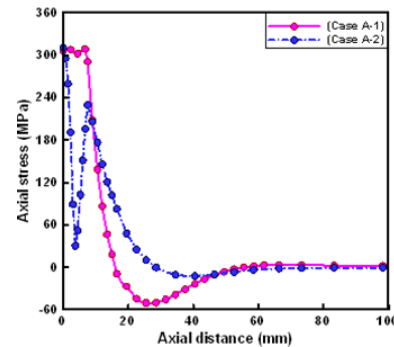
شکل ۱۲- تاریخچه دمایی نقاطی از سطح بالایی ورق

حاصل از تحقیق دنگ [۸] مورد اعتبارسنجی قرار می‌گیرد.
شکل (۱۱) حرکت الکتروود و تشکیل حوضچه مذاب در مدل
گرمایی نمونه اول را نشان می‌دهد. تاریخچه دمایی نقاطی از
سطح بالایی ورق‌ها تا ۵۰ ثانیه پس از شروع جوشکاری در
شکل (۱۲) نشان داده شده است. نقاط فوق به ترتیب در
فواصل $x_1 = 2\text{mm}$ ، $x_2 = 5\text{mm}$ و $x_3 = 9\text{mm}$ از خط
تقارن جوش واقع شده‌اند. متناظر با حرکت الکتروود یک
افزایش دما در هر نقطه دیده می‌شود و همان‌طور که انتظار
می‌رود، این افزایش برای نقاط نزدیک به محل جوشکاری
بیشتر خواهد بود. در شکل (۱۳)، توزیع تنش پسماند طولی

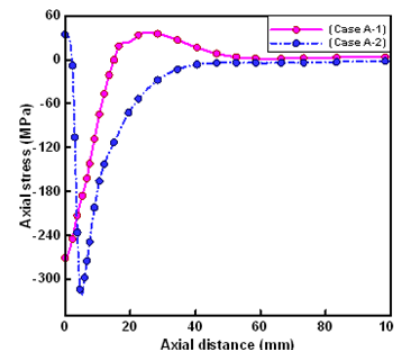
در امتداد مسیر ۱، معرفی شده در شکل (۹)، برای شبیه‌سازی حاضر به همراه نتایج ارایه شده توسط دنگ [۸] آمده و مقایسه شده‌اند. این نتایج در دو حالت مورد بررسی قرار گرفته است. حالت A-1 نشان‌دهنده مدل اجزای محدود بدون در نظر گرفتن اثر استحاله‌ی فازی و حالت A-2 بیان‌گر مدل با در نظر گرفتن اثر تغییرات فازی است. شکل (۱۳)



شکل ۱۵- توزیع تنش‌های پسماند محوری در سطح داخلی لوله



شکل ۱۶- توزیع تنش‌های پسماند محوری در سطح داخلی لوله



شکل ۱۷- توزیع تنش‌های پسماند محوری در سطح خارجی لوله

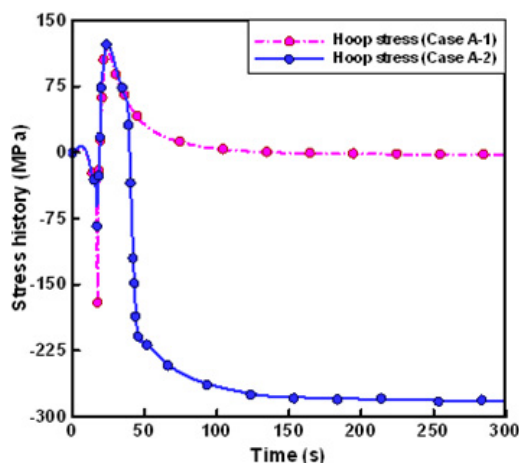
نشان می‌دهد برای هر دو حالت A-1 و A-2 مقادیر تنش با دقت قابل قبولی به یکدیگر نزدیک هستند و حدود بالا و پایین نمودارها بر هم منطبق هستند. در حالت A-1 در هر دو نمودار تنش طولی بر روی خط جوش و ناحیه تحت تأثیر گرما از نوع کششی و اندازه آن در حدود تنش تسلیم فلز جوش در دمای محیط است (۳۲۵ مگاپاسکال) در حالی که در حالت A-2 به دلیل اثرات استحاله‌ی مارتزیتی این تنش بر روی خط جوش مقدار منفی به خود می‌گیرد. تاریخچه شکل‌گیری تنش طولی در نقطه‌ای مانند A، معرفی شده در شکل (۹)، در شکل (۱۴) آمده است.

در حالت A-1 هنگام مرحله‌ی سرمایش به دلیل انقباض ناحیه مذاب، به صورت تدریجی بر مقدار تنش در این ناحیه افزوده شده و نهایتاً در پایان این مرحله، تنش پسماند کششی در آن به وجود می‌آید. اما در حالت A-2 و پس از رسیدن دمای ناحیه مذاب به مقدار M_s ، نقاط موجود در این ناحیه شروع به انبساط کرده که نتیجه آن انباشته شدن تنش پسماند فشاری تا رسیدن دمای قطعه به مقدار M_f در این ناحیه است. در ادامه و با سرد شدن بیشتر قطعه مطابق با شکل (۷)، دوباره در این نقطه تنش‌های پسماند کششی ایجاد می‌شود.

۱۰-۲- شبیه‌سازی نمونه‌ی دوم اتصال جوشی

شکل (۱۵) توزیع دما را در سه زمان مشخص برای سطح خارجی لوله بر حسب فاصله از صفحه تقارن جوش نشان می‌دهد. در این شکل t_0 زمان رسیدن نقطه جلویی شار گرمایی به زاویه 180° درجه در لوله است. در سطح خارجی لوله با گذشت زمان، دمای نقاط نزدیک به ناحیه جوش سریعاً کاهش می‌یابد در حالی که دمای نقاط دورتر افزایش می‌یابد چرا که گرما از طریق انتقال گرمای هدایتی از نواحی داغ نزدیک حوضچه مذاب به نواحی دورتر انتقال یافته است.

در شکل‌های (۱۶) و (۱۷) توزیع تنش پسماند محوری

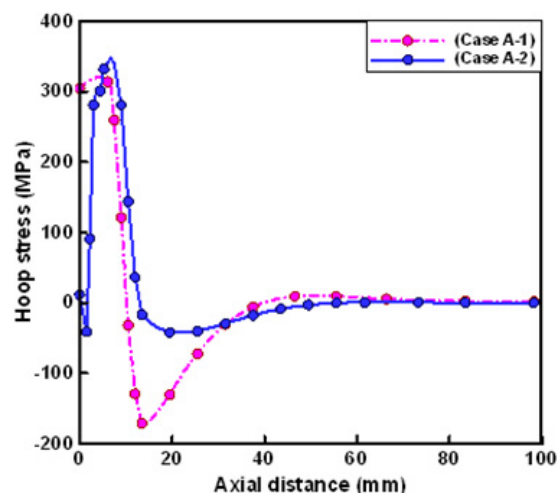


شکل ۲۰- تاریخچه شکل‌گیری تنش محیطی برای سطح خارجی لوله در نقطه B

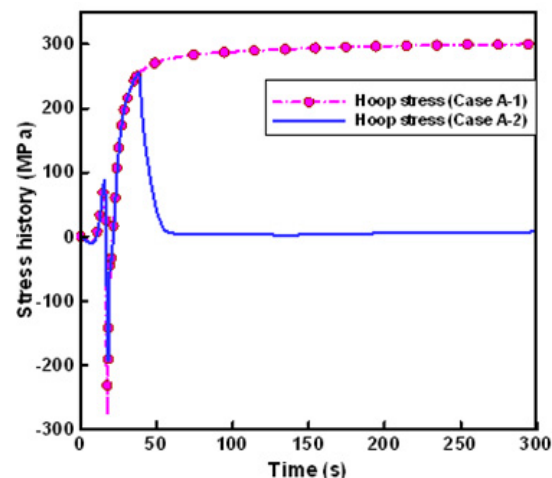
حالت A-1 که نشان‌دهنده‌ی نتایج بدون در نظر گرفتن تغییرات فازی حالت جامد است، با دور شدن از خط مرکزی جوش ماهیت تنش پسماند از فشاری به کششی تغییر می‌یابد؛ در حالی که در حالت A-2 این تغییرات به صورت معکوس خواهد بود به طوری که تنش از مقدار ۳/۵ مگاپاسکال بر روی خط جوش تا مقدار ۳۲۱ مگاپاسکال در ناحیه تحت تأثیر گرما کاهش یافته است.

از دیگر نتایج قابل توجه در شبیه‌سازی فرایند جوشکاری می‌توان به تنش‌های پسماند محیطی در سطح داخلی لوله اشاره نمود. در جوشکاری فولادهای زنگ‌نزن و فولادهای کم‌کربن، تنش‌های پسماند محیطی با تنش‌های پسماند محوری کششی از عوامل اصلی بروز ترک در سطح داخلی لوله در ناحیه‌ی جوش و ناحیه‌ی تحت تأثیر گرما شناخته شده است. شکل (۱۸) نشان می‌دهد، بیشترین مقدار تنش استحالیه فازی در جابه‌جایی مقدار حدود بالا و پایین تنش محیطی در خط مرکزی جوش است جایی که مقدار تنش در این نقطه از ۳۰۵ مگاپاسکال در حالت A-1 به ۱۲ مگاپاسکال در حالت A-2 کاهش یافته است.

از دیگر نتایج قابل توجه در این زمینه بررسی چگونگی

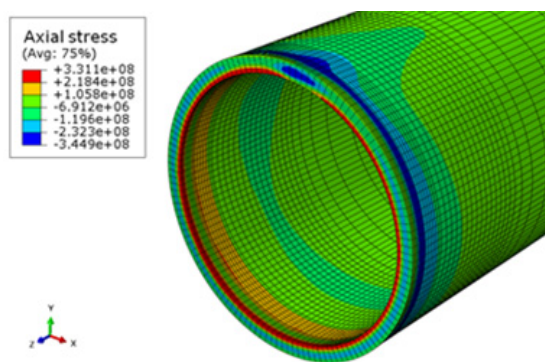


شکل ۱۸- توزیع تنش‌های پسماند محیطی در سطح داخلی لوله



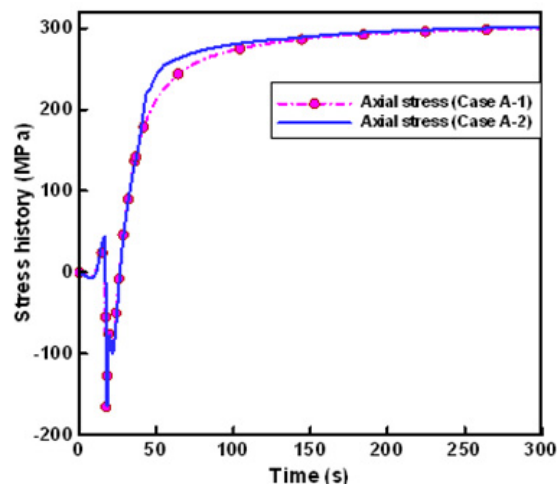
شکل ۱۹- تاریخچه شکل‌گیری تنش محیطی برای سطح داخلی لوله در نقطه C

به ترتیب در سطوح داخلی و خارجی لوله نشان داده شده است. در سطح داخلی لوله بیشترین اثر استحالیه در ناحیه تحت تأثیر گرما دیده می‌شود به طوری که مقدار تنش در این ناحیه از ۳۰۲ مگاپاسکال به مقدار ۳۰ مگاپاسکال کاهش یافته است؛ اما در سطح خارجی لوله وجود استحالیه فازی روند معکوسی را در نتایج به وجود آورده است. یعنی؛ در

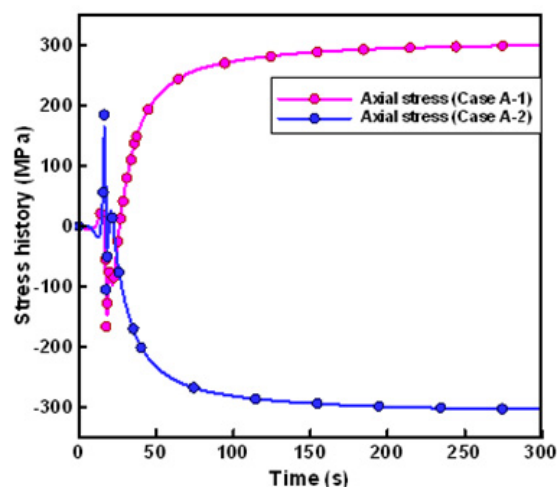


شکل ۲۳- توزیع تنش پسماند محوری در لوله‌ی جوشکاری شده

در شکل (۹)، را نشان می‌دهد، هنگام فرایند گرمادهی و پیش از رسیدن شار گرمایی به این نقطه، ابتدا به علت انقباض نقاط قبلی نقطه C، در این نقطه تنش پسماند کششی ایجاد می‌شود. در ادامه و با رسیدن شار گرمایی به این نقطه به علت انبساط نقطه C و مقاومت نواحی مجاور آن، در این نقطه تنش پسماند فشاری شکل می‌گیرد. پس از عبور شار گرمایی از این نقطه، حوضچه مذاب حاصله شروع به سرد شدن می‌کند که این امر با تشکیل تنش پسماند کششی در این ناحیه همراه می‌شود. برای حالت A-1 این الگو تا پایان مرحله سرمایش ادامه پیدا می‌کند ولی در حالت A-2 و در محدوده‌ی دمایی، $M_f \leq T \leq M_s$ ، کرنش حجمی منفی خواهد شد و به عبارت دیگر، ماده در این نقطه به جای منبسط شدن منقبض می‌شود. این پدیده باعث می‌شود به جای تشکیل تنش پسماند کششی، تنش پسماند فشاری ایجاد شود. در ادامه و با سرد شدن بیشتر قطعه مطابق با شکل (۷)، در این نقطه دوباره تنش‌های پسماند کششی شروع به شکل‌گیری می‌کنند. به همین ترتیب می‌توان نتایج مربوط به تنش پسماند محیطی در سطح خارجی لوله را تفسیر کرد شکل (۲۰). شکل‌های (۲۱) و (۲۲) چگونگی انباشته‌شدن و شکل‌گیری تنش پسماند محوری را به ترتیب در سطوح داخلی و خارجی لوله نشان می‌دهند. اگر چه در سطح خارجی لوله استحاله فازی تأثیر محسوسی بر تنش پسماند دارد، اما در سطح داخلی تأثیر چندانی در رفتار تنش دیده نمی‌شود. در واقع از آنجا که



شکل ۲۱- تاریخچه شکل‌گیری تنش محوری برای سطح داخلی لوله در نقطه C



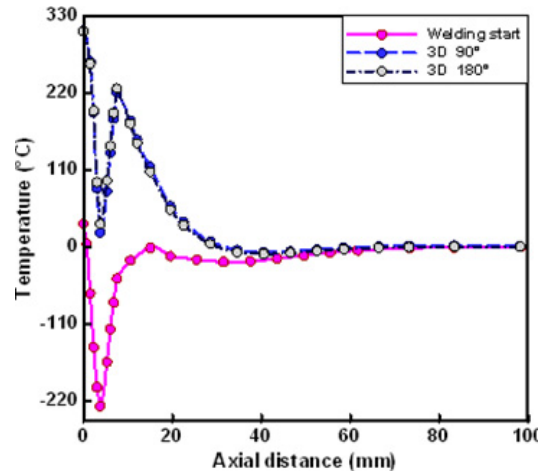
شکل ۲۲- تاریخچه شکل‌گیری تنش محوری برای سطح خارجی لوله در نقطه B

شکل‌گیری تنش‌های پسماند هنگام جوشکاری و مرحله سرد شدن پس از آن ناشی از استحاله‌ی فازی است. این نتایج در شکل‌های (۱۷) تا (۲۰) به ترتیب برای تنش‌های پسماند محیطی و محوری در سطوح داخلی و خارجی لوله آمده است. شکل (۱۹) تاریخچه شکل‌گیری تنش محیطی نقطه C، معرفی شده

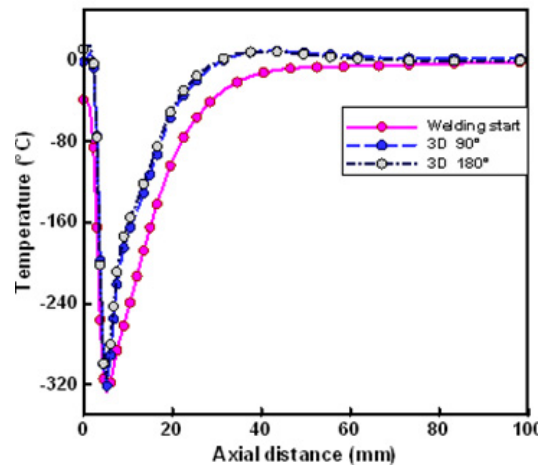
صورت گیرد، استحاله‌ی فازی تأثیر بیشتری بر تنش‌های پسماند خواهد داشت. شکل (۲۳) توزیع تنش پسماند محوری در لوله را در پایان مرحله سرمایش نشان می‌دهد. به کمک مدل‌سازی سه‌بعدی فرایند جوشکاری -که مدل‌های دوبعدی قادر به پیش‌بینی آن نیستند- می‌توان تأثیر نقاط ابتدایی و انتهایی جوشکاری را بر میدان تنش‌های حاصله تعیین کرد. هر چند در نقاط میانی جوشکاری میدان تنش‌های حاصله از توزیع نسبتاً یکنواختی برخوردار است، این توزیع در نقاط مرزی حرکت شار رفتار متفاوتی خواهد داشت. برای نشان دادن اثر نقاط مرزی در مدل سه‌بعدی، توزیع تنش‌های پسماند محوری و محیطی در سه موقعیت مکانی مختلف؛ شامل نقطه شروع، زاویه 90° و زاویه 180° در شکل‌های (۲۴) تا (۲۶) نشان داده شده است.

نقاط میانی حرکت الکتروود، یعنی زوایای 90° و 180° نمودارهای دما تقریباً بر هم منطبق هستند به طوری که در این نقاط می‌توان از مدل‌های ساده‌سازی شده دوبعدی استفاده کرد اما در نقاط ابتدایی و انتهایی جوشکاری توزیع تنش‌ها از نظر کمی و کیفی رفتار متفاوتی داشته و از الگوی خاصی پیروی نمی‌کند.

در این پژوهش علاوه بر مدل اجزای محدود سه‌بعدی، یک مدل دوبعدی متقارن محوری نیز تهیه شده است. شکل (۲۷) مدل گرمایی دوبعدی تهیه شده برای اتصال دو لوله و منحنی‌های دمایی حاصله را در هنگام عبور شار گرمایی نشان می‌دهد. نتایج مدل سه‌بعدی در نقاط میانی حرکت از تطابق خوبی با نتایج مدل دوبعدی برخوردار است. در شکل‌های (۲۸) تا (۳۰) سه نمونه از این نتایج آمده و با یکدیگر مقایسه شده است. نتایج نشان می‌دهد در هر سه نمودار، نتایج مدل دوبعدی از تطابق بسیار خوبی با نتایج سه‌بعدی برخوردار است به طوری که می‌توان از آن مدل به عنوان یک جایگزین مناسب در حل مسائلی که حداقل در یک بعد از تقارن برخوردارند از جمله مسائل تقارن محوری و کرنش صفحه‌ای سود برد.

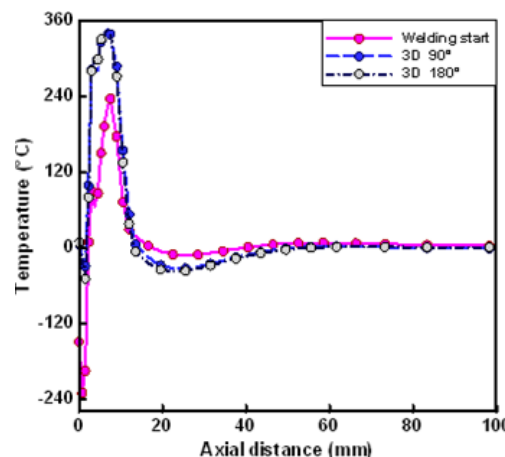
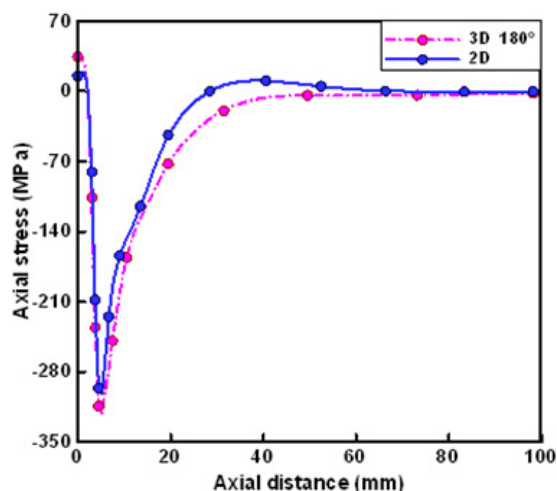


شکل ۲۴- توزیع تنش‌های پسماند محوری در سطح داخلی لوله در سه موقعیت مکانی مختلف



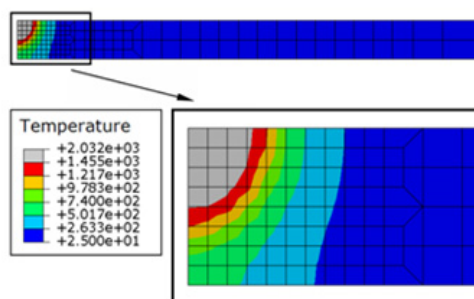
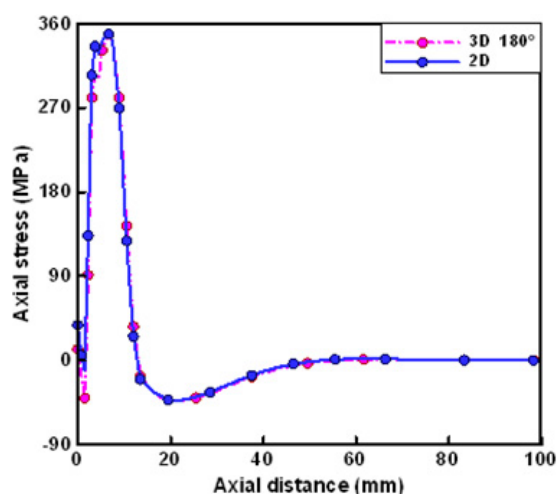
شکل ۲۵- توزیع تنش‌های پسماند محوری در سطح خارجی لوله در سه موقعیت مکانی مختلف

جوشکاری لوله‌ها در جهت محیطی انجام می‌گیرد، انتظار می‌رود که استحاله‌ی فازی بیشترین تأثیر خود را در مؤلفه‌ی محیطی تنش نشان دهد که منطبق بر نتایج حاصله است. نتایج شبیه‌سازی نشان می‌دهد هر چه شروع تشکیل فاز مارتنزیت در دمای بالاتر و اتمام آن در دمای پایین‌تری



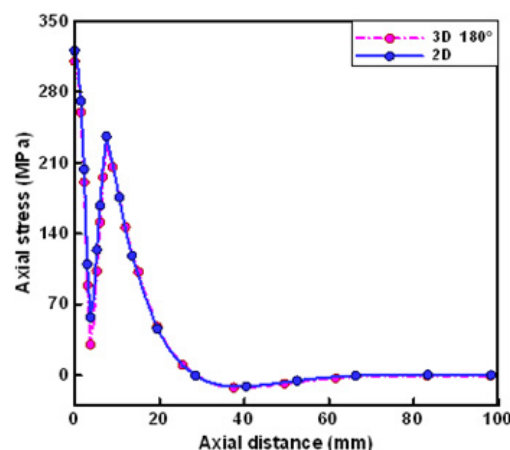
شکل ۲۶- توزیع تنش‌های پسماند محیطی در سطح داخلی لوله خارجی لوله برای مدل‌های دوبعدی و سه‌بعدی

شکل ۲۷- توزیع تنش‌های پسماند محیطی در سطح داخلی لوله در سه موقعیت مکانی مختلف



شکل ۲۸- مقایسه توزیع تنش‌های پسماند محیطی در سطح داخلی لوله برای مدل‌های دوبعدی و سه‌بعدی

شکل ۲۹- مدل گرمایی دوبعدی در اتصال دو لوله



۱۱- نتیجه‌گیری

در این پژوهش، تنش‌های پسماند حاصل از جوشکاری محیطی یک لوله فولادی کربن متوسط و تأثیر استحاله‌ی فازی حالت جامد بر شکل‌گیری و توزیع این تنش‌ها بررسی شد و مقایسه‌ی نتایج حاصل از شبیه‌سازی حاضر با نتایج موجود

شکل ۳۰- مقایسه توزیع تنش‌های پسماند محوری در سطح داخلی لوله برای مدل‌های دوبعدی و سه‌بعدی

مورد راستی آزمایی قرار گرفت. از دستاوردهای این پژوهش می توان به موارد زیر اشاره کرد:

۱. افزایش حجمی ناشی از استحاله ی فاز ی توسط ارایه یک الگوریتم مدل سازی و امکان بررسی تاثیر آن بر روی تنش های پسماند فراهم شد.

۲. برای فولادهای کربن متوسط، استحاله ی فاز ی تاثیر فراوانی بر شکل گیری تنش های پسماند جوشی دارد. علت این امر را می توان به اتساع زیاد اجزا هنگام استحاله ی مارتنزیتی و همچنین دمای پایین این استحاله نسبت داد.

۳. استحاله ی فاز ی حالت جامد تاثیر اندکی بر شکل گیری تنش پسماند محوری در سطح داخلی لوله دارد؛ بنابراین می توان گفت تنش پسماند محوری توسط ممان خمشی

محوری ناشی از جوشکاری محیطی لوله تعیین می شود.
۴. برخلاف مؤلفه ی محوری تنش، استحاله ی فاز ی بیشترین تأثیر خود را در مؤلفه محیطی تنش پسماند نشان می دهد. افزایش حجمی ناشی از استحاله ی مارتنزیتی را می توان از جمله عوامل اصلی مؤثر بر کاهش قابل توجه تنش های پسماند کششی، در ناحیه جوش و ناحیه تحت تأثیر گرما دانست.

۵. از آنجا که حجم محاسبات در مدل دوبعدی نسبت به مدل سه بعدی به مراتب پایین تر است، برای پیش بینی تنش های پسماند در نقاط میانی حرکت شار گرمایی در مسایل تقارن محوری و کرنش صفحه ای، می توان از مدل دوبعدی استفاده کرد.

واژه نامه

- | | |
|--|--|
| 1. continous cooling transformation (CCT) | 3. coarse-grained heat affected zone (CGHAZ) |
| 2. fine-grained heat affected zone (FGHAZ) | 4. fuzion zone (FZ) |

مراجع

1. Taljat, B., Radhakrishnan, B., and Zacharia, T., "Numerical Analysis of GTA Welding Process with Emphasis on Post-solidification Phase Transformation Effects on the Residual Stresses", *Material Science and Engineering: A*, Vol. 246, pp. 45-54, 1998.
2. Goldak, J. and Akhlaghi, M., *Computational Welding Mechanics*, Springer, 2005.
3. Brickstad, B., and Josefson, B. L., "A Parametric Study of Residual Stresses in Multi-pass Buttwelded Stainless Steel Pipes", *International Journal of Pressure Vessel and Piping*, Vol. 75, pp. 11-25, 1998.
4. Lee, C. H., and Chang, K. H., "Three-Dimensional Finite Element Simulation of Residual Stresses in Circumferential Welds of Steel Pipe Including Pipe Diameter Effects", *Material Science and Engineering: A*, Vol. 487, pp. 210-218, 2008.
5. Dong, P., "Residual Stress Analysis of a Multi-pass Girth Weld: 3-D Special Shell Versus Axisymmetric Models", *Journal of Pressure Vessel Technology*, Vol. 123, pp. 207-213, 2001.
6. Deng, D. and Murakawa, H., "Prediction of Welding Residual Stress in Multi-pass Buttwelded Modified 9Cr-1Mo Steel Pipe Considering Phase Transformation effects", *Computational Materials Science*, Vol. 37, pp. 209-219, 2006.
7. Yaghi, A., Hyde, T. H., Becker, A. A., and Sun, H., "Numerical Simulation of P91 Pipe Welding Including the Effects of Solid-state Phase Transformation on Residual Stresses", *Journal of Materials: Design and Applications*, Vol. 221, No. 4, pp. 213-224, 2007.
8. Deng, D., "FEM Prediction of Welding Residual Stress and Distorsion in Carbon Steel Considering Phase Transformation Effects", *Materials and Design*, Vol. 30, pp. 359-366, 2009.
9. Lu, X., "Influence of Residual Stress on Fatigue Failure of Welded Joints", North Carolina State University, Ph.D. Thesis, 2002.
10. Tsirkas, S. A., Papanikos, P., and Kermanidis, Th., "Numerical Simulation of the Laser Welding Process in Butt-joint Specimens", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 134, pp. 59-69, 2003.
11. Okagaito, T., and Miyasaka, F., "UV Radiation Thermometry of TIG Weld Pool – Development of UV Radiation Thermometry", *Journal of Japan Welding Society*, Vol. 22, No. 1, pp. 21-26, 2004.
12. Kosistinen, D. P. and Marburger, R. E., "A General

- Equation Prescribing Extent of Austenite-Martensite Transformation in Pure Fe-C Alloys and Plain Carbon Steel", *Acta Metallurgica*, Vol. 7, pp. 50-60, 1959.
13. Watt, D. F., Coon, L., Bibby, M., Goldak, J., and Henwood, C., "An Algorithm for Modeling Microstructural Development in Weld Heat-affected Zones", *Acta Metallurgica*, Vol. 36, No. 11, pp. 3029-3035, 1988.
 14. Adil, G.K., and Bhole, S.D. "HAZ Hardness and Microstructure Prediction of Arc Welded Steel-I Review of Predictive Models", *Canadian Metallurgical Quarterly*, Vol. 31, No. 2, pp. 151-157, 1992.
 15. Krauss, G., "Deformation and Fracture in Martensitic Carbon Steels Tempered at Low Temperatures", *Metallurgical and Materials Transactions B*, Vol. 32, pp. 205-221, 2001.
 16. Cho, S. H., and Kim, J. W., "Analysis of Residual Stress in Carbon Steel Weldment Incorporating Phase Transformation", *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol. 4, pp. 212-216, 2002.
 17. Argyris, JH., Szimmat, J., and Willam, K., "Finite Element Analysis of Arc-welding Process", Numerical Method in Thermal Problems, *Proceedings of the Third International Conference*, Seattle WA, USA, Pineridge Press, Swansea UK, pp. 249-258, 1983.
 18. Goldak, J., Chakravarti, A., and Bibby, M., "A New Finite Element Model for Welding Heat Sources", *Metallurgical Transactions B*, Vol. 15, pp. 299-305, 1984.

