تحلیل ابعادی شکل‌دهی سازه نیم کُروی از آلیاژ تیتانیوم ٤-٦، بـه روش هیدرواسـتاتیک-سوپرپلاستیک

فرهاد فرهادزاده[۱*]، مهدی تاجداری[۲]، مهدی سلمانی‌تهرانی[۳]، رضا جعفری‌ندوشن[٤]

۱- دانشجوی دکتری ، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، مجتمع دانشگاهی علوم و فناوری زیردریا؛ ffarhadzadeh@mut-es.ac.ir
۲- استاد، دانشگاه آزاد اسلامی، واحد اراک، دانشکده ی فنی، گروه مهندسی مکانیک؛ m.tajdari@srbiau.ac.ir
۳- استادیار، دانشگاه صنعتی اصفهان، دانشکده مهندسی مکانیک؛ tehrani@cc.iut.ac.ir
۴- استادیار، دانشگاه صنعتی اصفهان، دانشکده مهندسی مکانیک؛ rjafari@cc.iut.ac.ir

اطلاعات مقاله

تاریخچه مقاله:
تاریخ دریافت مقاله: ۱۳۹۳/۱۱/۲۶
تاریخ پذیرش مقاله: ۱۳۹۴/۰۵/۱۲
تاریخ انتشار مقاله: ۱۳۹۴/۰۶/۳۱

کلمات کلیدی:
تحلیل ابعادی
آلیاژ تیتانیوم ۴-۶
شکل دهی داغ
هیدرواستاتیک-سوپرپلاستیک

چکیده

به منظور کاهش هزینه‌ها، بهتر است که فرآیندهای ساخت قطعات بزرگ، در ابعاد کوچک، با اسـتفاده از شـبیه‌سـازی المان محدود، پیاده‌سازی شده و سپس نتایج به ابعاد بزرگ جهت شبیه‌سازی‌ها و اجراء، تعمـیم داده شـوند. در مقالـه حاضر به طراحی ابعاد و پارامترهای آزمایش شکل‌دهی ورق از جنس آلیـاژ تیتـانیوم ۴-۶ ، بـه روش هیدروسـتاتیک-سوپرپلاستیک، که فرایندی بسیار دشوار است، پرداخته شده است. ابتدا معادله ساختاری رفتـار سوپرپلاسـتیک مـاده مورد نظر در دمای ۹۲۷°C ارائه و در نرم‌افزار اجزای محدود، آباکوس، پیاده‌سازی شده است. مقایسه نتـایج حاصـل از این معادله با نتایج تجربی موجود بر روی این ماده، نشان می‌دهدکه معادله ساختاری انتخابی، رشد دانه و تـنش را در نرخ کرنش و کرنش‌های مختلف به درستی پیش‌بینی می‌نمایـد. پـس از بررسـی تمـامی پارامترهـای مـؤثر در انجـام فرآیند، امکان تغییر و نسبت تغییر هر پارامتر مشخص گردیده و پارامترهای فرآینـد آزمایشـی بطـور کامـل مشـخص شده‌اند. سپس فرآیند شکل‌دهی در دو اندازه واقعی و آزمایشی با نسبت کوچک شـدن۲۰ برابـر، مـدل‌سـازی شـده و کلیه پارامترهای هدف در دو مدل‌سازی با هم مقایسه گردیده‌اند. با مقایسه نتایج می‌توان گفت که با انجام آزمایش بـا ابعاد پیشنهاد شده می‌توان کلیه مشکلات انجام فرآیند و خصوصیات قطعه اصلی را پس از شکل‌دهی پیش‌بینی نمود.

Dimensional Analysis of Semi-spherical Structure Forming for Ti-6Al-4V Alloy to Hydrostatic-Superplastic Method

Farhad Farhadzadeh[1*], Mehdi Tajdari[2], Mehdi Salmani Tehrani[3], Reza jafari Nedoushan[4]

1 PhD Candidate, Marine Department, Malek-Ashtar University of Technology, ffarhadzadeh@mut-es.ac.ir*
2 Professor, Mechanical Engineering Department, Islamic Azad University, Arak Branch, m.tajdari@srbiau.ac.ir
3 Assistant Professor, Mechanical Engineering Department, Isfahan University of Technology, tehrani@cc.iut.ac.ir
4 Assistant Professor, Mechanical Engineering Department, Isfahan University of Technology, rjafari@cc.iut.ac.ir

ARTICLE INFO

Article History:
Received: 15 Feb. 2015
Accepted: 3 Aug. 2015
Available online: 22 Sep. 2015

Keywords:
Dimensional Analysis
Ti-6Al-4V alloy
Hot Forming
Hydrostatic-superplastic

ABSTRACT

Experimental tests on superplastic forming of alloy Ti-6Al-4V with large dimensions can be quite difficult and expensive. In order to avoid the expense of manufacturing alloy sections, numerical modelling is used to simulate the alloy's superplastic behaviour. However the results obtained from the numerical modelling need to be verified against experimental tests. In order to reduce the expense of the experiments, tests are conducted on smaller samples first and then alloy forming is simulated with larger dimensions numerically. In this article, for superplastic hydrostatic forming purposes, design procedures of Ti-6Al-4V plates as well as their experimental parameters have been studied. Superplastic constitutive equation of Ti-6Al-4V alloy at 970˚C has been determined and implemented in the finite element software Abaqus. The results obtained from the numerical simulations show an excellent agreement with the existing experimental results indicating that the new equation reliably predicts the alloy's grain growth, stress, strain and the strain rate. Investigation on the effective parameters in the superplastic forming process of the alloy provided the possibility of varying these parameters and their ratios accordingly. Thereafter the superplastic forming process was conducted for both sub and full scale alloy sections with scaling ratio of 1:20 and the effective parameters obtained from these two numerical simulations were compared. Results comparisons of experimental and numerical tests demonstrated that the conducted tests on the proposed design of alloy sections is able to overcome the difficulties associated with superplastic behaviour of Ti-6Al-4V alloy after forming.

[Downloaded from marine-eng.ir on 2026-11-12]
[DOR: 20.1001.1.17357608.1394.11.21.9.3]

۱ - مقدمه

نیاز به استفاده از قطعاتی با حداکثر نسبت استحکام به وزن در برخی صنایع، استفاده از موادی مانند آلیاژهای تیتانیوم، آلومینیوم و منیزیوم را افزایش داده و از طرفی موجب طراحی قطعاتی با اشکال پیچیده در صنایع شده است. با توجه به شکل‌پذیری کم این مواد، برای شکل‌دهی قطعات پیچیده از این مواد، باید از روش شکل‌دهی سوپرپلاستیک[1] استفاده کرد. در این نوع شکل‌دهی قابلیت تغییرشکل زیاد مواد قبل از شکست نهایی وجود دارد. برخی از این آلیاژها در صورتی که دارای دانه‌بندی ریز باشند، در محدوده‌ی دمایی بیش از نصف دمای ذوب قابلیت سوپرپلاستیک شدن را دارا می‌باشند. این مواد هنگامی که به روش شکل‌دهی سوپرپلاستیک تغییرشکل می‌یابند، استحکامی به مراتب پایین‌تر از استحکام عادی در دمای محیط از خود نشان می‌دهند و از ظرفیت بالایی برای تغییرشکل و ازدیاد طول برخوردار هستند [۱].

برای تولید قطعات پیچیده به صورت سوپرپلاستیک، روش‌های مختلفی وجود دارد که از آن جمله می‌توان به شکل‌دهی هیدرواستاتیک-سوپرپلاستیک[2] اشاره کرد. در این روش شکل‌دهی، با استفاده از فشار سیال که معمولاً گاز می‌باشد، ورق درون حفره قالب شکل می‌گیرد. از معایب این روش هزینه‌های بالای تجهیزات گرمایشی و قالب‌ها به دلیل دمای بالای فرآیند است. به همین دلیل تولید قطعات بزرگ به این روش دارای هزینه بالایی بوده و باید آزمایش‌هایی که برای دستیابی به فرآیند تولید انجام می‌گیرد به حداقل برسند. برای کاهش تعداد آزمایش‌های لازم در مرحله اول، از شبیه‌سازی فرآیند استفاده می‌شود. از چالش‌های مهم شبیه‌سازی، معادله ساختاری مناسب برای پیش‌بینی رفتار ماده است. معادلات ساختاری ماده در شرایط سوپرپلاستیک به صورت یک تابع وابسته به نرخ کرنش، کرنش و ریزساختار قابل بیان هستند. در دسته معادلات ساختاری معمولاً از معادله‌ای که بیانگر مقدار رشد دانه‌ها در حین تغییر شکل است درکنار رابطه‌ای بین تنش و نرخ کرنش استفاده می‌کنند [۲-۷]. رشد دانه‌ها می‌تواند در اثر گذشت زمان و یا در اثر تغییرشکل اتفاق بیافتد که در تحقیقات متعدد هر یک از این پدیده‌ها بررسی شده و روابط مناسبی برای این پدیده‌ها ارائه شده اند [۳-۱۰].

راه دیگری که برای کاهش هزینه‌های طراحیِ فرآیندِ تولید به روش سوپرپلاستیک وجود دارد، تولید قطعه‌ای با ابعاد و هزینه بسیار کمتر در شرایطی مشابه با قطعه اصلی است که در این مقاله مورد بررسی قرار گرفته است. حتی در مواردی که از شبیه‌سازی عددی کمک گرفته شده باشد، نیز معمولاً به آزمایش‌هایی محدود نیاز است. در علوم فیزیک و مهندسی روش‌هایی به منظور طراحی ابعاد آزمایشی یک فرآیند، برای کاهش ابعاد و در نتیجه هزینه‌های انجام آزمایش، ارائه شده اند. از جمله این روش‌ها می‌توان به قضیه ی پای یا روش باکینگهام[3] و نیز به روش رایلی[4] اشاره نمود. اساس این روش‌ها بر تشکیل گروه‌های بی بُعد استوار است. با تشکیل چند گروه بی‌بُعد که تعداد آن‌ها کمتر از تعداد متغیرهای مؤثر در مسئله است، می‌توان ارتباط راحت‌تری را بین متغیرهای مسئله اصلی و متغیرهای آزمایش برقرار نمود. به عنوان مثال در روش باکینگهام تعداد متغییرهای بی بُعد برابر است با تعداد کل متغیرها، منهای تعداد بُعد ظاهر شده در متغیرها [۱۱و۱۲]. مشکلی که در تحلیل ابعادی شکل‌دهی سوپرپلاستیک وجود دارد، وابستگی پدیده‌های موجود در فرآیند، مانند پارگی به پارامترهای متعدد است [۱۳-۱۹]، که استفاده مستقیم از این روش‌ها را غیر عملی می‌سازد. در ادامه، تحلیلی کامل از اثر هر یک از این پارامترها در کیفیت انجام فرآیند و کیفیت قطعه نهایی انجام خواهد گرفت و بر این اساس گروه‌های بی‌بُعد تشکیل خواهند شد.

قطعه مورد نظر در این مقاله به شکل نیم‌کُره است. بنابراین قالب به شکل یک نیم‌کُره بوده و ورق که به صورت یک دایره بریده شده است، با فشار گاز در درون قالب شکل می‌گیرد. جنس قطعه از آلیاژ تیتانیوم[5] ۴-۶ بوده و دمای مناسب برای انجام فرآیند دمای ^{o}C ۹۲۷ است. در ادامه معادله ساختاری مناسب ارائه شده و این معادله برای استفاده در روش اجزای محدود پیاده‌سازی می‌شود. صحت برنامه های نوشته شده و روابط، با مقایسه نتایج این معادلات با نتایج تجربی آزمایش کشش نشان داده می‌شود. سپس از این معادلات برای مدل‌سازی نمونه آزمایشی، نمونه اصلی و مقایسه پارامترهای هدف در دو مدل‌سازی استفاده می‌گردد.

۲ - بررسی نقش پارامترهای تأثیرگذار در فرآیند، در تشابه ابعادی

در این بخش در ابتدا کلیه پارامترهای مؤثر در فرآیند بررسی شده و در ادامه امکان و یا لزوم تغییر آن‌ها در تشابه ابعادی مورد بررسی قرار می‌گیرد.

۲-۱- پارامترهای تأثیرگذار در فرآیند

کلیه پارامترهای فرآیند که می‌توانند در کیفیت انجام فرآیند و یا خصوصیات قطعه نهایی تأثیرگذار باشند، به شرح زیر هستند:

- پارامترهای هندسی شامل پارامترهای هندسی اولیه: شعاع نهایی کره (R)، ضخامت و قطر ورق اولیه[6] (D,t)، و پارامترهای هندسی نهایی: توزیع ضخامت نهایی در قطعه و ارتفاع قطعه بر حسب زمان؛
- فشار اعمالی در فرآیند؛
- دمای فرآیند؛
- خصوصیات ماده، مانند ترکیب ماده و اندازه دانه اولیه، فرآیند حرارتی و یا زمان گرم کردن ماده قبل از انجام فرآیند

[Downloaded from marine-eng.ir on 2026-11-12]

[DOR: 20.1001.1.17357608.1394.11.21.9.3]

شکل‌دهی؛

شایان ذکر است که خصوصیات دیگر ماده نیز مانند تنش تسلیم و کرنش شکست، وابستگی به نرخ کرنش و غیره، همگی تابعی از خصوصیات اولیه ذکر شده هستند.

- میدان هایی مانند کرنش، نرخ کرنش و تنش در هر نقطه از ماده در زمان تغییر شکل و پس از آن؛
- میدان آسیب در هر نقطه از ماده؛
- زمان انجام فرآیند؛
- موارد پیاده‌سازی عملی مانند آب‌بندی در قطعه، جنس و ابعاد قالب‌ها؛

۲-۲- دسته بندی پارامترها

۲-۲-۱-پارامترهایی که لزوماً باید تغییر کنند

به منظور کاهش هزینه‌ها، پارامترهای ابعادی مثل شعاع، باید لزوماً تغییر کنند و بسته به ابعاد آزمایش مورد نظر، دلخواه باشند. در واقع هدف پژوهش حاضر نیز کاهش ابعاد نمونه‌های آزمایشگاهی به گونه‌ای است که با انجام آزمایش‌ها بتوان کیفیت انجام فرآیند اصلی و محصول آن را پیش‌بینی نمود. پارامترهای ابعادی شامل دو دسته پارامترهای اولیه و پارامترهایی هستند که پس از فرآیند بدست می‌آیند. پارامترهای اولیه در برگیرنده ابعاد قالب‌ها و ورق اولیه می باشند. این ابعاد عبارتند از:

- شعاع قالب که از یک نیم کُره تشکیل شده است (R)؛
- شعاع قسمت ورودی قالب (r)؛
- قطر ورق اولیه که حاصل جمع قطر نیم کُره و قسمت لازم برای آب بندی است (D)؛
- ضخامت اولیه ورق (t)؛

پارامترهای نهایی ابعادی نیز در برگیرنده کلیه ابعاد ورق نهایی است. مانند ارتفاع مرکز ورق پس از انجام شکل‌دهی و توزیع ضخامت در قطعه نهایی.

در صورتی که بخواهید یکی از ابعاد نمونه آزمایشگاهی با یک نسبت مشخص، کوچک‌تر از نمونه واقعی باشد، کلیه ابعاد باید تغییر داده شوند، تا بتوان به نتایج قابل مقایسه‌ای دست یافت و از نتایج آزمایش، خصوصیات قطعه نهایی را تقریب زد. اگر پارامتر n به عنوان پارامتر مشخص کننده نسبت نمونه واقعی به نمونه آزمایشگاهی در نظر گرفته شود، تمامی ابعاد دو نمونه باید با این نسبت تغییر داده شوند. برای این منظور تمامی پارامترها نسبت به شعاع، بی بُعد شده و ثابت در نظر گرفته می‌شوند. یعنی:

- نسبت ضخامت قطعه به شعاع قالب $\frac{t}{R}$؛
- نسبت قطر ورق اولیه به شعاع قالب $\frac{D}{R}$؛
- نسبت شعاع ورودی قالب به شعاع قالب $\frac{r}{R}$؛

باید در نمونه آزمایشی با نمونه واقعی برابر باشند. در صورتی که این پارامترهای بی‌بُعد ثابت در نظر گرفته شوند، باید پارامترهای بی‌بُعد مربوط به قطعه نهایی نیز در نمونه‌های آزمایشگاهی و واقعی یکسان بدست آیند. یعنی:

- نسبت ارتفاع قطعه به شعاع قالب، $\frac{h}{R}$، در طول زمان شکل‌دهی؛
- توزیع نسبت ضخامت نهایی قطعه به شعاع قالب $\frac{t}{R}$؛

باید در دو نمونه یکسان بدست آیند.

یکسان بودن گزینه اول بیانگر شکل‌گیری یکسان دو نمونه پس از آزمایش و یکسان بودن گزینه دوم بیانگر یکسان بودن میزان نازک شدگی در نقاط مختلف قطعه و یکنواختی ضخامت قطعه نهایی خواهد بود.

۲-۲-۲-پارامترهایی که بدلیل محدودیت باید ثابت در نظر گرفته شوند

پارامترهای مربوط به ماده، بدلیلِ عدمِ امکانِ یافتنِ ماده‌ی جایگزین با نمونه‌ی اصلی باید یکسان در نظر گرفته شوند. به عنوان مثال اگر تغییری در تنش تسلیم ماده در نظر گرفته شود، باید ماده‌ای یافت که در خصوصیات دیگری مانند کرنش شکست کاملاً مشابه ماده اصلی باشد، ولی تنشی معادلِ تنش محاسبه شده در طراحی آزمایش، در کرنش و نرخ کرنش‌های مختلف داشته باشد. از آنجایی که یافتن چنین ماده‌ای مسلماً با مشکلات و تقریب همراه خواهد بود، باید سعی شود که دقیقاً همان ماده با خصوصیات مکانیکی و سوابق عملیات حرارتی کاملاً یکسان در آزمایش استفاده شود. نکته حائز اهمیت دیگر پارامترهای تأثیرگذار در رفتار ماده، مانند رفتار آسیب ماده هستند. در صورتی که بخواهید پارگی یا عدم پارگی نمونه‌ی اصلی را از پارگی یا عدم پارگی نمونه‌ی آزمایشگاهی پیش‌بینی کنید، تمامی پارامترهای تأثیرگذار در شکست یا آسیب ماده باید یکسان در نظر گرفته شوند. این پارامترها به شرح زیر هستند [۱۳-۱۹]:

- کرنش؛
- نرخ کرنش؛
- دما؛
- اندازه دانه؛
- حالت تنش؛

در صورتی که پارامترهای فوق در دو نمونه یکسان باشند، پارامترهایی مثل تنش سیلان، شروع و رشد حفره‌ها و درصد نهایی حفره‌ها، حساسیت به نرخ کرنش و نازک‌شدگی نهایی نیز یکسان

[Downloaded from marine-eng.ir on 2026-11-12]

[DOR: 20.1001.1.17357608.1394.11.21.9.3]

خواهند بود. در میان این پارامترها برخی قابل کنترل هستند و باید یکسان در نظر گرفته شوند، مانند: ترکیب اولیه ماده و عملیات انجام گرفته روی آن، اندازه دانه اولیه و دمای انجام فرآیند. ولی بقیه پارامترها، مانند کرنش و نرخ کرنش و حالت تنش به صورت مستقیم قابل کنترل نیستند و باید طراحی آزمایش بگونه‌ای باشد که این پارامترها نیز در دو نمونه یکسان باشند، تا بتوان از نتایج آزمایش استفاده نمود. یعنی باید توزیع کرنش، نرخ کرنش، و حالت تنش در دو نمونه کاملاً یکسان باشند، تا بتوان انتظار داشت که توزیع اندازه دانه و رفتار آسیب نهایی در دو نمونه نیز یکسان باشند.

۳-زمان و فشار فرآیند

چنانچه بیان گردید، باید کرنش ایجاد شده در دو قطعه نمونه یکسان باشد. از طرفی نرخ کرنش در طول فرآیند نیز باید در طول زمان شکل‌دهی یکسان باشد. با مقایسه این دو موضوع می‌توان نتیجه گرفت که زمان انجام فرآیند نیز در دو نمونه باید یکسان باشد. به عبارتی در صورتی که بخواهید از یک نرخ کرنش یکسان به کرنش یکسان در پایان فرآیند برسید، باید زمان یکسان باشد. به این ترتیب می‌توان گفت که دو پارامتر بی بُعدِ کرنش و حاصلضربِ کرنش در زمان باید در دو نمونه یکسان باشند.

برای بررسی نسبت فشار بین دو نمونه می‌توان از رابطه ساختاری ساده‌ی (۱) کمک گرفت[۲۰و۲۱]:

$$\sigma_e = K\dot{\varepsilon}^m \qquad (۱)$$

در رابطه فوق σ_e تنش معادل، $\dot{\varepsilon}$ نرخ کرنش مؤثر و K ثابت ماده و m حساسیت به نرخ کرنش هستند، که ممکن است به پارامترهای دیگری مثل دما، نرخ کرنش و کرنش وابسته باشند. با توجه به رابطه فوق برای ایجاد نرخ کرنش یکسان در دو نمونه باید تنش معادل یکسانی در دو نمونه ایجاد نمود. برای دستیابی به تنش معادلِ یکسان در دو نمونه، با توجه به انحناهای یکسان در دو نمونه، باید فشار یکسانی به آنها اعمال نمود. به عبارت دیگر می‌توان گفت که کمیت بی‌بُعد فشار به تنش تسلیم، $\frac{\mathrm{Pr}}{\sigma_y}$، باید برای دو نمونه یکسان بوده، تا بتوان انتظار داشت که نرخ کرنش یکسانی در دو نمونه وجود داشته باشد. شایان ذکر است که یکسان بودن فشار و دما و زمان علاوه بر دستیابی به نتایج یکسان در دو نمونه، دارای مزیت‌های زیر است:

- یکسان بودن فشار در دمایی یکسان این امکان را می‌دهد که از صحت عملکرد سیستم آب‌بندی تحت فشار و دمایی که در نمونه اصلی استفاده خواهد شد، مطمئن گردید.
- یکسان بودن دما در فشار یکسان این امکان را می‌دهد که از صحت عملکرد جنس و ابعاد قالب‌های طراحی شده تحت دما و تنش اطمینان حاصل نمود.
- یکسان بودن زمان و دما این امکان را می‌دهد که از صحت عملکرد جنس قالب و گاز مورد استفاده در دما و طول زمان آزمایش از نظر دوام خزشی و همچنین اُکسایش[۷] اطمینان حاصل کرد.

۴-مدل‌سازی و مقایسه نتایج قطعه اصلی با قطعه آزمایشی

در این بخش نمونه واقعی به همراه یک نمونه آزمایشی، با نسبت ابعاد ۱/۲۰ مدل‌سازی شده و پارامترهای هدف با یکدیگر مقایسه می‌شوند. در ابتدا معادله ساختاری مناسب برای ماده ارائه شده، سپس این معادله با داده‌های تجربی واسنجی[۸] می‌شود. در ادامه، این معادله برای مدل‌سازی فرآیند اصلی استفاده می‌گردد.

۴-۱ معادله ساختاری مناسب برای آلیاژ تیتانیوم ۴-۶ در دمای ۹۲۷ °C

روابط ساختاری کارآ که در برگیرنده پارامترهای مؤثر در رفتار مواد سوپرپلاستیک باشند، سهم بسزایی در تحلیل فرآیندهایی که بر روی این مواد انجام می‌گیرد، دارند. در مورد مدل‌سازی عددی فرآیندهایی که بر روی این مواد انجام می‌گیرد در حال حاضر یکی از مهمترین چالش‌ها، معادلات ساختاری این مواد می باشد. در مواد تجاری متعارف و در دمای محیط، رفتار مکانیکی مواد عمدتاً با تنش تسلیم و سخت‌شوندگی آن با کرنش، قابل بیان است. رفتار مواد سوپرپلاستیک علاوه بر وابستگی به سرعت تغییرشکل و ریزساختار[۹]، دارای پیچیدگی‌های دیگری نیز هست. سخت‌شوندگی در این مواد نیز برخلاف سخت‌شوندگی در مواد معمول که تنها به تاریخچه کرنش وابسته است، به اندازه دانه اولیه ماده، دما و زمان تغییر شکل، تاریخچه کرنش و تاریخچه نرخ کرنش وابسته می‌باشد. با توجه به شکل رابطه تنش و نرخ کرنش برای ماده موردنظر در دمای ۹۲۷ °C معادله (۲) بین نرخ کرنش مؤثر و تنش معادل پیشنهاد شده است [۲۰]:

$$\dot{\varepsilon} = \alpha Sinh[\beta(\sigma - r - \sigma_y)] \qquad (۲)$$

در رابطه فوق، $\dot{\varepsilon}$ نرخ کرنش مؤثر، σ تنش معادل، σ_y تنش تسلیم، α و β ثابت‌های ماده هستند و r بیانگر سخت‌شوندگی همسانگرد می‌باشد.

در شرایطی که وابستگی تنش به اندازه دانه نیز حائز اهمیت باشد، تنش معادل به عنوان تابعی از نرخ کرنش مؤثر و اندازه دانه بیان می‌گردد. به عنوان مثال رابطه (۳) برای آلیاژ تیتانیوم ۴-۶ در دمای ۹۲۷ °C ارائه شده است [۲۰]:

[Downloaded from marine-eng.ir on 2026-11-12]

[DOR: 20.1001.1.17357608.1394.11.21.9.3]

$$\dot{\varepsilon} = \frac{\alpha}{d^{\mu}} Sinh[\beta(\sigma - r - \sigma_y)] \qquad (۳)$$

در رابطه فوق d اندازه متوسط دانه است. μ نیز از ثوابت ماده است که بیانگر میزان تأثیر اندازه دانه روی تنش سیلان ماده می باشد. چنانچه در این رابطه مشخص است، با افزایش اندازه دانه در یک مقدار تنش مشخص، نرخ کرنش ماده کاهش می‌یابد. به عبارت دیگر با افزایش اندازه دانه رفتار ماده سخت‌تر خواهد شد. به این پدیده سخت شوندگی رشد دانه گفته می‌شود.

به منظور الحاق سخت‌شوندگی حاصل از رشد دانه به معادلات ساختاری معمولاً از معادله‌ای که بیانگر مقدار رشد دانه‌ها در حین تغییر شکل است، درکنار معادله ساختاری استفاده می‌شود. رشد دانه‌ها می‌تواند در اثر گذشت زمان و یا در اثر تغییر شکل اتفاق بیافتد که در تحقیقات متعدد هر یک از این پدیده‌ها بررسی شده و روابط مناسبی برای این پدیده‌ها ارائه شده است. رشد دانه در دمای بالا در اثر گذر زمان را رشد دانه استاتیکی گویند. رابطه (۴) به منظور بیان اندازه دانه بر حسب زمان برای آلیاژ تیتانیوم ۴-۶ در دمای ۹۲۷ °C ارائه شده است [۲۰]:

$$\dot{d} = \frac{\alpha_1}{d^{\gamma}} \qquad (۴)$$

در هنگام تغییرشکل در اثر اعمال تنش، پدیده پخش اتم‌ها در ماده و در نتیجه ی آن رشد دانه‌ها افزایش خواهد یافت. به رشد دانه در اثر تغییرشکل یا اعمال تنش، رشد دانه دینامیکی گفته می‌شود. برای ماده مورد نظر رابطه (۵) برای بیان تغییرات اندازه دانه در اثر رشد دانه دینامیکی ارائه شده است[۲۰]:

$$\dot{d} = \beta_1 \dot{\varepsilon} \qquad (۵)$$

در رابطه فوق $\dot{\varepsilon}$ نرخ کرنش مؤثر پلاستیک و β_1 ثابت رشد دانه دینامیکی است.

در شکل‌دهی سوپرپلاستیک، آلیاژ تیتانیوم ۴-۶ علاوه بر سخت‌شوندگی حاصل از رشد دانه، رفتار ماده تحت تأثیر سخت-شوندگی داخل دانه‌ها نیز قرار می‌گیرد. پارامتر r در رابطه (۲) بیانگر این نوع سخت‌شوندگی است. میزان سخت‌شوندگی داخل دانه بر حسب کرنش مؤثر پلاستیک توسط رابطه (۶) قابل محاسبه است[۲۰]:

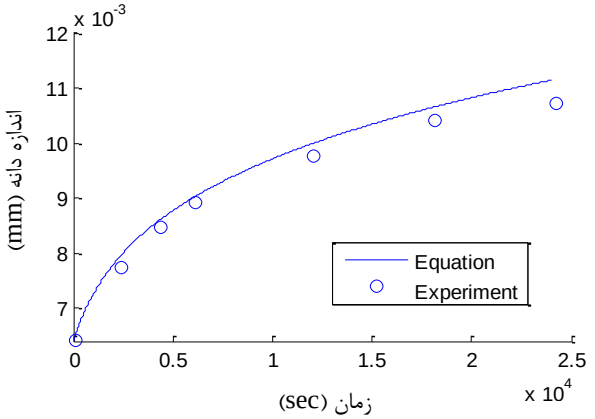
$$\dot{r} = (c_1 - \gamma_1 r)\dot{\varepsilon} \qquad (۶)$$

در رابطه فوق γ_1 و c_1 ثوابت مربوط به سخت‌شوندگی داخل دانه هستند.

در شکل‌دهیِ قطعات با اشکال پیچیده، در جسم، تنش‌های چند محوری ایجاد می‌شود و نیاز به یک رابطه ساختاری فراگیر می‌باشد که پاسخگوی حالت‌های مختلف تنش در جسم باشد. بنابراین معادلات ساختاری یک بُعدیِ ارائه شده، باید در کنار معیاری مثل معیار فون میسز[۱۰] در حل مسائل مختلف بکار گرفته شود.

۴-۲- واسنجی مدل و بررسی صحت آن در تست کشش

پس از الحاق زیربرنامه UMAT[۱۱] به نرم‌افزار آباکوس[۱۲] از نتایج تست کشش و اندازه‌گیری اندازه دانه بر روی ماده آلیاژ تیتانیوم ۴-۶ در دمای ۹۲۷ °C به منظور واسنجی مدل و محاسبه پارامترهای مدل و همچنین بررسی صحت مدل در پیش‌بینی تنش و اندازه دانه استفاده گردید.



شکل ۱ : پیش‌بینی رشد دانه استاتیکی پس از واسنجی مدل رشد دانه استاتیکی، رابطه (۳)

به منظور واسنجی مدل در مرحله اول با استفاده از اندازه دانه‌هائی که بر روی نمونه‌ای بدون کرنش در طول زمان بدست آمده است، ثوابت رشد دانه استاتیکی شامل γ و α_1 قابل محاسبه اند. به منظور محاسبه این ثوابت با استفاده از برنامه متلب[۱۳] این دو ثابت به نحوی محاسبه شده‌اند که رابطه (۳) با اعداد تجربی همخوانی داشته باشد. نتایج پیش‌بینی شده توسط این رابطه با استفاده از ثابت‌های محاسبه شده در شکل ۱ با نتایج تجربی مقایسه شده اند.

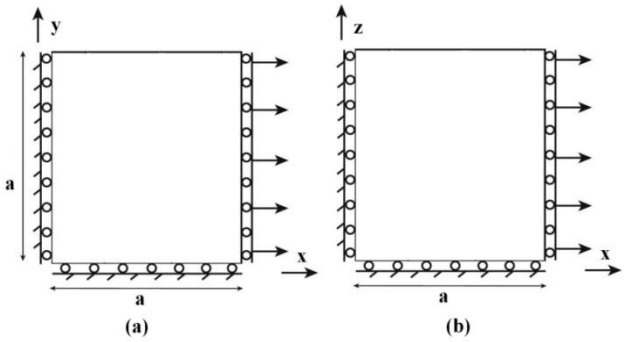
در مرحله بعد برای محاسبه‌ی بقیه پارامترها، آزمایش کشش در نرخ کرنش‌های مختلف در نرم‌افزار آباکوس مدل‌سازی گردید. به منظور مدل‌سازی آزمایش کشش در نرم‌افزار آباکوس، یک قطعه مکعبی با طول a، به مقدار دلخواه که در مدل‌سازی حاضر ۱ در نظر گرفته شده است، ساخته شد. در ادامه شرایط مرزی نشان داده شده در شکل ۲ به مکعب رسم شده، اعمال گردید. همچنان‌که از این شکل مشخص است در صفحات x=0,y=0,z=0 شرط تقارن اعمال شده است. به صفحه x=a ، شرط مرزی سرعت مطابق با معادله (۷) اعمال شده است [۲۲]. سرعت اعمالی به این صفحه به نحوی است که نرخ کرنش ایجاد شده در ماده با گذشت زمان و ازدیاد طول نمونه مقدار ثابت $\dot{\varepsilon}$ باشد.

$$v = a\dot{\varepsilon}\exp(\dot{\varepsilon}t) \qquad (۷)$$

[Downloaded from marine-eng.ir on 2026-11-12]

[DOR: 20.1001.1.17357608.1394.11.21.9.3]

در رابطه فوق t بیانگر زمان است. برای اعمال این سرعت در مدل‌سازی اجزاء محدود، از قابلیت زیربرنامه نویسی UAMP[۱۴]، برای بار اعمالی در نرم‌افزار آباکوس استفاده شده است.



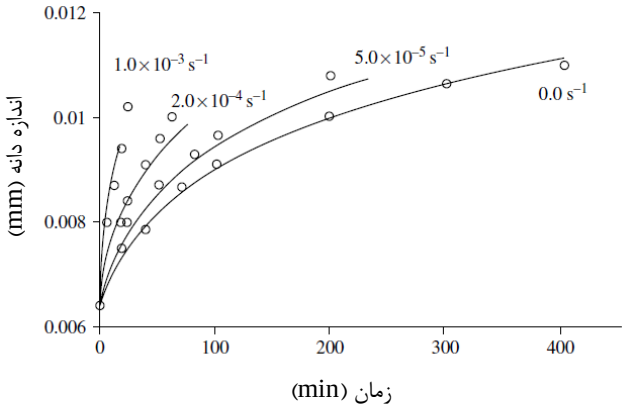
شکل ۲ : شرایط مرزی اعمالی به ماده به منظور مدل‌سازی آزمایش کشش؛ (a) شرایط مرزی در صفحه xy، (b) شرایط مرزی در صفحه xz

از یک المان C3D8R به منظور شبکه بندی مکعب استفاده گردیده و پس از انجام حل، مقادیر تنش و اندازه دانه در کرنش‌های مختلف استخراج گردیده است. پس از مدل‌سازی آزمایش کشش، با توجه به اندازه دانه‌های بدست آمده در آزمایش کشش با سرعت‌های مختلف، ضریب رشد دانه دینامیکی β_1 نیز محاسبه گردیده است. این عمل با چند بار سعی و خطا در نرخ کرنش ۰/۰۰۱ که رشد دانه دینامیکی در آن بیشترین تأثیر را دارد، انجام گرفت. پس از محاسبه ضرایب استاتیکی و دینامیکی رشد دانه، می‌توان با بررسی صحت مدل در پیش‌بینی اندازه دانه در نرخ کرنش‌های دیگر، مدل رشد دانه را بررسی نمود. شکل ۳ محاسبه اندازه دانه در سرعت‌های مختلف را پس از محاسبه ضرایب رشد دانه استاتیکی و دینامیکی نشان می‌دهد.

در ادامه با استفاده از نمودار تنش-کرنش بدست آمده در سرعت‌های کشش مختلف تمامی پارامترهای باقیمانده بدست آمدند. این پارامترها در جدول ۱ بیان شده‌اند و همخوانی مدل پس از واسنجی در نرخ کرنش و کرنش‌های مختلف با نتایج تجربی در شکل ۴ نشان داده شده است.

۴-۳- مدل‌سازی شکل‌دهی با فشار گاز

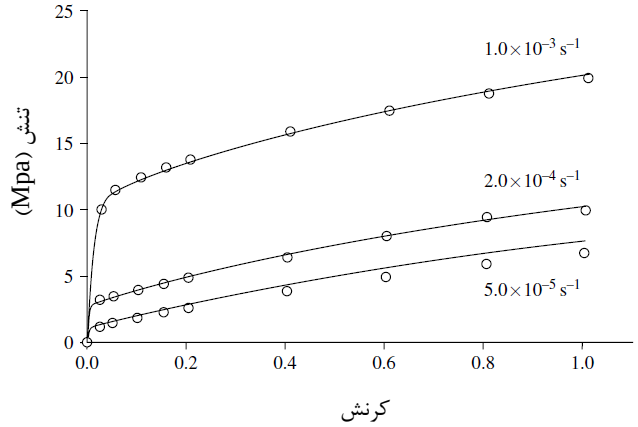
برای بررسی اینکه نتایج بدست آمده در آزمایش شکل‌دهی سوپرپلاستیک-هیدرواستاتیک با ابعادی کوچک‌تر از نمونه واقعی قابل استفاده در تحلیل شکل‌دهی قطعه اصلی است یا خیر، فرآیند شکل‌دهی هر دو نمونه در ادامه مدل‌سازی می‌شود. در ابتدا پارامترهایی که باید ثابت باشند یا با نسبت مشخص تغییر کنند، محاسبه می‌شوند. سپس پارامترهای هدف مانند کرنش، نرخ کرنش، ضخامت نهایی، ارتفاع نهایی و غیره در دو مدل‌سازی با هم



شکل ۳: پیش‌بینی اندازه دانه در نرخ کرنش‌های مختلف بر حسب زمان (نقاط توخالی نتایج تجربی هستند.) [۲۰]

جدول ۱: پارامترهای مدل پس از کالیبره شدن

پارامتر	مقدار	پارامتر	مقدار
$E\ [Mpa]$	۱۰۰۰	α_1	۰/۱۲۸ e-۱۶
ν	۰/۳	β_1	۰/۰۰۳
α	۰/۴۳۷۸ e-۵	C_1	۸/۳۹۷
β	۰/۰۹۱۹	γ_1	۰/۶۶۶
μ	۱/۰۶	γ	۵
$\sigma_y[Mpa]$	۰/۵	$d_0[mm]$	۰/۶۴



شکل ۴: مقایسه تنش پیش بینی شده توسط مدل با نتایج تجربی در نرخ کرنش‌های مختلف (نقاط توخالی نتایج تجربی هستند.) [۲۰]

مقایسه می‌گردند. جدول ۲ مقدار کلیه پارامترهای اولیه و قابل کنترل را در دو مدل‌سازی بیان می‌کند. شایان ذکر است که کلیه پارامترهای مربوط به قطعه که در جدول ۲ بیان شده‌اند در هر دو مدل‌سازی یکسان هستند. زیرا که ماده مورد استفاده و دمای انجام فرآیند در هر دو نمونه، یکسان خواهند بود.

با توجه به شکل محصول نهایی که به صورت یک نیم‌کُره می باشد، مدل‌سازی فرآیند به صورت متقارن محوری در نرم‌افزار آباکوس انجام گرفته است. برای حل از روشِ حل صریح استفاده شده و

[Downloaded from marine-eng.ir on 2026-11-12]

[DOR: 20.1001.1.17357608.1394.11.21.9.3]

قالب مورد استفاده و قطعه ترسیم شده در مدل‌سازی قطعه اصلی در شکل ۵ نشان داده شده است. قالب در این نرم‌افزار به صورت صلب تحلیلی در نظر گرفته شده و برای اعمال شرط مرزی کلیه حرکت‌های قالب محدود گردیده‌اند. لبه انتهای ورق نیز کاملاً ثابت در نظر گرفته شده است. شکل ۶ نحوه شبکه‌بندی قطعه و شکل ۷ شکل ورق پس از تغییرشکل و تنش در نقاط مختلف آن را نشان می‌دهند. با توجه به شکل ۷ می توان دید که تنش محاسبه شده در قطعه کمتر از ۷ مگاپاسکال است. با مقایسه شکل ۷ با شکل ۴ می توان نتیجه گرفت که تنش محاسبه شده صحیح بوده و قطعه در این مرحله نرخ کرنشی در حدود ۰/۰۰۰۲ بر ثانیه دارد. همچنین توزیع تنش ایجاد شده در قطعه بیانگر تنش بیشتر در نوک قطعه نسبت به بقیه قطعه است، که این موضوع نیز با نازک‌شدگی این قسمت نسبت به سایر نقاط قطعه که در آزمایش‌های عملی نیز مشاهده شده است، همخوانی دارد.

۴-۴-مقایسه پارامترهای هدف در دو مدل‌سازی

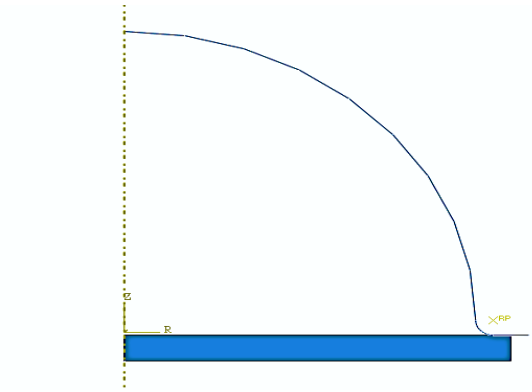
پس از انجام مدل‌سازی برای دو نمونه با ابعاد محاسبه شده، حال می‌توان پارامترهای هدف را در دو مدل‌سازی مقایسه نمود و بررسی کرد که آیا پارامترهای مورد انتظار، یکسان هستند یا خیر؟ پارامترهای هدفی که بررسی می‌شوند، عبارت از میدان‌های کرنش، تنش و نسبت ضخامت نهایی به شعاع قالب، نسبت ارتفاع مرکز ورق در طول زمان شکل‌دهی به شعاع قالب، اندازه دانه نهایی بدست آمده و نرخ کرنش مرکز قطعه در طول زمان هستند.

این پارامترها در نمودارهایی که در ادامه نشان داده شده‌اند در دو نمونه مقایسه شده‌اند. مشاهده می‌گردد که در تمامی این نمودارها انطباق نسبتاً کاملی وجود داشته و تفاوت اندکی در آنها دیده می‌شود. در نمودار شکل ۸ میزان جابجایی مرکز ورق نسبت به شعاع قالب در طول زمان شکل‌دهی نشان داده شده است. با توجه به انطباق این نمودار در دو نمونه می‌توان گفت که ابعاد نهایی نمونه‌ها پس از زمان مشخص شکل‌دهی یکسان خواهد بود.

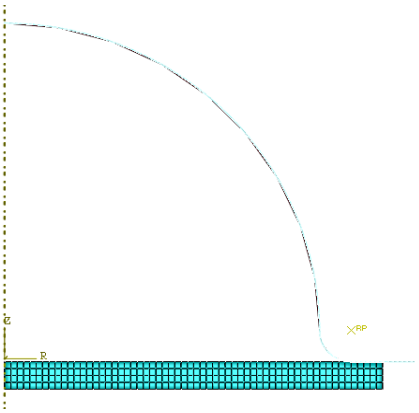
شکل ۹ توزیع دانه در طول قطعه در دو نمونه را نشان می دهد. در هر دو نمونه با توجه به زمان زیاد فرآیند و همچنین کرنش زیاد در قطعه، رشد اندازه دینامیکی و استاتیکی مؤثر خواهند بود. با دقت در شکل ۳ مشخص است که در صورتی که در قطعه‌ای کرنش وجود نداشته باشد و اندازه دانه فقط در اثر رشد دانه استاتیکی افزایش یابد، در زمان فرآیند که برابر با ۱۹۰۰ ثانیه است، رشد دانه کمتر از ۲ میکرون خواهد بود. بنابراین می‌توان گفت که رشد دانه

جدول ۲ : مقادیر پارامترهای اولیه در دو مدل‌سازی

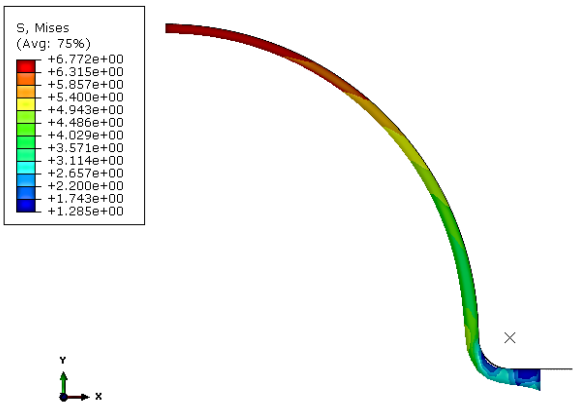
پارامترها	مقادیر درنمونه اصلی	مقادیر در مدل آزمایشی
شعاع قالب R، $[mm]$	۱۰۰۰	۵۰
شعاع ورودی قالب r، $[mm]$	۵۰	۲/۵
ضخامت ورق اولیه t، $[mm]$	۱۱۵	۵/۷۵
قطر اولیه ورق اولیه D، $[mm]$	۲۴۰۰	۱۲۰
فشار فرآیند P،$[Mpa]$	۱/۶	۱/۶
دمای فرآیند T، $[^oC]$	۹۲۷	۹۲۷
زمان انجام فرآیند، $[Sec]$	۱۹۰۰	۱۹۰۰



شکل ۵: نمایی از قطعه مدل شده به همراه قالب در فرآیند اصلی



شکل ۶: شبکه‌بندی استفاده شده برای مدل‌سازی فرآیند اصلی



شکل ۷: تغییرشکل نهایی ورق پس از شکل‌دهی کامل ورق و توزیع تنش محاسبه شده برحسب Mpa در فرآیند اصلی

[Downloaded from marine-eng.ir on 2026-11-12]

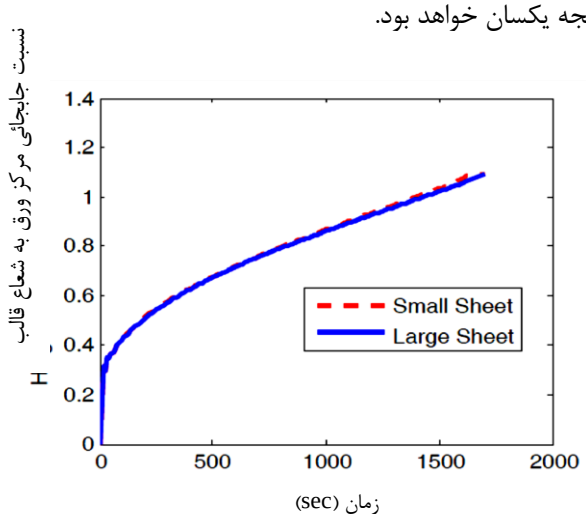
[DOR: 20.1001.1.17357608.1394.11.21.9.3]

استاتیکی در قطعه، کمتر از ۲ میکرون بوده و مابقی رشد دانه رشد دانه دینامیکی است.

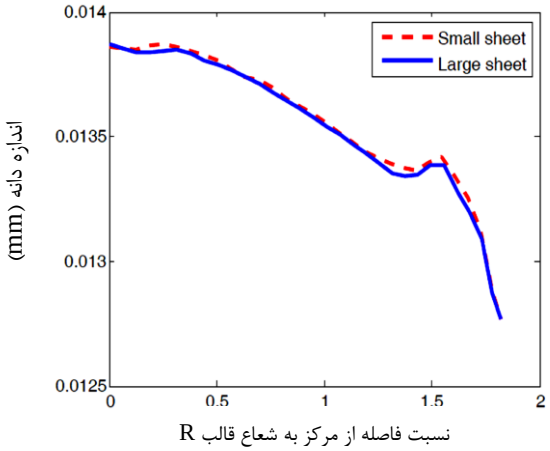
شکل‌های ۱۰ و ۱۱ تنش در مراحل مختلف شکل‌دهی را نشان می‌دهند. با توجه به این شکل‌ها بیشترین تنش در مرکز قطعه ایجاد می‌شود. بنابراین بیشترین تغییر شکل و احتمال نازک‌شدگی و یا پاره شدگی نیز در این نقطه بیشتر است. در شکل ۱۰ دلیل افزایش دوباره تنش، شکل‌دهی ورق در شعاع ورودی قالب می‌باشد. با توجه به انطباق این نمودارها می‌توان گفت که خواص ریزساختاری و مکانیکی دو نمونه یکسان خواهد بود. شکل‌های ۱۰ و ۱۱ یکسان بودن توزیع تنش در دو نمونه را در دو زمان مختلف نشان می‌دهند.

شکل‌های ۱۲ و ۱۳ یکسان بودن کرنش در دو راستا را نشان می‌دهند. با توجه به این شکل‌ها می‌توان گفت که خواصی مثل آسیب نیز که به این پارامترها وابسته است، در دو نمونه یکسان خواهد بود. شایان ذکر است که کلیه وابستگی‌های آسیب در شرایط شکل‌دهی سوپرپلاستیک بصورت تجربی و یا با مدل‌های مختلف مورد بررسی قرار گرفته‌اند [۱۵-۱۷، ۲۳و۲۴]. این وابستگی ها شامل دما، کرنش، نرخ کرنش و حالت تنش هستند، که همگی در دو نمونه با هم برابرند. پس می‌توان گفت آسیب در دو نمونه نیز با هم برابر است. از سوی دیگر با مقایسه شکل‌های ۱۲ و ۱۳ با شکل ۹ معلوم می‌شود که در نقاطی که کرنش بیشتری وجود دارد، رشد دانه نیز بیشتر است. چرا که با افزایش کرنش، رشد دانه دینامیکی نیز افزایش می‌یابد.

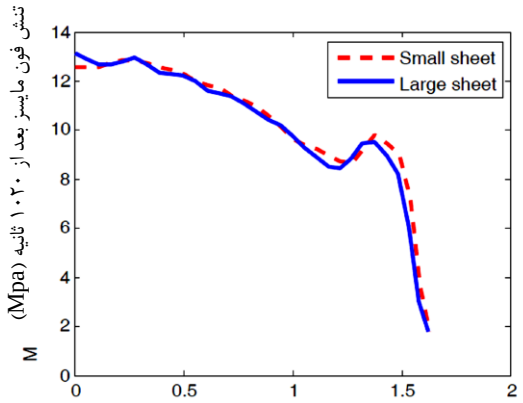
شکل ۱۴ مقایسه تاریخچه نرخ کرنش، در مرکز نیم‌کُره را در دو نمونه نشان می‌دهد. با توجه به این شکل نرخ کرنش نیز در دو نمونه بر هم منطبق است. شایان ذکر است که اگر تاریخچه نرخ کرنش و یا کرنش برای هر یک از نقاط دو نمونه مقایسه گردد، نتیجه یکسان خواهد بود.



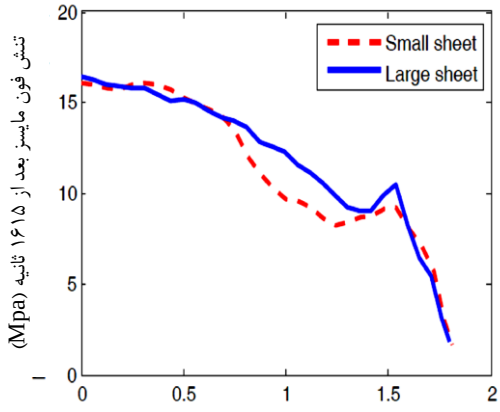
شکل ۸: مقایسه نسبت جابجایی مرکز ورق به شعاع قالب در طول زمان شکل‌دهی در دو نمونه



شکل ۹: مقایسه اندازه دانه نهایی در طول قطعه در دو نمونه



شکل ۱۰: مقایسه تنش معادل پس از ۱۰۲۰ ثانیه شکل‌دهی در طول قطعه در دو نمونه

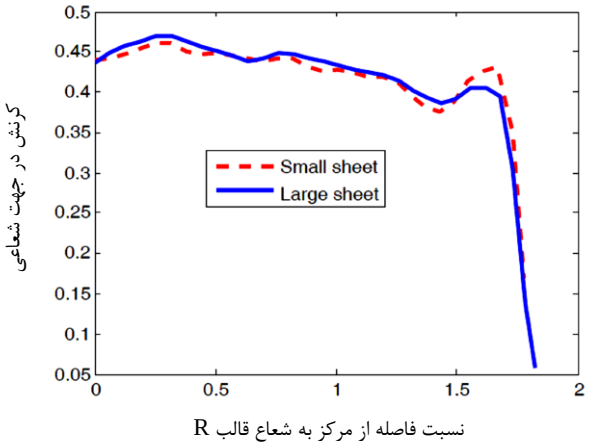


شکل ۱۱: مقایسه تنش معادل پس از ۱۶۱۵ ثانیه شکل‌دهی در طول قطعه در دو نمونه

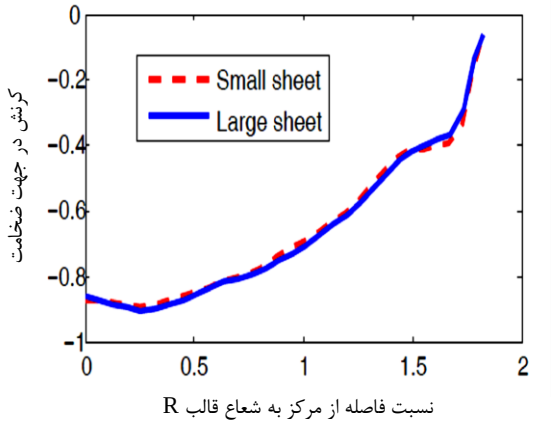
اگرچه در این مقاله، ابعاد نمونه آزمایشگاهی به نحوی پیشنهاد شده که حداکثر شباهت در نتایجِ دو نمونه وجود داشته باشد، ولی باید در نظر داشت که در عمل، تفاوت‌هایی بین دو نمونه وجود خواهد -

[Downloaded from marine-eng.ir on 2026-11-12]

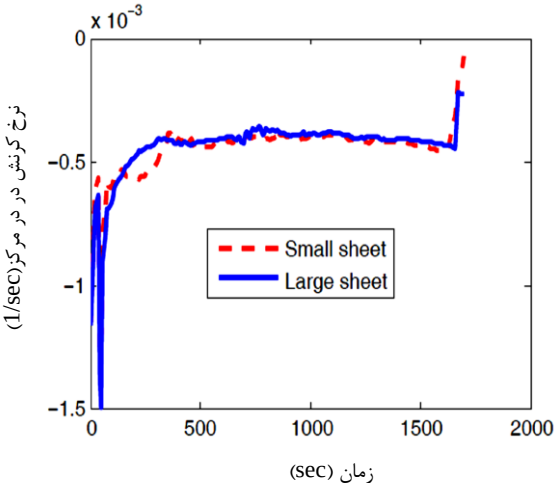
[DOR: 20.1001.1.17357608.1394.11.21.9.3]



شکل ۱۲: مقایسه کرنش در راستای شعاعی پس از شکل‌دهی کامل در طول قطعه در دو نمونه



شکل ۱۳: مقایسه کرنش در راستای ضخامت پس از شکل‌دهی کامل در طول قطعه در دو نمونه



شکل ۱۴: مقایسه تاریخچه نرخ کرنش در مرکز ورق در طول زمان شکل‌دهی در دو نمونه

داشت که موجب خطاء در پیش‌بینی‌ها خواهند گردید. عواملی که باعث خطا خواهند شد عبارتند از:

- احتمال تفاوت در ماده اولیه بدلیل تفاوت در ابعاد و در نتیجه فرآیند ساخت آنها؛
- اثر اندازه قطعه در آسیب با توجه به اینکه با افزایش اندازه قطعه احتمال وجود عیوب افزایش می‌یابد؛
- تفاوت در سیستم‌های کنترل فرآیند با در نظر گرفتن تفاوت‌های دستگاه اصلی و آزمایشی؛

۵- نتیجه‌گیری

در مقاله حاضر در ابتدا معادله ساختاری حاکم بر رفتار سوپرپلاستیک آلیاژ تیتانیوم ۴-۶ ارائه و نشان داده شده، که این معادله رشد دانه و تنش را در نرخ کرنش و کرنش‌های مختلف بدرستی پیش‌بینی می‌کند. بنابراین می‌توان از این معادله به‌منظور تحلیل شکل‌دهی این ماده استفاده نمود. سپس طراحی ابعادی نمونه آزمایشگاهی به گونه‌ای انجام گرفته که بتوان از کیفیت انجام فرآیند آزمایشگاهی و کیفیت قطعه تولید شده در این فرآیند، کیفیت انجام و کیفیت محصولِ فرآیندی با ابعاد بزرگ را پیش‌بینی نمود. نشان داده شد که تمامی ابعاد قطعه آزمایشی باید با یک نسبت، کوچک شوند. ولی فشار، زمان، دما و خصوصیات ماده باید ثابت باشند. پارامترهایی که به عنوان کیفیت محصول قابل مقایسه و پیش‌بینی هستند، شامل توزیع ضخامت نهایی در قطعات و نازک‌شدگی در نقاط مختلف قطعه و امکان پارگی قطعه هستند. با اندازه‌گیری این پارامترها در نمونه آزمایشگاهی می‌توان انتظار داشت که در نمونه واقعی نیز کیفیت به همین صورت باشد. در مورد کیفیت انجام فرآیند و تجهیزات طراحی شده نیز با انجام آزمایش می‌توان از نحوه آب‌بندی، انتخاب جنس و طراحی ابعادی قالب‌ها از نظر تحمل دما و فشار اطمینان حاصل نمود.

هر معادله ساختاری برای هر نوع ماده‌ای، در محدوده ای خاص از تغییراتِ عواملِ مؤثر، رفتار ماده را پیشگوئی می نماید. لذا یکی از کارهای آینده و توسعه‌ای برای بررسی دقیقتر روش ارائه شده در تحلیل ابعادی حاضر، برای مواد و فرآیندهای مختلف، استفاده از معادلات ساختاری دیگر و مقایسه آنها با یک معیار مرجع، بخصوص معادلات ساختاری تعمیم یافته می‌باشد، تا مشخص گردد، بهترین معادله ساختاری و بهترین معیار شکست برای پیشگوئی در تحلیل ابعادی چنین فرآیندهائی کدامند[۲۵و۲۶].

۶-تشکر و قدردانی

این تحقیق جزئی از تحقیقات پروژه‌ی "امکان‌سنجی دستیابی به فناوری ایجاد سازه‌های تیتانیومی تا ۲۰۰۰ متر زیر سطح دریا " با کُد ۲۸۹۳۹۱۲۸۳۰۲۹ در دانشگاه صنعتی مالک‌اشتر بوده و لازم

[Downloaded from marine-eng.ir on 2026-11-12]

[DOR: 20.1001.1.17357608.1394.11.21.9.3]

است از مسؤلین پژوهش دانشگاه صنعتی مالک‌اشتر و نیـز مـدیریت مجتمع دانشگاهی علوم و فناوری زیردریا، جهت حمایـت‌هـای لازم در پیشبرد اهداف این پروژه تاکنون کمال قـدردانی صـورت پـذیرد. کلیه حقوق مادی و معنوی این تحقیق متعلق به دانشـگاه صـنعتی مالک‌اشتر می‌باشد.

کلید واژگان

1-Superplastic Forming
2-Hydrostatic-Superplastic
3-Buckingham's(Π − Theorem) Method
4-Rayleigh's Method
5-Ti-6Al-4V alloy
6-Blank
7-Oxidation
8-Calibration
9-Microstructure
10-Von-Mises
11-User-Material Routine(UMAT)
12-Abaqus
13-Matlab
14-User-Amplitude Routine(UAMP)

۷- مراجع

1- Barnes, A., (2007), Superplastic Forming 40 Years and Still Growing, Journal of Materials Engineering & Performance, Vol. 16, No. 4, pp. 440-453.
2- Bontcheva, N. and Petzov, G., (2003), Microstructure evolution during metal forming processes, Journal of Computational Materials Science, vol. 28, pp. 563-573.
3- Cáceres, C.H. and Wilkinson, D.S., (1984), Large strain behaviour of a superplastic copper alloy-I. Deformation, Journal of Acta Metallurgica, vol. 32, pp. 415-422.
4- Kim, B.N., Hiraga, K., Sakka, Y. and Ahn, B.W. (1999), A grain-boundary diffusion model of dynamic grain growth during superplastic deformation, Journal of Acta Materialia, vol. 47, pp. 3433-3439.
5- Wilkinson, D.S. and Cáceres, C. H., (1984), On the mechanism of strain-enhanced grain growth during superplastic deformation, Journal of Acta Metallurgica, vol. 32, pp. 1335-1345.
6- Yoshizawa, Y.i. and Sakuma, T., (1991), Grain growth acceleration during high temperature deformation in high purity alumina, Journal of Materials Science and Engineering: A, vol. 149, pp. 59-64.
7- Zhou, M. and Dunne, F.P., (1993), Mechanism-based constitutive equation for the superplastic behaviour of a titanium alloy, Journal of Strain Analysis, vol. 31.
8- Hyde, K.B. and Bate, P. S. (2005), Dynamic grain growth in Al-6Ni: Modelling and experiments, Journal of Acta Materialia, vol. 53, pp. 4313-4321.
9- Rabinovich, M.K. and Trifonov, V. G. (1996), Dynamic grain growth during superplastic deformation, Journal of Acta Materialia, vol. 44, pp. 2073-2078.
10- Rofman, O.V. and Bate, P.S., (2010), Dynamic grain growth and particle coarsening in Al-3.5Cu, Journal of Acta Materialia, vol. 58 ,pp. 2527-2534.
11- Anderson, T.L., (2005), Fracture Mechnics: Fundamentals and Applications, Third Edition, CRC Press, Taylor & Francis Group.
12- Gibbings, J.C., (2011), Dimensional Analysis, Springer, ISBN 978-1-84996-316-9.
13- Ghosh, A.K., Bae, D.H and, Semiatin, S.L., (1999), Initiation and early stages of cavity growth during superplastic and hot deformation, Journal of Materials Science Forum , 304-306:609.
14- Hiraga, K. and Nakano, K., (1997), Cavitation damage mechanisms in a superplastic zirconia(3Y-TZP), Journal of Materials Science Forum , 243-245:387.
15- Bae, DH. and Ghosh, A.K., (2002), Cavity growth during superplastic flow in an Al-Mg alloy: I. Experimental stud,. Journal of Acta Materialia, 50:993.
16- Green, W.P., Kulas, M.A., Niazi, A., Oishi, K., Taleff, E., Krajewski, P. and McNelley, T., (2006), Deformation and failure of a superplastic AA5083 aluminum material with a Cu addition. Journal of Metallurgical and Materials Transactions, 37A:2727.
17- Kulas, M.A., Radley, J.R., Krajewski, P. and Taleff, E., (2007), Forming-limit diagrams for hot-forming of AA5083 aluminum sheet: continuously cast material, Journal of Materials Engineering and Performance, 16(3):308.
18- Bae, D., Ghosh, A. and Bradley, J., (2003), Stress-state dependence of cavitation and flow behavior in superplastic aluminum alloys, Journal of Metallurgical and Materials Transactions, 34:2449.
19- Chan, K.C. and Chow, K.K., (2002), The stress state dependence of cavitation in commercial superplastic Al5083 allloy, Materials Letters,56:38.
20- Dunne, F. and Petrinic, N., (2006), Introduction to computational plasticity, Oxford University Press Inc.
21- Xing, H. L., Wang, C. W., Zhang, K. F., and Wang, Z. R., "Recent development in the mechanics of superplasticity", Journal of Materials Processing Technology, Vol. 151, 2004, pp. 196-202.
22- Jafari Nedoushan, R. , Farzin, m. and Mashayekhi, M., (2013), A micro-structural model for prediction of void initiation in superplastic forming, International Journal of Damage Mechanics, 22(8) 1206-1221.
23- Hiraga, K. and Nakano, K., (1997), Cavitation Damage Mechanisms in a Superplastic Zirconia(3Y-TZP), Journal of Material Science Forum 243-245: 387.

[Downloaded from marine-eng.ir on 2026-11-12]
[DOR: 20.1001.1.17357608.1394.11.21.9.3]

24- Ghosh, A.K., and Bae, D.H., and Semiatin, S.L., (1999), Initiation and early stage of cavity growth during superplastic and hot deformation, Journal of Materials Science Forum 304-306: 609.

25- Lin, Y.C. and Xiao-Min, C., (2011), A critical review of experimental results and constitutive descriptions for metals and alloys in hot working, ScienceDirect, Journal of Materials and Design 32, 1733–1759.

26- Khan,A.S.and Liu,H.,(2012), Strain rate and temperature dependent fracture criteria for isotropic and anisotropic metals, International Journal of Plasticity 37, 1–15.

[Downloaded from marine-eng.ir on 2026-11-12]

[DOR: 20.1001.1.17357608.1394.11.21.9.3]