

بررسی تجربی و المان محدود فرآیند شکل دهی داغ با گاز لوله های

تیتانیومی و تولید قطعه با سطح مقطع مربعی

ابوالفضل فاضلی ^۱	جواد شهبازی کرمی ^۲	مصطفی حبیبی ^۳	غلامحسن پایگانه ^۴
دانشکده مهندسی و علم مواد	دانشکده مهندسی مکانیک	دانشکده مهندسی مکانیک	دانشکده مهندسی مکانیک
دانشگاه صنعتی شریف	دانشگاه تربیت دبیر شهید رجایی	دانشگاه صنعتی شریف	دانشگاه تربیت دبیر شهید رجایی
(تاریخ دریافت: ۱۳۹۵/۰۷/۲۲؛ تاریخ پذیرش: ۱۳۹۵/۱۲/۲۸)			

چکیده

قطعات لوله ای شکل، از مهم ترین محصولات آلایزهای تیتانیوم است؛ که به صورت گسترده ای در صنایع هوایی، دریایی و شیمیایی مورد استفاده قرار می گیرد. بیشتر محصولات لوله ای شکل تیتانیوم از تیتانیوم خالص تجاری یا آلایزهای کم استحکام آن ساخته می شود. یکی از مهم ترین محدودیت های تولید قطعات تیتانیومی، شکل پذیری ضعیف تیتانیوم در دمای پایین است. فرآیند شکل دهی داغ لوله با گاز یکی از روش هایی است که امروزه برای تولید قطعات لوله ای شکل مورد استفاده قرار می گیرد. در این پژوهش به بررسی تجربی و المان محدود فرآیند شکل دهی داغ لوله با گاز برای تولید قطعه با سطح مقطع مربعی شکل از لوله تیتانیوم خالص تجاری درجه ۲ در دمای 840°C پرداخته شد. بدین ترتیب اثر نرخ افزایش فشار گاز بر نحوه شکل گیری لوله مورد بررسی قرار گرفت. نتایج حاصل از آزمایشات مختلف نشان داد که کاهش نرخ افزایش فشار گاز درون لوله، ضمن فراهم آوردن فرصت لازم برای یکنواختی دما و در نتیجه شکل گیری یکنواخت قطعه، باعث کاهش نرخ کرنش در جداره لوله شده و بدین ترتیب احتمال پاره شدن لوله کاهش می یابد. بررسی تصاویر ریزساختار قطعه تولید شده، نشان دهنده انجام پدیده تبلور مجدد حین فرآیند شکل دهی و ایجاد دانه های هم محور در قطعه نهایی می باشد.

واژه های کلیدی: تیتانیوم، شکل دهی داغ لوله با گاز، ریزساختار، تبلور مجدد، المان محدود

Experimental and Finite Element Investigation of Titanium Tubes Hot Gas Forming and Production of Square Cross-Section Specimens

A. Fazaeli	J. Shahbazi Karami	M. Habibi	Gh. Payganeh
Department of Material Science and Engineering, Sharif University of technology	Faculty of Mechanical Engineering, Shahid Rajaee Teacher Training University	School of Mechanical Engineering, Sharif University of Technology	Faculty of Mechanical Engineering, Shahid Rajaee Teacher Training University
(Received: 13/October/2016; Accepted: 18/March/2017)			

Abstract

Tube-shaped equipment is among the most applicant titanium alloys which are widely used in chemical, Marine, and aircraft industries. Most of the titanium tube-shaped products are made of commercially pure titanium or low strength titanium. One of the greatest limits in manufacturing titanium products is low formability of titanium in ambient temperatures. The process of hot tube gas forming is one of the promising methods used to manufacture the tube-shaped products. In the current study, finite element and experimental process of hot tube gas forming were investigated to produce a square cross section product from a commercially pure titanium tube (Grade 2) in 840°C . The effect of gas pressure increase rate on forming the tube was also investigated. The results obtained through different experiments showed that the reduction of gas pressure increase rate in tubes, not only provide sufficient time to temperature distribution and uniform forming of products, but also decrease the strain rate in tube walls and consequently decrease the probability of tube tearing. The microstructural investigation revealed that recrystallization occurred during the forming process and final product contains coaxial grains.

Keywords: Titanium, Hot Tube Gas Forming, Microstructure, Recrystallization, Finite Element

۱- کارشناس ارشد: ab.fazaeli@gmail.com

۲- دکتری: Shahbazi.mech@gmail.com

۳- دانشجوی دکتری: habibi.mech@yahoo.com

۴- دانشیار (نویسنده پاسخگو): g.payganeh@srttu.edu

۱- مقدمه

را با به کارگیری موادی خاص (موادی که در دمای بالا و نرخ کرنش پایین می‌توانند ازدیاد طول بیش از ۲۰۰٪ را تجربه کنند)، با دقت ابعادی بالا و طی یک مرحله، تولید کند و بدین ترتیب به صورت چشم‌گیری هزینه تولید و وزن محصولات را کاهش دهد [۱۶-۱۴]. براساس نتایج حاصل از تحقیقات مختلف، محدوده دمایی $1000 - 700^\circ\text{C}$ بازه دمایی مناسبی برای شکل‌دهی سوپر پلاستیک آلیاژهای تیتانیوم می‌باشد [۱۷-۱۴].

فرآیند هیدروفرمینگ یکی از مهم‌ترین روش‌های شکل‌دهی لوله است (شکل ۱)، [۱۸]. در این روش، از فشار هیدرواستاتیکی یک سیال (مایع یا گاز) برای شکل‌دادن لوله استفاده می‌گردد [۱۹]. براساس اصول حاکم بر تغییر فرم پلاستیک، با افزایش دما تنش تسلیم و تنش سیلان ماده کاهش می‌یابد. لذا در فرآیند هیدروفرمینگ، به منظور سهولت فرآیند شکل‌دهی فلزات با استحکام بالا و کاهش فشار لازم برای تغییر شکل پلاستیک، دما تا حد مناسب افزایش می‌یابد. برای استفاده از فرآیند هیدروفرمینگ برای شکل‌دهی لوله در دماهای بالاتر از 300°C ، معمولاً از گاز خنثی نظیر ازت یا آرگون استفاده می‌شود [۲۰-۲۱]. لذا این فرآیند به شکل‌دهی داغ لوله با گاز^۲، موسوم است. در واقع فرآیند شکل‌دهی داغ لوله با گاز، تلفیقی از روش هیدروفرمینگ لوله و اصول حاکم بر شکل‌دهی سوپر پلاستیک است و امروزه برای تولید قطعات پیچیده مورد استفاده قرار می‌گیرد [۱۹ و ۲۲].



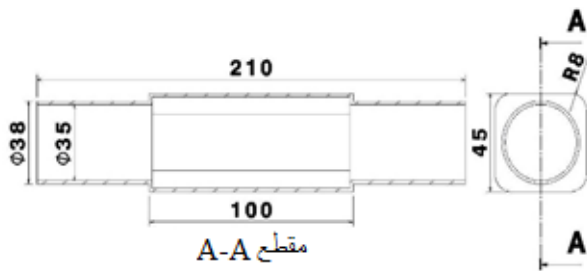
شکل (۱): فرآیند هیدروفرمینگ لوله [۱۸].

نرخ کرنش و نمای حساسیت به نرخ کرنش از مهم‌ترین عوامل مؤثر بر تغییر شکل پلاستیک فلزات در دمای بالا است. به‌طور کلی، کاهش نرخ کرنش منجر به کاهش تنش سیلان ماده و افزایش میزان ازدیاد طول قبل از شکست می‌گردد [۲۱ و ۲۳-۲۵]. در این پژوهش، ابتدا به صورت تجربی نرخ

تیتانیوم و آلیاژهای آن از فلزات نسبتاً جدید مهندسی به شمار می‌روند و کاربرد آن‌ها به عنوان فلز سازه‌ای از سال ۱۹۵۲ آغاز شد. آلیاژهای تیتانیوم به دلیل داشتن خواص منحصر به فرد نظیر نسبت استحکام به وزن بالا، خواص مکانیکی خوب در دمای بالا و مقاومت به خوردگی عالی، بسیار مورد توجه است [۳-۱]. چالش بزرگی که در مورد تیتانیوم وجود دارد، قیمت بالای آن نسبت به دیگر فلزات معمولی است که علت این موضوع، استخراج بسیار سخت آن از سنگ معدن، و نیز استفاده از فنون پیچیده ذوب برای ساخت آن می‌باشد [۵ و ۴]. با این وجود، استفاده از محصولات تیتانیوم از جمله لوله‌های تیتانیومی در صنایع هوایی، صنایع شیمیایی، صنایع دریایی، لوله‌های متراکم‌کننده و تبخیرکننده و مبدل‌های حرارتی به صورت چشم‌گیری گسترش یافته است [۸-۶].

تیتانیوم به دو شکل آلیاژی و خالص تجاری در صنایع و سازه‌ها مورد استفاده قرار می‌گیرد. به‌طور کلی، منظور از تیتانیوم خالص تجاری، تیتانیومی است که به صورت آلیاژ در نیامده است و حاوی 99.99% عنصر تیتانیوم است. عناصر ناخالصی اصلی در تیتانیوم خالص تجاری، آهن، کربن، اکسیژن، نیتروژن و هیدروژن می‌باشد. تیتانیوم خالص تجاری براساس میزان خلوص به درجه‌های ۱ تا ۴ دسته‌بندی می‌شود [۲ و ۱-۵]. بیشترین محصولات لوله‌ای شکل تیتانیوم از تیتانیوم خالص یا تیتانیوم آلیاژی کم‌استحکام تولید می‌شود [۶، ۹]. یکی از مهم‌ترین محدودیت‌های تیتانیوم خالص تجاری و تیتانیوم آلیاژی، شکل‌پذیری ضعیف آن‌ها در دمای پایین است [۲ و ۱۱-۱۰]. درحالی‌که شکل‌دادن تیتانیوم در دماهای بالا نظیر فرآیند شکل‌دهی سوپر پلاستیک^۱، علاوه بر فراهم آوردن قابلیت شکل‌پذیری خوب، قابلیت تولید قطعات پیچیده با نیروی شکل‌دهی پایین و پایداری ابعادی بالاتر را به همراه دارد [۲ و ۱۳-۱۰].

از مهم‌ترین مزیت‌های آلیاژهای تیتانیوم، قابلیت شکل‌دهی سوپر پلاستیک آن‌ها است که منجر به گسترش کاربرد آن‌ها در صنایع مختلف از جمله صنعت هوافضا شده است. فرآیند شکل‌دهی سوپر پلاستیک زیر مجموعه‌ای از فرآیندهای شکل‌دهی پیشرفته است که می‌تواند قطعات با اشکال پیچیده



شکل (۲): نقشه مهندسی نمونه با سطح مقطع مربعی.



شکل (۳): قالب استفاده شده.

همان‌طور که در شکل ۴ ملاحظه می‌گردد، وسط آب‌بند راستی سوراخی تعبیه شده که با یک رابط رزوه‌شده به شلنگ دمش گاز متصل می‌شود. بدین ترتیب، پس از قرار گرفتن لوله درون قالب، آب‌بندهای مخروطی وارد لوله شده و با اعمال نیروی فشاری توسط پیچ تعبیه‌شده پشت آب‌بند چپی، گاز درون لوله آب‌بند می‌شود. هم‌چنین در این فرآیند از فشار گاز کپسول نیتروژن برای تأمین نیروی شکل‌دهی استفاده شد. برای تأمین انرژی حرارتی لازم جهت بالابردن دمای لوله نیز از چهار المنت فشنگی ۱۰۰۰ w با قطر ۱۰ mm و طول ۲۰۰ mm استفاده شد. المنت‌های مذکور درون سوراخ‌هایی که در قالب ایجاد شده‌اند (شکل ۳)، قرار گرفته و با اتصال جریان برق، باعث افزایش دمای قالب و در نتیجه لوله می‌شود.

برای کنترل دمای لوله، یک سوراخ به‌عنوان محل قرار گرفتن دماسنج در نیم قالب چپی در نظر گرفته شد؛ و برای کنترل دمای لوله از دماسنج تماسی نوع K استفاده شد. بدین ترتیب دماسنج پس از عبور از سوراخ قالب در تماس با جداره لوله قرار می‌گیرد و دمای لوله را اندازه‌گیری می‌کند. برای تعیین و کنترل دمای دماسنج نیز از یک سیستم اتوماتیک کنترل‌کننده دما استفاده گردید. در این سیستم با تنظیم دمای موردنظر،

مناسب افزایش فشار گاز در فرآیند شکل‌دهی داغ لوله با گاز برای تولید قطعات با سطح مقطع مربعی شکل از لوله تیتانیوم خالص تجاری تعیین شد؛ و سپس فرآیند شکل‌دهی برای مناسب‌ترین نرخ افزایش فشار داخلی، مدل‌سازی گردید. علاوه بر این، ریزساختار لوله تیتانیوم اولیه و قطعه نهایی تولید شده و نحوه توزیع ضخامت در قطعه تولیدشده مورد بررسی قرار گرفت. نتایج تجربی حاصل از اندازه‌گیری توزیع ضخامت در قطعه نهایی، با نتایج حاصل از مدل‌سازی المان محدود مقایسه و بررسی شد.

۲- روش انجام پژوهش

در این بخش روش انجام پژوهش به صورت مجزا در دو قسمت تجربی و مدل‌سازی المان محدود ارائه شده است.

۲-۱- مواد و روش تجربی انجام پژوهش

در این پژوهش، از لوله تیتانیوم خالص تجاری درجه ۲ با قطر خارجی ۳۸ mm و ضخامت ۱/۵ mm به‌عنوان ماده اولیه استفاده شد. لوله مورد استفاده با روش اکستروژن، تولید شده و فاقد درز اتصال است. ترکیب شیمیایی لوله مورد استفاده با آزمون طیف‌سنجی نشر نوری تعیین شد؛ و نتایج حاصل از آن در جدول ۱ گزارش شده است.

نقشه مهندسی نمونه با سطح مقطع مربعی در شکل ۲ نشان داده شده است. قالب استفاده‌شده برای تولید قطعه مذکور متشکل از دو نیم قالب چپی و راستی می‌باشد (شکل ۳). ملاحظه می‌گردد که با قرار گرفتن لوله درون قالب، دو طرف آن توسط قسمتی از قالب با مقطع دایره‌ای پوشش داده می‌شود؛ و مقطع مربعی شکل قالب (که محل شکل‌گرفتن لوله است) در نیم قالب چپی می‌باشد. نیروی لازم برای شکل‌دادن لوله، توسط فشار گاز دمیده‌شده به‌درون آن تأمین می‌گردد. بنابراین گاز درون لوله باید به‌خوبی آب‌بند شود. برای این منظور، از دو قطعه مخروطی شکل با شیب ۱۰ درجه برای آب‌بند کردن گاز درون لوله استفاده شد. برای تأمین نیروی فشاری آب‌بندها نیز، دو صفحه فولادی که توسط چهار میله فولادی فیکس شده‌اند استفاده گردید (شکل ۴).

جدول (۱): ترکیب شیمیایی لوله تیتانیوم استفاده‌شده (% wt).

H	O	N	C	Fe	Ti
۰/۱۵	۰/۱۵	۰/۰۲	۰/۰۸	۰/۲۵	پایه

لوله و t_f ضخامت منطقه با بیشترین میزان کاهش ضخامت است. سپس با در نظر گرفتن زمان شکل‌گیری لوله، نرخ کرنش اعمال‌شده به قطعه حین فرآیند شکل‌دهی از رابطه (۲) محاسبه گردید؛ که در آن، $\dot{\epsilon}$ نرخ کرنش و t_{for} مدت زمان شکل‌گرفتن قطعه است. بدین ترتیب، آزمون کشش در دمای 840°C و با نرخ کرنش محاسبه‌شده انجام گرفت؛ و با توجه به نمودار کشش به‌دست‌آمده، مقادیر نمای کارسختی (n) و ضریب استحکام (k) محاسبه و رفتار تنش حقیقی (σ) - کرنش حقیقی (ϵ) لوله براساس رابطه (۳) در مدل‌سازی اعمال گردید.

$$\epsilon = \ln \frac{t_i}{t_f} \quad (1)$$

$$\dot{\epsilon} = \frac{\epsilon}{t_{for}} \quad (2)$$

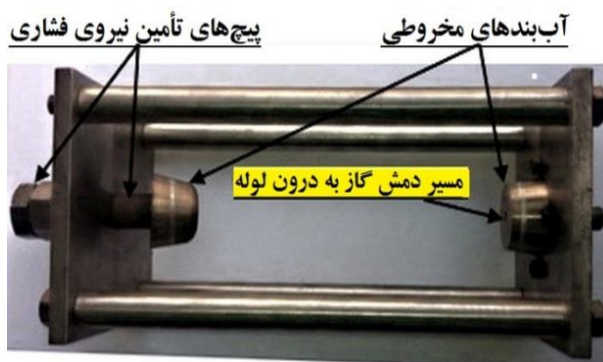
$$\sigma = k\epsilon^n \quad (3)$$



شکل (۵): مجموعه تجهیزات شکل‌دهی داغ لوله با گاز.

در فرآیند مدل‌سازی به‌منظور افزایش دقت در شرایط تماسی، قالب به‌صورت صلب توصیفی^۳، و لوله‌ها با قابلیت تغییر شکل در نظر گرفته شد [۲۶]. برای مدل‌سازی لوله‌ها نیز از المان پوسته‌ای S4R استفاده گردید. با توجه به عدم تغذیه محوری حین شکل‌دهی، تمام جهات قالب و دو سر لوله، مقید شد. شکل ۶، تصویری از لوله و قالب مدل‌سازی‌شده را نشان می‌دهد. به‌منظور بررسی اثر اندازه مش بر هم‌گرایی نتایج

جریان الکتریسیته به‌صورت اتوماتیک به المنت‌ها متصل‌شده، و با رسیدن دمای لوله به دمای تنظیم‌شده، جریان الکتریکی قطع می‌شود. بدین ترتیب، پس از قرار گرفتن لوله درون قالب و مونتاژ شدن همه تجهیزات مورد نیاز شکل ۵، دمای لوله با نرخ $170^\circ\text{C}/\text{min}$ افزایش یافت. با رسیدن دمای لوله به 840°C فشار داخل لوله با سه نرخ متفاوت ۱۰، ۵ و $3\text{ bar}/\text{min}$ افزایش داده شد. سختی و تصاویر ریزساختاری لوله اولیه و لوله شکل داده شده نیز مورد بررسی قرار گرفت. برای این منظور، نمونه‌های متالوگرافی آماده‌شده با استفاده از محلول کرول^۱ حکاکی شد؛ و از میکروسکوپ نوری برای مشاهده و تهیه تصاویر ریزساختاری استفاده گردید. مقادیر سختی مناطق متالوگرافی‌شده نیز با نیروی 200 gr و زمان اعمال نیروی 15 s تعیین شد. همچنین برای تعیین نحوه توزیع ضخامت در قطعه تولیدشده، یکی از قطعات تولیدشده در دو راستای عمود و موازی با محور لوله برش داده شد و با استفاده از میکرومتر ضخامت قطعه تولیدشده در دو مسیر مختلف اندازه‌گیری و بررسی شد.

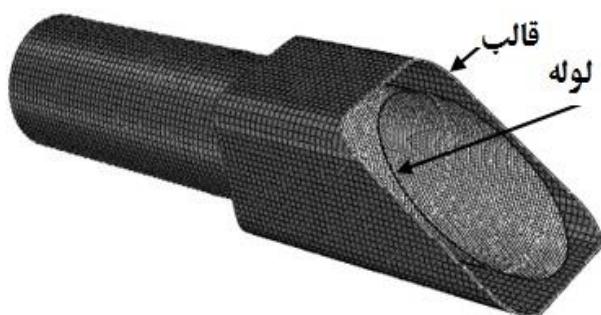


شکل (۴): مجموعه آب‌بندی لوله.

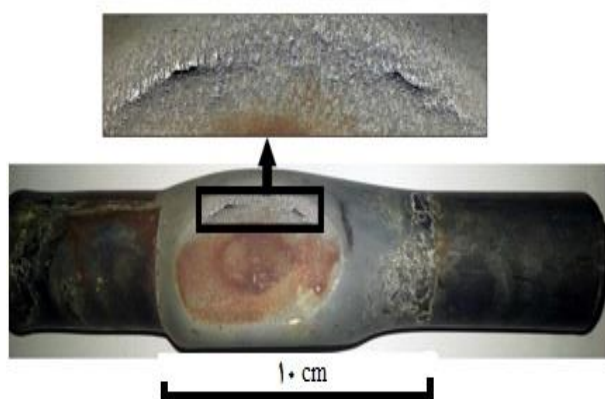
۲-۲- مدل‌سازی المان محدود

برای مدل‌سازی شکل‌دهی داغ لوله با گاز از نرم‌افزار آباکوس^۲ استفاده گردید. فرآیند مدل‌سازی برای قطعه تولید شده با نرخ افزایش فشار داخلی ($3\text{ bar}/\text{min}$) انجام گرفت. بدین ترتیب، برای تعیین خواص مکانیکی ماده تحت شرایط بارگذاری مذکور، ابتدا منطقه‌ای از قطعه که بیش‌ترین کرنش (بیش‌ترین کاهش ضخامت) در آن رخ داده است، تعیین و مقدار کرنش از رابطه (۱) محاسبه شد؛ که در آن، ϵ کرنش، t_i ضخامت اولیه

داده است. باتوجه به این‌که فشار واردشده به تمامی جداره لوله یکسان می‌باشد، بنابراین، بالچ غیریکنواخت لوله ناشی از توزیع غیریکنواخت دمای لوله است. در حقیقت قسمتی از لوله که بالچ در آن رخ نداده است، دمای کمتری نسبت به قسمت بالچ‌شده داشته است. علاوه بر این، بررسی دقیق محل سوراخ‌شدن لوله نشان‌دهنده رخ‌دادن پدیده گلوپی‌شدن شدید در این ناحیه می‌باشد. یکی از عوامل مؤثر بر میزان کرنش قبل از شکست و گلوپی‌شدن ماده، نرخ کرنش می‌باشد. معادله (۴)، رابطه بین تنش سیلان با نرخ کرنش را نشان می‌دهد [۲۷-۲۸].



شکل (۶): لوله و قالب شبیه‌سازی‌شده.



شکل (۷): نمونه شکل داده‌شده با نرخ افزایش فشار ۱۰ bar/min.

$$\sigma = C \dot{\epsilon}^m \quad (4)$$

در معادله (۴) σ تنش سیلان ماده، $\dot{\epsilon}$ نرخ کرنش، C ثابت استحکام و m نمای حساسیت به نرخ کرنش است. واضح است که با کاهش نرخ کرنش، تنش سیلان ماده نیز کاهش می‌یابد. مقدار نمای حساسیت به نرخ کرنش علاوه بر آن‌که میزان تنش سیلان را تحت تاثیر قرار می‌دهد، به‌طور مستقیم بر میزان شکل‌پذیری و ازدیاد طول ماده قبل از شکست اثرگذار است. در

مدل‌سازی برای مش‌های با اندازه ۰/۲، ۰/۵، ۱، ۲، ۴ mm و ۰/۲ انجام گرفت و اندازه مش مناسب تعیین گردید. همچنین به‌منظور تعیین فشار لازم برای شکل‌دهی قطعه، فشار داخلی ۵۰ bar به‌صورت خطی و طی ۳۰۰۰ فریم به نمونه اعمال شد. بدین ترتیب، با بررسی روند تغییر شکل قطعه حین فرآیند فشار شروع تغییر شکل پلاستیک (شروع مرحله تغییر شکل آزاد)، پایان مرحله تغییر شکل آزاد (شروع مرحله کالیبراسیون) و فشار لازم برای کامل‌شدن شکل قطعه موردنظر تعیین شد. همچنین نحوه توزیع ضخامت در مسیرهای مشابه با مسیرهای درنظر گرفته‌شده در آزمون تجربی تعیین گردید؛ و با نتایج آزمایشگاهی مقایسه شد.

۳- نتایج و بحث

در این بخش نتایج حاصل از آزمایشات تجربی و مدل‌سازی المان محدود در دو قسمت مجزا مورد بررسی قرار گرفته است.

۳-۱- بررسی نتایج تجربی

به منظور بهبود بررسی نتایج بدست آمده، ابتدا اثر نرخ افزایش فشار داخلی بررسی شد؛ و پس از آن رفتار سیلان ماده و نحوه تغییرات ریزساختار و سختی در قسمت‌های مختلف قطعه مورد بررسی قرار گرفته است.

۳-۱-۱- اثر نرخ افزایش فشار داخلی

یکی از مهم‌ترین عوامل مؤثر بر میزان و نحوه تغییر شکل فلزات، نرخ کرنش اعمالی می‌باشد. در فرآیند شکل‌دهی داغ لوله با گاز، نیروی شکل‌دهی لازم توسط فشار گاز دمیده شده به‌درون لوله تأمین می‌گردد. لذا هرچه نرخ افزایش فشار گاز درون لوله بیشتر شود، نیروی اعمال‌شده برای شکل‌دهی و در نتیجه کرنش اعمالی با نرخ بیشتری افزایش می‌یابد.

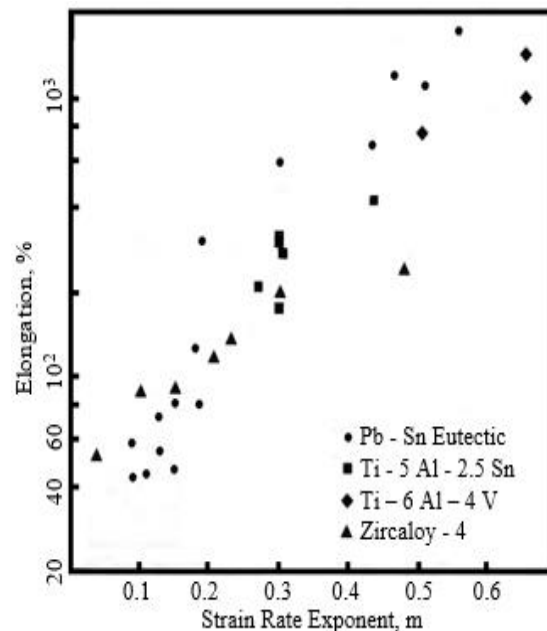
در این پژوهش، ابتدا به بررسی اثر نرخ افزایش فشار داخل لوله بر نحوه شکل‌گیری لوله پرداخته شد. بدین منظور، در مرحله اول پس از رسیدن دمای لوله به ۸۴۰°C، فشار گاز درون لوله با نرخ ۱۰ bar/min افزایش داده شد. اما با رسیدن فشار داخلی به ۱۸ bar، نشت گاز در اثر سوراخ‌شدن لوله اتفاق افتاد. شکل ۷، تصویر لوله‌ای را نشان می‌دهد که با نرخ افزایش فشار ۱۰ bar/min تحت بارگذاری قرار گرفت. ملاحظه می‌گردد که علاوه بر سوراخ‌شدن لوله، بالچ غیریکنواخت نیز در آن رخ

رسید. در نتیجه، کاهش نرخ افزایش فشار داخلی لوله علاوه بر فراهم آوردن فرصت لازم برای یکنواخت شدن دمای لوله، باعث کاهش نرخ کرنش اعمالی و در نتیجه بهبود شکل پذیری لوله می گردد.

۳-۱-۲- توزیع ضخامت، کرنش، نرخ کرنش و نمودار کشش
به منظور بررسی چگونگی توزیع ضخامت در قطعه تولید شده با نرخ افزایش فشار ۳ bar/min، یک نمونه در راستاهای موازی و عمود بر محور لوله، برش داده شد و ضخامت در مسیرهای نشان داده شده در شکل ۱۰ با استفاده از میکرومتر اندازه گیری شد. توزیع ضخامت در مسیرهای ۱ و ۲ در شکل ۱۱، نشان داده شده است. ملاحظه می گردد که بیشترین کاهش ضخامت برای مسیر ۱ در فاصله ۱۲ mm، و برای مسیر ۲ در فاصله ۱۰ mm از مرکز شعاع گوشه اتفاق افتاده است. در حقیقت مناطق مذکور بیشترین میزان کرنش را متحمل شدند. این موضوع با محل پارگی های اتفاق افتاده در نمونه های شکل داده شده با نرخ افزایش فشار ۱۰ و ۵ bar/min مطابقت دارد. علاوه بر این، ملاحظه می گردد که در قسمت هایی از لوله که زودتر در تماس با دیواره قالب قرار گرفته اند، کاهش ضخامت کمتر است. این موضوع حاکی از آن است که اصطکاک بین دیواره قالب و قسمت هایی از لوله که در تماس با دیواره قالب قرار گرفته اند، مانع از سیلان تیتانیوم و کاهش ضخامت لوله شده است.

با توجه به شکل ۱۱، کمینه ضخامت ایجاد شده در قطعه نهایی ۰/۸ mm می باشد. با توجه به این که فشار داخلی لوله با نرخ ۳ bar/min افزایش یافته و قطعه نهایی در فشار ۱۸ bar تولید شده است، مدت زمان شکل گیری قطعه برابر ۶ min می باشد. بر این اساس، مقادیر بیشینه کرنش ایجاد شده در قطعه و نرخ کرنش در آن بر اساس روابط (۱-۲) به ترتیب ۰/۶۳ و 1 min^{-1} می باشد. شکل ۱۲ نمودار کشش تیتانیوم استفاده شده را در دمای 840°C و با نرخ کرنش 0.1 min^{-1} نشان می دهد. مقادیر ضریب استحکام و نمای کارسختی به ترتیب برابر $30/44 \text{ MPa}$ و 0.44 محاسبه شد. ملاحظه می گردد که نمودار تجربی با نمودار حاصله از رابطه (۳) [۳۰] مطابقت دارد.

واقع با افزایش مقدار نمای حساسیت به نرخ کرنش، مقاومت ماده به گلوپی شدن افزایش یافته و شکل پذیری و میزان ازدیاد طول قبل از شکست افزایش می یابد (شکل ۸)، [۲۸-۲۷].



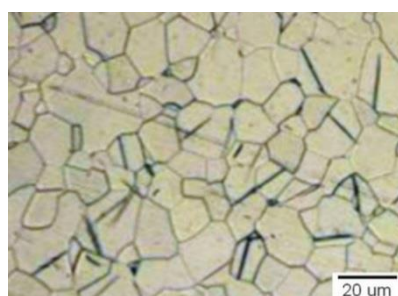
شکل (۸): رابطه ازدیاد طول و نمای حساسیت به نرخ کرنش برای برخی آلیاژهای فلزی [۲۷].

از مهم ترین عوامل مؤثر بر نمای حساسیت به نرخ کرنش، دمای شکل دهی و نرخ کرنش می باشد. در واقع افزایش دمای شکل دهی و کاهش نرخ کرنش باعث افزایش نمای حساسیت به نرخ کرنش می گردد [۲۹-۲۸]. بدین ترتیب، نمونه هایی با نرخ افزایش فشار داخلی ۵ و ۳ bar/min مورد آزمایش قرار گرفت (شکل ۹). با توجه به شکل ۹ ملاحظه می گردد که با کاهش نرخ افزایش فشار داخلی، پدیده بالج غیریکنواخت لوله از بین می رود که این موضوع نتیجه مستقیم فراهم شدن زمان لازم برای یکنواخت شدن دمای لوله می باشد.

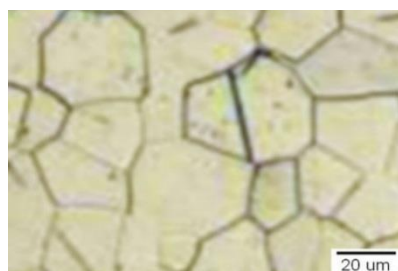
نمونه ای که با نرخ افزایش فشار ۵ bar/min تحت بارگذاری قرار گرفت، با رسیدن فشار داخلی لوله به ۲۰ bar دچار پارگی در ناحیه نزدیک به منطقه انتقال از مقطع دایره ای به مقطع مربعی شد (شکل ۹). در حقیقت، منطقه مذکور نسبت به دیگر نواحی جداره لوله، بیشترین میزان کرنش را متحمل می شود. با این وجود صرف نظر از پاره شدن لوله، قطعه با تقریب بسیار خوبی به شکل نهایی مورد نظر رسیده است. نمونه ای که با نرخ افزایش فشار داخلی ۳ bar/min تحت بارگذاری قرار گرفت، بدون هیچ گونه پارگی در فشار ۱۸ bar به شکل نهایی خود

۳-۱-۳- ریزساختار و سختی

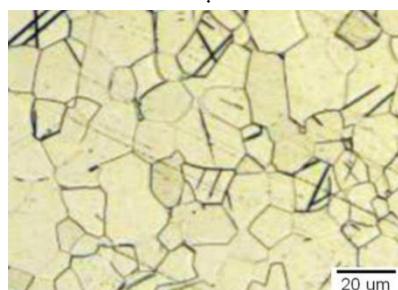
شکل ۱۳-الف ریزساختار سطح لوله را قبل از فرآیند شکل دهی نشان می دهد. دانه های هم محور در ساختار اولیه لوله، نشان دهنده آن است که لوله با فرآیند اکستروژن در دمای بالا تولید شده است. بدین ترتیب، هم زمان با تغییر شکل در فرآیند اکستروژن، پدیده تبلور مجدد رخ داده و باعث آنیل شدن لوله و از بین رفتن اثرات کار مکانیکی شده است. شکل ۱۳-ب، ریزساختار قسمتی از لوله را نشان می دهد که حین فرآیند شکل دهی در مقطع دایره ای شکل قالب قرار گرفته و هیچ گونه تغییر شکلی در آن رخ نداده است. در واقع، این منطقه از لوله حین فرآیند شکل دهی تنها در دمای 840°C قرار گرفته و پس از کامل شدن فرآیند تا دمای اتاق سرد شده است. ملاحظه می گردد که اندازه دانه های این ناحیه نسبت به ریزساختار اولیه لوله شکل ۱۳-الف به صورت قابل ملاحظه ای بزرگ تر است.



الف

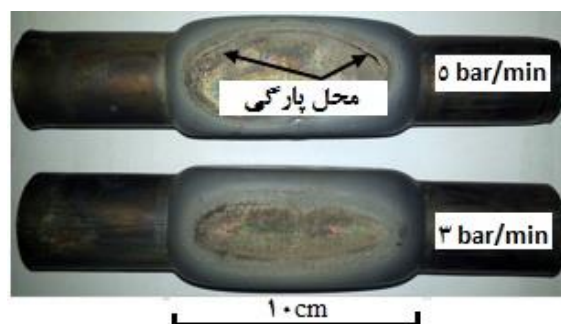


ب

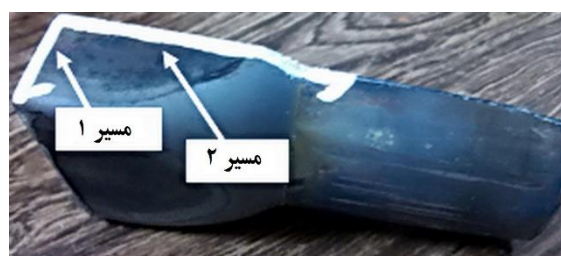


ج

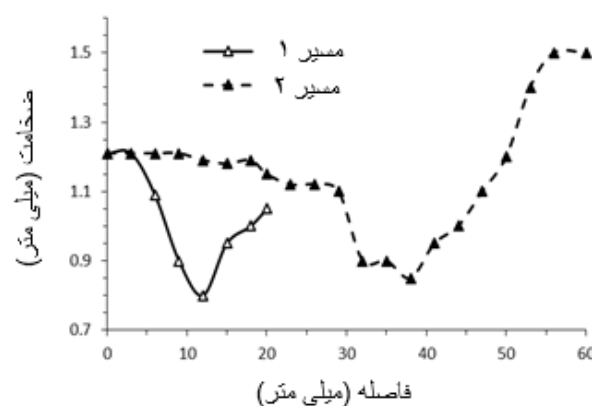
شکل (۱۳): (الف) ریزساختار اولیه، (ب) ریزساختار ناحیه لوله ای قطعه (ج) ریزساختار ناحیه با بیشینه کاهش ضخامت.



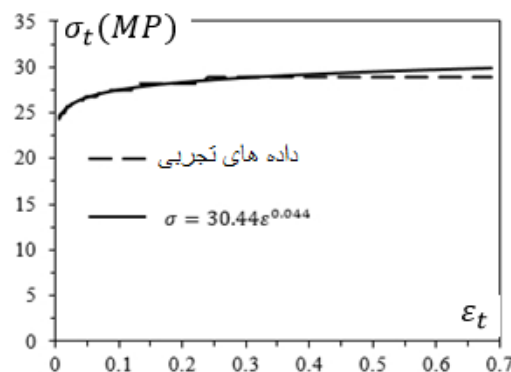
شکل (۹): نمونه های شکل داده شده با نرخ افزایش فشار ۵ و ۳ bar/min.



شکل (۱۰): نمونه برش داده شده برای اندازه گیری توزیع ضخامت.



شکل (۱۱): توزیع ضخامت در نمونه تولید شده با نرخ افزایش فشار ۵ bar/min.

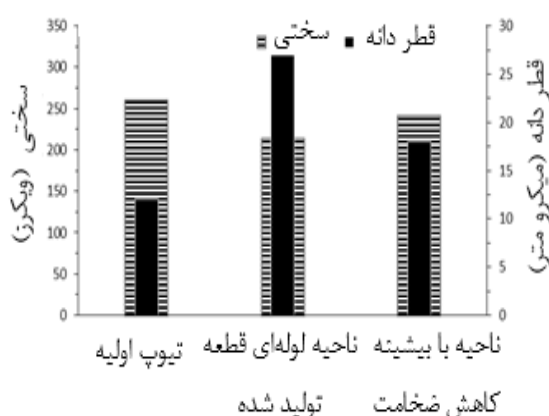

 شکل (۱۲): نمودار تنش - کرنش حقیقی لوله استفاده شده در دمای 840°C و با نرخ کرنش 0.1 min^{-1} .

۵- در نهایت، اندازه المان ۰/۵ به عنوان اندازه بهینه برای المان‌ها گزارش شده است.

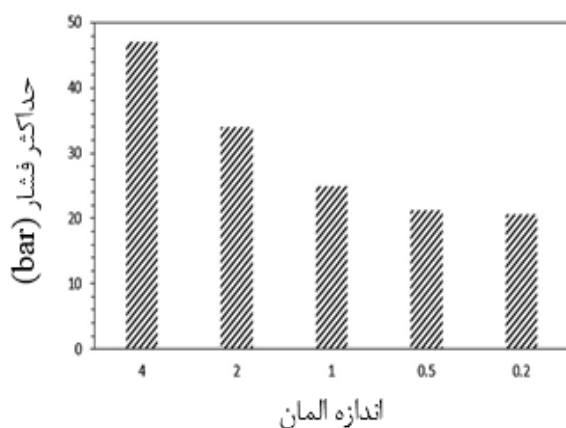
با توجه به شکل ۱۵، فشار کالیبراسیون برای اندازه المان ۰/۵ و ۰/۲ تقریباً یکسان است.

۳-۲-۱- فشار داخلی لازم برای هر یک از مراحل شکل‌دهی قطعه

شکل ۱۶ کانتور توزیع ضخامت را در قطعه شبیه‌سازی شده نهایی نشان می‌دهد. با توجه به تقارن قطعه، تنها نیمی از آن نشان داده شده است. برای تعیین فشار لازم برای شکل‌گرفتن کامل قطعه، مطابق شکل ۱۶ چهار نقطه در قسمت‌های مختلف قطعه در نظر گرفته شد و نمودار کرنش پلاستیک مؤثر بر حسب تعداد فریم برای چهار نقطه مذکور رسم شد (شکل ۱۷). لحظه تسلیم‌شدن لوله، لحظه‌ای است که کرنش پلاستیک مؤثر مقادیر بیش‌تر از صفر اختیار می‌کند. با تسلیم‌شدن لوله و شروع کرنش پلاستیک، قطعه وارد مرحله تغییر شکل آزاد می‌گردد.



شکل (۱۴): سختی و قطر دانه مناطق نشان داده شده در شکل ۱۲.



شکل (۱۵): اثر اندازه مش بر فشار نهایی لازم برای تولید قطعه.

این موضوع ناشی از رشد دانه‌های تیتانیوم در دمای بالا می‌باشد. به‌طور کلی، در فلزات با افزایش اندازه دانه، چگالی مرز دانه‌ها و در نتیجه انرژی مرز دانه‌ها کاهش می‌یابد که این موضوع باعث کاهش انرژی داخلی فلز می‌گردد. مکانیزم اصلی پدیده رشد دانه‌ها، جهش اتم‌ها در مرز دانه است که باعث حذف دانه‌های کوچک‌تر و رشد دانه‌های بزرگ‌تر می‌گردد [۳۱]. شکل ۱۳-ج تصویر ریزساختار ناحیه‌ای از مقطع مربعی قطعه را نشان می‌دهد که متحمل بیش‌ترین مقدار کاهش ضخامت، شده است. در این منطقه، پدیده کار مکانیکی و تبلور مجدد به‌صورت هم‌زمان رخ داده و فرصت برای رشد دانه‌ها فراهم نشده است. مقادیر سختی و اندازه دانه برای مناطق متالوگرافی‌شده در شکل ۱۴ نشان داده شده است. ملاحظه می‌گردد که منطقه با اندازه دانه کوچک‌تر، مقدار سختی بزرگ‌تری را اتخاذ کرده است. در حقیقت، اندازه دانه یکی از عوامل مؤثر بر سختی و استحکام فلزات می‌باشد. به‌طور کلی، با ریزشدن دانه‌ها، چگالی مرز دانه‌ها افزایش می‌یابد. مرز دانه یکی از موانع حرکت نابجایی‌ها بوده و با افزایش آن استحکام و سختی فلز افزایش می‌یابد [۳۲].

۳-۲-۲- بررسی نتایج مدل‌سازی المان محدود

با توجه به شکل ۱۲، برای مدل‌سازی فرآیند شکل‌دهی، رفتار سیلان لوله مطابق رابطه $\sigma = 30/44 \varepsilon^{0/44}$ در نظر گرفته شد؛ و فشار داخلی ۵۰ bar به‌صورت خطی و طی ۳۰۰۰ فریم به لوله اعمال گردید (در هر فریم، ۰/۱۷ bar به فشار داخلی لوله افزوده می‌شود). فشار نهایی لازم برای شکل‌گیری قطعه به‌عنوان پارامتری که یکی از نتایج بوده و اندازه مش به‌عنوان پارامتر متغیر انتخاب می‌شود.

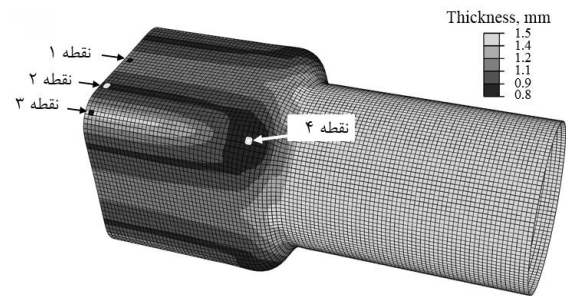
در این پژوهش براساس مراحل زیر، ابعاد مش بهینه تعیین شده است:

- ۱- مدل المان محدود برای اندازه‌های مش ۰/۵، ۱، ۲، ۴ و ۰/۲ با نرم‌افزار آباکوس تحلیل شده است.
- ۲- فشار کالیبراسیون (در شرایطی که قطعه قالب را پر کرده) در شرایط هر یک از ابعاد ذکر شده استخراج می‌شود.
- ۳- نتایج مرحله قبل با یکدیگر مقایسه می‌شود.
- ۴- برای المان‌های ۰/۵ و ۰/۲ میلی‌متر، فشار کالیبراسیون یکسان حاصل شده است.

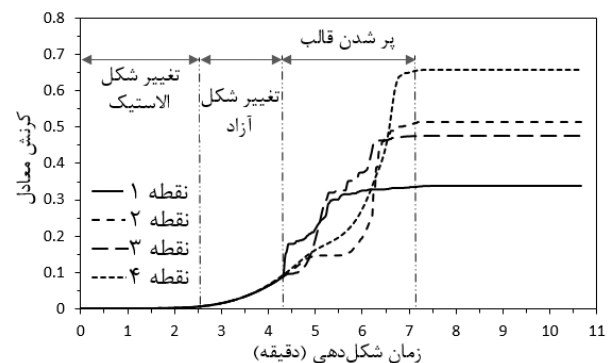
تغییر شکل آزاد، کرنش پلاستیک معادل تمامی نقاط لوله (به ویژه نقاطی که روی یک دایره محیطی قرار گرفته اند؛ نظیر نقاط ۱-۳) با یکدیگر برابر است و لحظه ای که مقادیر کرنش پلاستیک مؤثر نقاط با یکدیگر اختلاف پیدا می کنند، لحظه پایان یافتن تغییر شکل آزاد و شروع مرحله کالیبراسیون می باشد. در این مرحله، تغییر شکل قطعه در جهت کامل شدن گوشه ها و جزئیات ادامه می یابد. مرحله کالیبراسیون تا جایی ادامه می یابد که کرنش پلاستیک مؤثر در نقاط مختلف قطعه به مقدار ثابتی رسیده و تغییر نمی کند. تمامی مراحل مذکور در شکل ۱۷ نشان داده شده است. بدین ترتیب، بر اساس شکل ۱۷ و با توجه به این که در هر فریم، مقدار 0.17 bar به فشار داخلی لوله افزوده می شود، مقادیر فشار لازم برای هر یک از مراحل فرآیند شکل دهی محاسبه و نتایج حاصل از آن در جدول ۲ گزارش شد. شکل ۱۸ روند تغییر شکل لوله و تولید قطعه نهایی را برای مراحل ذکر شده در جدول ۲ نشان می دهد.

جدول (۲): زمان اعمال بار و فشار داخلی قطعه برای مراحل مختلف فرآیند شکل دهی.

مراحل فرآیند شکل دهی	فریم	فشار (bar)
شروع تغییر شکل پلاستیک و آزاد	۴۶۰	۷/۸
پایان تغییر شکل آزاد و شروع کالیبراسیون	۷۶۰	۱۲/۹
پایان کالیبراسیون و تولید قطعه نهایی	۱۲۵۰	۲۱/۳

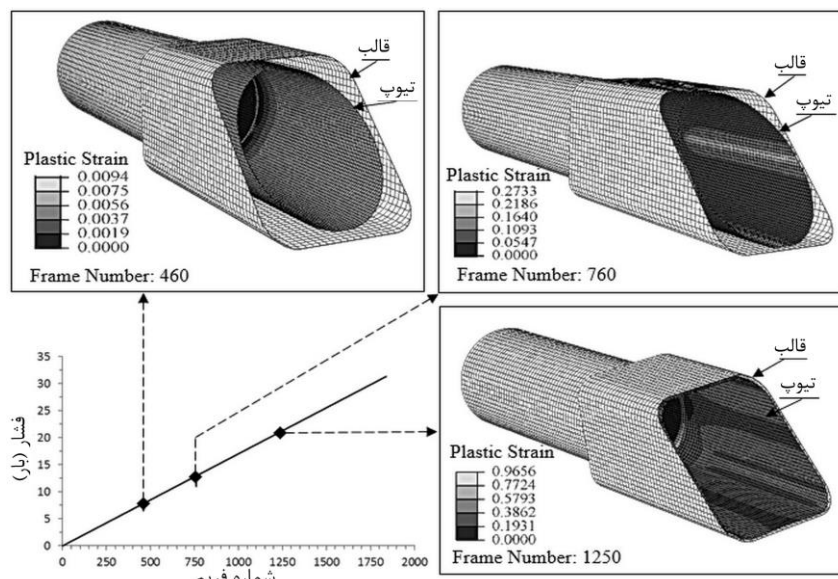


شکل (۱۶): کانتور توزیع ضخامت در قطعه شبیه سازی شده.



شکل (۱۷): نمودارهای کرنش مؤثر پلاستیک، زمان شکل دهی برای نقاط نشان داده شده در شکل ۱۶.

تغییر شکل آزاد، مرحله ای از فرآیند شکل دهی است که با تسلیم شدن لوله آغاز می گردد و تا زمانی که لوله با جداره قالب تماس پیدا نکرده است، ادامه می یابد. در حقیقت، تغییر شکل آزاد تا زمانی ادامه پیدا می کند که مقطع عمود بر محور لوله، دایره ای شکل است. بر این اساس، واضح است که در مرحله



شکل (۱۸): تصویر قطعه شبیه سازی شده در مراحل مختلف شکل دهی.

انجام شده با دقت خوبی قادر به پیش‌بینی چگونگی توزیع ضخامت در قطعه می‌باشد. نتایج تجربی و مدل‌سازی بیانگر توزیع غیریکنواخت ضخامت در قطعه نهایی است. عدم تغذیه محوری و اصطکاک بین سطح خارجی قطعه و دیواره قالب، مانع از کرنش یکسان در تمامی قسمت‌های قطعه می‌گردد؛ لذا دو مورد مذکور از مهم‌ترین عوامل تشدیدکننده توزیع غیریکنواخت ضخامت است.

۴- نتیجه‌گیری

در این پژوهش، سیستم ساده‌ای برای شکل‌دهی داغ لوله تیتانیوم خالص تجاری با گاز طراحی و ساخته و برای تولید قطعه، مورد بهره‌برداری قرار گرفت. علاوه بر این، تولید قطعه مذکور با استفاده از نرم‌افزار آباکوس شبیه‌سازی و مورد بررسی قرار گرفت. نتایج حاصل از آزمون تجربی و مدل‌سازی المان محدود به شرح ذیل است:

۱- کاهش نرخ افزایش فشار گاز داخل لوله باعث به تأخیر افتادن پدیده گلوپی‌شدن و تأمین زمان بیشتر برای یکنواخت‌شدن دمای لوله می‌گردد و با کاهش احتمال پاره‌شدن لوله، فرآیند شکل‌دهی را بهبود می‌دهد.

۲- براساس نتایج حاصل از آزمون تجربی، مناسب‌ترین نرخ افزایش فشار داخلی برای تولید قطعه در دمای 840°C برابر ۳ bar/min می‌باشد. فشار نهایی لازم برای تولید قطعه نهایی تحت شرایط مذکور، ۱۸ bar است

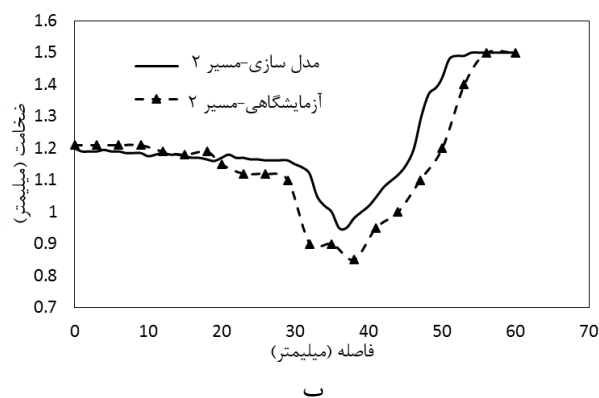
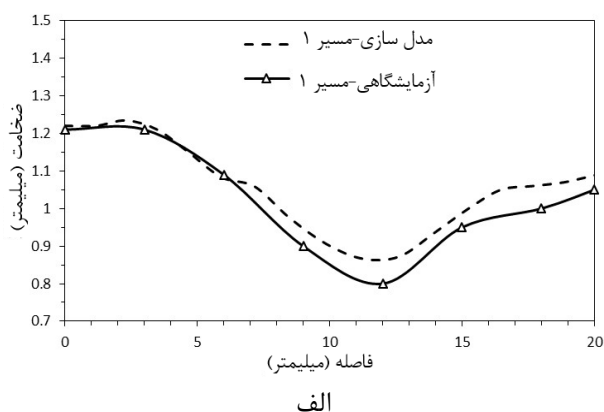
۳- براساس نتایج حاصل از مدل‌سازی المان محدود، فشار داخلی لازم برای تسلیم‌شدن قطعه و شروع تغییر شکل پلاستیک، شروع مرحله کالیبراسیون و تولید قطعه نهایی به ترتیب برابر $7/8$ ، $12/9$ و $21/3$ bar می‌باشد.

۴- نتایج حاصل از مدل‌سازی المان محدود در تعیین چگونگی توزیع ضخامت با نتایج تجربی مطابقت دارد. براساس نتایج تجربی و نتایج حاصل از مدل‌سازی، توزیع ضخامت محصول نهایی غیریکنواخت است. بدین ترتیب، قسمتی از قطعه که در مقطع دایره‌ای شکل قالب قرار می‌گیرد در فرآیند شکل‌دهی مشارکت نمی‌کند و در نتیجه، کاهش ضخامت در آن رخ نمی‌دهد. بیش‌ترین کاهش ضخامت و در نتیجه بیش‌ترین کرنش در منطقه گذار از مقطع دایره‌ای به مقطع مربعی رخ می‌دهد. این موضوع با محل پارگی‌های اتفاق افتاده در قطعاتی که حین فرآیند سوراخ‌شده‌اند، مطابقت دارد.

همان‌گونه که قبلاً مطرح شد، مقدار فشار تجربی به‌دست آمده برای تولید قطعه با نرخ افزایش فشار ۳ bar/min، برابر ۱۸ bar می‌باشد. با توجه به نتایج گزارش‌شده در جدول ۲ ملاحظه می‌گردد که براساس نتایج مدل‌سازی قطعه مورد نظر در فشار $21/3$ bar به شکل نهایی خود می‌رسد؛ که به میزان $3/3$ bar ($18/3\%$) بیشتر از نتیجه تجربی است؛ که از تقریب نسبتاً خوبی برخوردار است.

۳-۲-۲- توزیع ضخامت

به‌منظور بررسی توزیع ضخامت در قطعه مدل‌سازی شده و مقایسه آن با نتایج تجربی، منحنی توزیع ضخامت برحسب فاصله در مسیرهای مشابه شکل ۱۰ انتخاب شد. منحنی توزیع ضخامت برای مسیرهای شماره ۱ و ۲ به‌همراه نتایج تجربی در شکل ۱۹ نشان داده شده است.



شکل (۱۹): توزیع ضخامت قطعه شبیه‌سازی و تولیدشده در مسیر ۱ (الف) و مسیر ۲ (ب)

با توجه به شکل ۱۹ ملاحظه می‌گردد که نتایج حاصل از مدل‌سازی، تطابق خوبی با نتایج تجربی دارد؛ و روند تغییرات ضخامت حاصل از نتایج تجربی با نتایج حاصل از مدل‌سازی یکسان است. در حقیقت، هر دو نمودار، نتایج مشابهی را برای منطقه با کمینه ضخامت نشان می‌دهند. لذا مدل‌سازی

11. Geil, G.W., Carwile, N.L. "Effect of Low Temperatures on the Mechanical Properties of a Commercially Pure Titanium", Journal of Research of the National Bureau of Standards, Vol. 54, No. 2, pp. 91-99, 1955.
12. Mei, Z., He, Y., Jing, G., Wang, X. "Review on Hot Spinning For Difficult-to-Deform Light-Weight Metals", Transactions of Nonferrous Metals Society of China, Vol. 25, No. 6, pp. 1732-1743, 2015.
13. Yang, H., Gao, P., Fan, X., Li, H., Sun, Z., Li, H., Guo, L., Zhan M., Liu, Y. "Some Advances in Plastic Forming Technologies of Titanium Alloys", Procedia Engineering, Vol. 81, pp. 44-53, 2014.
14. Nieh, T.G., Wadsworth, J., Sherby, O.D. "Superplasticity in Metals and Ceramics", Cambridge University Press, California, 2005.
15. Davis, B., Hryn, J. "Innovative Forming and Fabrication Technologies: New Opportunities", Argonne National Laboratory (ANL), No. ANL07/031, 2008.
16. Khraisheh, M.K., Abu-Farha, F.K., "Microstructure-Based Modeling of Anisotropic Superplastic Deformation", Technical Papers-Society of Manufacturing Engineers, 2003.
17. Sieniaowski, J., Motyka, M. "Superplasticity in Titanium Alloys", Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, Vol. 24, No. 1, pp. 123-130, 2007.
18. <http://learnersbook.com/m/imagearticles/view/Hydro-Drive#.WIoxAlN97Dd>, March 2017.
19. Koç, M. "Hydroforming for Advanced Manufacturing", Elsevier, Washington, 2008.
20. Aue-u-lan, Y. "Hydroforming of Tubular Materials at Various Temperatures", Thesis, The Ohio State University, 2007.
21. He, Z.B., Teng, B.G., Che, C.Y., Wang, Z.B., Zheng, K.L., Yuan, S.J. "Mechanical Properties and Formability of TA2 Extruded Tube for Hot Metal Gas Forming at Elevated Temperature", Transactions of Nonferrous Metals Society of China, Vol. 22, pp. s479-s484, 2012.
22. Zhu-bin, H., Xiao-bo, F., Fei, S., Kai-lun, Z., Zhi-biao, W., Shi-jian, Y. "Formability and Microstructure of AA6061 Al Alloy Tube for Hot Metal Gas Forming at Elevated Temperature-TNMSC", The Chinese Journal of Nonferrous Metals, Vol. 22, No. 2, pp. s364-s369, 2012.
23. Nemat-Nasser, S., Guo, W., Cheng, J. "Mechanical Properties and Deformation Mechanisms of a Commercially Pure Titanium", Acta materialia, Vol. 47, No. 13, pp. 3705-3720, 1999.

۵- قسمتی از قطعه که در مقطع دایره‌ای شکل قالب قرار می‌گیرد به دلیل عدم کرنش و نیز قرار گرفتن در دمای بالا، دچار رشد شدید دانه می‌شود که این موضوع منجر به کاهش سختی و استحکام منطقه مذکور می‌گردد. این در حالی است که کار مکانیکی و تبلور مجدد، مانع از رشد شدید دانه‌ها در قسمتی از قطعه با بیشترین کاهش ضخامت می‌شود.

۵- مراجع

1. Smith, W.F. "Structure and Properties of Engineering Alloys", McGraw-Hill, Michigan, 1993.
2. Ma, B., Wu, X., Li, X., Wan, M., Cai, Z., "Investigation on the Hot Formability of TA15 Titanium Alloy Sheet", Materials & Design, Vol. 94, pp. 9-16, 2016.
3. Yang, L., Wang, B., Liu, G., Zhao, H., & Xiao, W. "Behavior and Modeling of Flow Softening and Ductile Damage Evolution in Hot Forming of TA15 Alloy Sheets", Materials & Design, Vol. 85, pp. 135-148, 2015.
4. Donachie, M.J. "Titanium: A Technical Guide", ASM International, Ohio, 2000.
5. Leyens, C., Peters, M. "Titanium and Aitanium Alloys: Fundamentals and Application", Wiley Online Library, 2003.
6. Wang, K., Liu, G., Zhao, J., Wang, J., Yuan, S. "Formability and Microstructure Evolution for Hot Gas Forming of Laser-Welded TA15 Titanium Alloy Tubes", Materials & Design., Vol. 91, pp. 269-277, 2016.
7. Liu, G., Wang, K., He, B., Huang, M., Yuan, S. "Mechanism of Saturated Flow Stress During Hot Tensile Deformation of a TA15 Ti Alloy", Materials & Design., Vol. 86, pp. 146-151, 2015.
8. Liu, G., Wu, Y., Zhao, J., Wang, K., Yuan, S. "Formability Determination of Titanium Alloy Tube for High Pressure Pneumatic Forming at Elevated Temperature", Procedia Engineering, Vol. 81, pp. 2243-2248, 2014.
9. Hama, T., Nagao, H., Kobuki, A., Fujimoto, H., Takuda, H. "Work-hardening and Twinning Behaviors in a Commercially Pure Titanium Sheet Under Various Loading Paths", Materials Science and Engineering.: A, Vol. 620, pp. 390-398, 2015.
10. He, D.H., Li, D.S., Li, X.Q., Jin, C.H. "Optimization on Springback Reduction in Cold Stretch Forming of Titanium-Alloy Aircraft Skin", Transactions of Nonferrous Metals Society of China, Vol. 20, No. 12, pp. 2350-2357, 2010.

24. Boyer, H.E. "Atlas of Stress-Strain Curves", ASM International, Ohio, 1987.
25. Nasrollahzade, M., Moslemi Naeini, H., Hashemi, S.J., Abbaszadeh, B., Shahbazi Karami, J. "Experimental Investigation of Aluminum Tubes Hot Gas Forming and Production of Square Cross-Section Specimens", *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 15, No. 12, pp. 435-442, 2016.
26. Habibi, M., Hashemi, R., Sadeghi, E., Fazaeli, A., Ghazanfari, A., Lashini H. "Enhancing the Mechanical Properties and Formability of Low Carbon Steel with Dual-Phase Microstructure", *Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol. 25, pp. 382-389, 2016.
27. Shrivastava, S. "Medical Device Materials", Asm International, Ohio, 2004.
28. Hosford, W.F., Caddell, R.M. "Metal Forming: Mechanics and Metallurgy", Cambridge University Press, United Kingdom, 2011.
29. Luo, J., Li, M., Yu, W., Li, H. "The Variation of Strain Rate Sensitivity Exponent and Strain Hardening Exponent in Isothermal Compression of Ti-6Al-4V Alloy", *Materials & Design*, Vol. 31, No. 2, pp. 741-748, 2010.
30. Habibi, Mostafa, Ramin Hashemi, Ahmad Ghazanfari, Reza Naghdabadi, Ahmad Assempour. "Forming limit diagrams by including the M-K model in finite element simulation considering the effect of bending" *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials Design and Applications* 2016.
31. Chandler, H. "Heat Treater's Guide: Practices and Procedures for Nonferrous Alloys", ASM international, Ohio, 1996.
32. Dieter, G.E. "Mechanical Metallurgy", McGraw-Hill, New York, 1961.