مجله مهندسی مکانیک مدرس، اردیبهشت 1397، دوره 18، شماره 02، ص‌ص 371-382

ماهنامه علمی پژوهشی

مهندسی مکانیک مدرس

mme.modares.ac.ir

بکارگیری فرآیند فورج چند جهته برای تولید تیتانیم خالص با ساختار فوق‌ریزدانه

ایمان انصاریان[1]، محمدحسین شاعری[2*]، محمود ابراهیمی[3]

1- کارشناس‌ارشد، مهندسی مواد، دانشگاه بین المللی امام خمینی (ره)، قزوین

2- استادیار، مهندسی مواد، دانشگاه بین المللی امام خمینی (ره)، قزوین

3- استادیار، مهندسی مکانیک، دانشگاه مراغه، مراغه

* قزوین، صندوق پستی 3414896818، shaeri@eng.ikiu.ac.ir

اطلاعات مقاله

مقاله پژوهشی کامل

دریافت: 30 مهر 1396

پذیرش: 26 دی 1396

ارائه در سایت: 21 بهمن 1396

کلید واژگان:

فورج چند جهته

تیتانیم خالص تجاری

آنالیز المان محدود

خواص مکانیکی

بررسی ریزساختاری

چکیده

تیتانیم خالص تجاری (CP) به دلیل زیست‌سازگاری عالی کاربردهای زیادی در بایومواد و نیز ایمپلنت‌ها دارد. مهم‌ترین نقطه ضعف تیتانیم خالص تجاری استحکام پایین آن در مقایسه با دیگر آلیاژهای تیتانیم است. یکی از روش‌هایی که به وسیله آن می‌توان استحکام تیتانیم را به مقدار قابل توجهی افزایش داد روش‌های تغییر شکل پلاستیک شدید از قبیل فرآیند فورج چندگانه (MDF) هستند؛ بنابراین هدف پژوهش حاضر، بهبود استحکام تیتانیم CP از طریق ریزدانه‌سازی آن به وسیله فرآیند MDF است. بدین منظور قطعات تیتانیم CP پس از 1 ساعت فرآیند آنیل در دمای 800°C، تا 6 پاس تحت فرآیند MDF در دمای محیط قرار گرفتند. بررسی‌های ریزساختاری به وسیله میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی مجهز به EBSD انجام گرفت. خواص مکانیکی نیز توسط آزمون‌های میکروسختی و کشش مطالعه شد، همچنین شبیه‌سازی اجزای محدود با استفاده از نرم‌افزار آباکوس جهت پیش‌بینی توزیع کرنش فرآیند MDF انجام گرفت. نتایج بررسی ریزساختار نشان داد که میانگین اندازه دانه پس از اعمال فرآیند MDF کاهش قابل توجهی می‌یابد و افزایش پاس‌های MDF باعث افزایش ریزدانه‌سازی حین فرآیند MDF می‌گردد. پس از 6 پاس فرآیند MDF میانگین اندازه دانه از 45 میکرون به 390 نانومتر کاهش می‌یابد. نتایج خواص مکانیکی نشان داد که استحکام و سختی نمونه‌ها با انجام فرآیند MDF و افزایش تعداد پاس‌های آن افزایش می‌یابند. سختی و استحکام تیتانیم CP پس از 6 پاس MDF حدود 2 برابر مقادیر متناظر آن‌ها در نمونه آنیل شده به دست می‌آید. همچنین نتایج توزیع کرنش حاصل از شبیه‌سازی و توزیع میکروسختی نمونه‌های MDF شده نیز مطابقت خوبی نشان می‌دهند.

Utilization of multi directional forging for fabrication of ultrafine-grained pure titanium

Iman Ansarian[1], Mohammad Hossein Shaeri[1*], Mahmoud Ebrahimi[2]

1- Materials Science and Engineering Department, Imam Khomeini International University (IKIU), Qazvin, Iran.
2- Mechanical Engineering Department, University of Maragheh, Maragheh, Iran.
* P.O.B. 3414896818 Qazvin, Iran, shaeri@eng.ikiu.ac.ir

ARTICLE INFORMATION

Original Research Paper
Received 22 October 2017
Accepted 16 January 2018
Available Online 10 February 2018

Keywords:
Multi directional forging
Commercial pure titanium
Finite element analysis
Mechanical properties
Microstructure analysis

ABSTRACT

Commercial pure (CP) titanium has many biomedical applications, especially in implants due to its excellent biocompatibility. The major weakness of CP titanium is its low strength compared to the other titanium alloys. One of the methods which can be utilized for enhancement of CP titanium strength is severe plastic deformation methods. Therefore, the aim of this research is to improve the strength of CP titanium by grain refinement through multi directional forging (MDF). For this purpose, after one hour annealing at 800°C, the CP titanium was forged by MDF process up to six passes at ambient temperature. Microstructural analysis was performed by optical microscope and scanning electron microscope equipped with EBSD. Mechanical properties were also studied by Vickers microhardness and tensile tests. The finite element simulation was also applied to predict the strain distribution during MDF process. The results of microstructural analysis showed that the average grain size decreased significantly after the MDF process and increasing pass numbers led to the refinement of grain size. After six passes of the MDF process, the average grain size decreased from 45 micrometers to 390 nm. Mechanical properties results showed that the strength and hardness of specimens were enhanced with MDF process and increasing the number of passes. The hardness and strength of six passes MDFed specimen was about 2 times greater than those of the annealed one. The strain distribution results obtained from the simulation showed good agreement with experimental results of microhardness distribution.

1- مقدمه

در دو دهه گذشته تغییر شکل پلاستیک شدید[1] قابلیت خود را برای تولید مواد فوق‌ریزدانه[2] و حتی نانوساختار در فلزاتی نظیر Al، Mg، Fe، Ni و Ti نشان داده است. همچنین بیشتر کارهای اخیر بر فلزات مکعبی با وجوه مرکز

[1] Severe Plastic Deformation (SPD)

[2] Ultrafine-Grained (UFG)

برای ارجاع به این مقاله از عبارت ذیل استفاده نمایید:

Please cite this article using:

I. Ansarian, M. H. Shaeri, M. Ebrahimi, Utilization of multi directional forging for fabrication of ultrafine-grained pure titanium, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 18, No. 02, pp. 371-382, 2018 (in Persian)

پر[1] انجام شده است و مطالعات انجام شده بر رفتار فلزات هگزاگونال فشرده[2] مانند تیتانیم خالص تجاری[3] محدودتر است [2,1]. از مهم‌ترین روش‌های SPD که به سرعت در حال پیشرفت هستند می‌توان به فرآیند تغییر شکل در کانال‌های همسان زاویه‌دار[4]، فرآیند تغییر شکل پیچشی تحت فشار زیاد[5]، فرآیند نورد تجمعی[6] و فرآیند فورج چندگانه[7] و... اشاره نمود. روش‌های SPD با اعمال تنش‌های برشی بر ماده از طریق افزایش چگالی نابه‌جایی‌ها موجب ریزدانه شدن آن می‌گردد. در واقع طی این فرآیندها بدون ایجاد تخلخل یا ناخالصی اضافی در کل حجم ماده با ایجاد کرنش بسیار بالایی که به ماده وارد می‌شود، دانه‌ها بدون تغییر ابعاد کلی نمونه ریز می‌شود [3-6]. MDF یکی از فرآیندهای به نسبت جدیدتر SPD است که در سال‌های اخیر بر آلیاژهای زیادی اعمال شده است. این فرآیند فورج دو طرف بسته است که نمونه به صورت مکعب مستطیل با نسبت ابعاد متفاوت ساخته شده و سپس در سه محور بر آن فشار اعمال می‌شود، همچنین در این فرآیند می‌توان پس از هر پاس 90 درجه نمونه را حول محور مرکزی دوران داد تا این‌که باندهای برشی در سه بعد با یکدیگر تقاطع کرده و ساختار همگن‌تری نسبت به حالت بدون دوران به دست آید. این فرآیند را در دماها، کرنش‌ها (با توجه به ابعاد نمونه و قالب) و نرخ کرنش‌های مختلفی می‌توان انجام داد. از مزایای این فرآیند می‌توان به قابل کنترل بودن میزان کرنش در هر پاس و تکرارپذیری هر پاس اشاره نمود. در ضمن این فرآیند از پتانسیل بالایی برای تولید نمونه‌های با ابعاد بزرگ برخوردار بوده و قابل استفاده در مقیاس صنعتی است، همچنین به دلیل حالت فشاری در این فرآیند، MDF برای مواد با داکتیلیته پایین قابل استفاده است [7-10].

کرنش مؤثر وارد شده به نمونه در فرآیند MDF پس از هر پاس طبق رابطه (1) محاسبه می‌شود که در آن H و W به ترتیب ارتفاع و پهنای نمونه مورد بررسی است [11].

$$\varepsilon = \frac{2}{\sqrt{3}}\ln(\frac{H}{W}) \qquad (1)$$

تیتانیم CP به دلیل ویژگی‌های مثبتی نظیر چگالی پایین، نقطه ذوب بالا (دیرگدازی)، قابلیت جوش‌کاری مناسب، استحکام ویژه بالا، مقاومت به خوردگی عالی و زیست‌سازگاری عالی کاربردهای فزاینده‌ای در صنایع هوافضا، کشتی‌سازی، خودروسازی و بایو نظیر ایمپلنت‌ها دارد [12-14]. یکی از نقاط ضعف تیتانیم CP استحکام پایین‌تر آن نسبت به آلیاژهای دیگر تیتانیم نظیر Ti-6Al-4V است که این محدودیت با افزایش استحکام از طریق ریزدانه‌سازی به وسیله فرآیندهای SPD قابل رفع است. زیست‌سازگاری آلیاژهای با استحکام بالای تیتانیم نظیر Ti-6Al-4V به دلیل وجود عناصر سمی Al و V از تیتانیم CP کمتر است و حضور عناصر آلیاژی مذکور می‌تواند منجر به بروز عوارض پزشکی نظیر سرطان و آلزایمر شود؛ بنابراین استفاده از تیتانیم CP ریزدانه شده با استحکام بالا به عنوان جایگزین آلیاژ Ti-6Al-4V در ایمپلنت‌ها علاوه‌بر زیست‌سازگاری بالاتر و هزینه کمتر به دلیل ساختار فوق‌ریزدانه و حتی نانوساختار با فعالیت بالا منجر به افزایش چسبندگی به نسوج بدن می‌شود [16,15,13,4].

تاکنون تأثیر برخی فرآیندهای SPD بر رفتار تیتانیم CP مورد بررسی قرار گرفته است. آیسمگالیو و همکاران [17] با انجام فرآیند HPT بر تیتانیم CP گرید 4 در دمای محیط موفق به کاهش اندازه دانه از 40 به 0.105 میکرون و افزایش استحکام نهایی به 1600 مگاپاسکال شدند. لوو و همکاران [18] با انجام 2 و 8 پاس فرآیند ECAP بر براده‌های تیتانیم CP در قالب با زاویه 90 درجه و دمای 450 و 590 درجه سانتی‌گراد به این نتیجه رسیدند که در دمای پایین‌تر به اندازه دانه کوچک‌تری (0.8 میکرون) می‌توان دست یافت و ماکزیمم استحکام تسلیم حدود 650 مگاپاسکال در شرایط 2 پاس فرآیند در دمای 450 درجه سانتی‌گراد به دست آمد. کریمی و همکاران [19] موفق شدند پس از 8 سیکل فرآیند ARB اندازه دانه تیتانیم CP را از 70 به 0.082 میکرون کاهش دهند. سمیتین و همکاران [20] با انجام ECAP در قالب 90 درجه در دمای محیط نتیجه گرفتند که تیتانیم CP دچار شکست می‌شود. ناصری و همکاران [13] در اثر 3 پاس فرآیند ECAP در قالب 120 درجه توانستند استحکام نهایی را از 396 به 715 مگاپاسکال افزایش و اندازه دانه را از 55 به 0.65 میکرون کاهش دهند. نیکبخت و همکاران [12] با انجام فرآیند ترکیبی ECAP و سپس اکستروژن در دمای 400 درجه سانتی‌گراد، مشاهده کردند که مطلوب‌ترین خواص مکانیکی برای نمونه 4 پاس ECAP و سپس اکستروژن شده به دست آمد به طوری که استحکام تسلیم از 341 به 711 مگاپاسکال و استحکام نهایی از 505 به 941 مگاپاسکال افزایش یافته است.

فرآیندهای دیگر SPD تکرارپذیری کمتری نسبت به فرآیند MDF دارند، زیرا که هندسه نمونه و قالب در MDF بسیار ساده‌تر از سایر روش‌های SPD است و نیز منجر به تکرارپذیری بسیار زیاد این فرآیند می‌شود؛ بیشتر دیگر فرآیندها مانند ECAP، HPT و... نسبت به MDF زمان‌بر و هزینه‌بر هستند و امکان انجام برخی از آن‌ها در دمای محیط وجود ندارد، زیرا منجر به شکست تیتانیم CP با ساختار کریستالی hcp می‌شود. همچنین بهبود خواص مکانیکی نظیر استحکام در دمای بالا نسبت به دمای محیط کاهش می‌یابد. انجام فرآیندهای ترکیبی مانند ECAP و اکستروژن به خصوص در دمای بالا مستلزم زمان و هزینه بیشتری است.

با وجود برتری‌های فرآیند MDF نسبت به سایر روش‌های SPD، تولید تیتانیم خالص فوق‌ریزدانه به وسیله فرآیند MDF تاکنون انجام نشده و تأثیر پارامترهای فرآیند مانند تعداد پاس‌های آن بر ریزساختار و خواص مکانیکی تیتانیم خالص بررسی نشده است. هدف پژوهش حاضر بررسی تأثیر فرآیند MDF و تعداد پاس‌های آن بر ریزساختار و خواص مکانیکی تیتانیم خالص است. بدین منظور تیتانیم خالص در دمای محیط تا 6 پاس تحت فرآیند MDF قرار گرفت. با توجه به تأثیر بیشتر اعمال این فرآیند در دمای محیط بر اصلاح ساختار و بهبود خواص مکانیکی آن در مقایسه با دمای بالا، تحقیق پیش‌رو در دمای محیط انجام گرفت. پس از تولید نمونه‌ها در پاس‌های مختلف، خواص مکانیکی (سختی، توزیع سختی و استحکام کششی) و ریزساختار (میکروسکوپ الکترونی و نوری) بررسی شد، همچنین با محاسبه سهم هر یک از مکانیزم‌های استحکام بخشی و استحکام بخشی ناشی از نابه‌جایی‌ها، دانسیته نابه‌جایی‌ها در پاس‌های مختلف فرآیند MDF تخمین زده شد. فرآیند MDF علاوه‌بر بررسی‌های تجربی به وسیله نرم‌افزار آباکوس شبیه‌سازی و توزیع کرنش در مقاطع مختلف نمونه مورد بررسی قرار گرفت و به منظور اعتبارسنجی نتایج شبیه‌سازی، توزیع کرنش به دست آمده از شبیه‌سازی با توزیع میکروسختی حاصل از نتایج تجربی مقایسه شد.

2- آزمون‌های تجربی

شکل 1 تصویر قالب مورد استفاده در پژوهش حاضر را به همراه سنبه‌ها و

[1] Face-Centered Cubic (fcc)
[2] Hexagonal Close-Packed (hcp)
[3] Commercially Pure (CP)
[4] Equal Channel Angular Pressing (ECAP)
[5] High Pressure Torsion (HPT)
[6] Accumulated Roll Bonding (ARB)
[7] Multi directional forging (MDF)

نمونه نشان می‌دهد. جنس این قالب از فولاد ابزار AISI/SAE H13 انتخاب شده و تحت عملیات حرارتی قرار گرفت تا سختی قالب به 52 HRC برسد. ترکیب شیمیایی تسمه تیتانیم BT1 (گرید 2) مورد استفاده که به وسیله اسپکترومتر GNR 7580J اندازه گیری شده در جدول 1 ارائه شده است. پیش از انجام فرآیند MDF، مکعب مستطیل‌هایی به ابعاد 15×10×10 میلی‌متر از ورق نورد شده اولیه تهیه شده و سپس به مدت 1 ساعت در دمای 800 درجه سانتی‌گراد تحت فرآیند آنیل قرار گرفته و در کوره سرد شدند. جهت اعمال نیروی لازم برای فرآیند MDF از دستگاه پرس هیدرولیک با سرعت حرکت پیستون در حالت بارگذاری برابر با 1.6 میلی‌متر بر ثانیه و ظرفیت 100 تن استفاده شد. به منظور کاهش اصطکاک بین نمونه و قالب از روان‌کار مولی‌کت[1] با ترکیب گریس، گرافیت، فلوریدکلسیم و پودر مس استفاده شد. جهت انجام پاس‌های متوالی فرآیند MDF، محورهای اعمال فشار بین پاس‌های مختلف به صورت $X \rightarrow Y \rightarrow Z \rightarrow X, \ldots$ تغییر داده شد. نمای شماتیک تغییر محور اعمال فشار نمونه‌ها بین پاس‌های مختلف MDF در پژوهش اکبری‌پناه و همکاران ارائه شده است [10]. نسبت ابعاد قطعه بعد از انجام هرپاس فرآیند تقریباً بدون تغییر باقی ماند و کرنش حدود 0.47 به نمونه‌ها در هر پاس مطابق رابطه (1) اعمال شد.

سختی نمونه‌ها توسط آزمون سختی ویکرز با استفاده از دستگاه میکروسختی HVS-1000A در نیروی 500 گرم و زمان ساکن شدن[2] 15 ثانیه مطابق با استاندارد ASTM E-384 اندازه‌گیری شد. دستگاه یادشده پیش از اندازه‌گیری سختی نمونه‌ها کالیبره شد. برای تهیه نمونه‌های سختی، مقاطع عرضی به کمک برش نمونه‌ها از وسط (عمود بر راستای طولی) به دست آمد. پس از عملیات سنباده‌زنی و پولیش‌کاری نمونه‌ها برای دستیابی به سطحی کاملاً صیقلی، سختی‌سنجی از نزدیک‌ترین قسمت به مرکز سطح مقطع انجام و برای هر نمونه حداقل 5 بار تکرار و میانگین داده‌ها و انحراف معیار آن نیز محاسبه شد.

آزمون کشش با استفاده از دستگاه زوئیک-روئل[3] ساخت کشور آلمان با ظرفیت 10 تن با سرعت جابجایی فک 1 میلی‌متر بر دقیقه انجام شد. با توجه به کوچک بودن ابعاد نمونه‌های فراوری شده برای انجام آزمون کشش مطابق با استاندارد ASTM، برای این کار از نمونه‌های کششی کوچک (مینیاتوری[4]) مطابق با شکل 2 استفاده شد. طراحی این نمونه‌ها با توجه به ابعاد نمونه‌های MDF تولیدی انجام شد. در بسیاری از پژوهش‌های پیشین نیز از نمونه‌های مینیاتوری برای آزمون کشش استفاده شده است [21-24]. آماده‌سازی نمونه‌های کششی نیز توسط وایرکات از مرکز نمونه‌ها در راستای طولی صورت گرفت. هر آزمون نیز 3 بار تکرار شد.

در این تحقیق از شبیه‌سازی المان محدود با استفاده از نرم‌افزار آباکوس[5] جهت بررسی چگونگی توزیع کرنش در فرآیند MDF استفاده شد. به دلیل این که تست‌های تجربی کار حاضر بیان‌کننده این واقعیت است که تغییر شکل سنبه‌ها و قالب فولادی سخت‌کاری شده نسبت به نمونه تیتانیومی ناچیز است در نتیجه جهت کاهش زمان تحلیل مسأله به صورت صلب (پوسته صلب) مدل شدند. در نتیجه المان از نوع مش R3D4[6] که المان صلب مربعی شکل و شامل 4 گره است، برای سنبه‌ها و قالب در نظر گرفته شد. برای سنبه و قالب نقطه مرجع[7] در نظر گرفته شد. تصویر سنبه، قالب و نمونه مونتاژ شده در شکل 3 نشان داده شده است. به دلیل کاهش زمان تحلیل و بی‌تأثیر بودن قسمت‌های اضافی سنبه و قالب واقعی در پاسخ مسأله شبیه‌سازی، قسمت‌های اضافی قالب و سنبه در شبیه‌سازی حذف شد. نمونه MDF در این شبیه‌سازی به صورت توپر و شکل‌پذیر و المان از نوع مش C3D8R[8] مدل شد. المان مذکور از خانواده المان‌های پیوسته، درجه اول (خطی)، سه بعدی و به شکل مکعب شامل 8 گره بوده که برای اجسام توپر شکل‌پذیر که انحنا ندارند و در حل‌گر صریح (صریح دینامیکی)[9] مناسب است. [25]. نتایج بررسی حساسیت مش نشان داد که اندازه مش کمتر از 1 میلی‌متر برای نمونه جهت MDF مناسب است که اندازه مش 0.75 میلی‌متر یا به عبارتی 3380 المان برای نمونه MDF در نظر گرفته شد، همچنین برای سنبه و قالب به دلیل صلب بودن به اندازه مش پیش‌فرض نرم‌افزار اعتماد شد.

خواص الاستیک شامل مدول الاستیک، خواص پلاستیک شامل تنش و کرنش پلاستیک و نیز چگالی نمونه تیتانیمی به دلیل نوع تحلیل صریح دینامیکی مطابق سیستم بین‌المللی متری اعمال شد. تنش-کرنش پلاستیک از رابطه هولومان[10] که داده‌های آن از آزمون کشش نمونه آنیل اولیه به دست آمده بود، به نمونه نسبت داده شد.

معادله هولومان برای این ماده به صورت $\sigma(\mathrm{MPa}) = 789\ \varepsilon^{0.3074}$ به دست آمد. همچنین با توجه به این‌که نرم‌افزار آباکوس تنش در نقطه صفر را تنش تسلیم در نظر می‌گیرد، این رابطه با توجه به مختصات نقطه تسلیم به $\sigma\ (\mathrm{MPa}) = 789\ (\varepsilon + 0.024)^{0.3074}$ تغییر یافت. ضریب اصطکاک بین فولاد و تیتانیم با روان‌کار مولی‌کت در تحقیق مشابه 0.085 تعریف شده [4]، در تحقیقات مشابه دیگر نیز در محدوده 0.04 تا 0.1 تعریف شده است [26]. در این تحقیق نیز مقادیر مختلف ضریب اصطکاک بین تمام برهم کنش‌ها[11] (سطوح تماس بین قالب، نمونه و سنبه‌ها) با توجه به محدوده مذکور در شبیه‌سازی بررسی شد و در مقدار 0.1 بهترین انطباق بین روند توزیع کرنش با داده‌های تجربی به دست آمد. مقدار ضریب اصطکاک 0.1 تعریف شد. در این شبیه‌سازی بارگذاری فرآیند براساس جابه‌جایی سنبه تعیین شد. قالب و سنبه در شرایط مرزی مسأله به صورت جداگانه مورد بررسی قرار گرفت به این صورت که برای سنبه شرایط مرزی به صورت جابه‌جایی در جهت منفی محور Z در نظر گرفته شد. سرعت حرکت سنبه 0.0016 متر بر ثانیه (در جهت منفی محور Z) مطابق سرعت واقعی پرس در نظر گرفته شد و دوره زمانی 3.125 ثانیه با مقیاس‌های 0.5 ثانیه در ماژول استپ[12] نرم‌افزار نیز برای کل حرکت 5 میلی‌متر سنبه اعمال شد، همچنین جهت مطابقت نتایج تجربی و شبیه‌سازی، روند توزیع میکروسختی نمونه 1 پاس MDF شده در سه راستای X (برش در راستای طولی)، Y و Z مطابق راهنمای شکل 4 به وسیله دستگاه میکروسختی ویکرز اندازه‌گیری شده و با روند توزیع کرنش حاصل از نرم‌افزار در راستاهای یادشده مقایسه شد. با توجه به این‌که هرچه مقدار کرنش پلاستیکی وارده بر نمونه از طریق اعمال فرایند MDF افزایش یابد، سختی نمونه‌ها به دلیل اصلاح ریزساختار بیشتر خواهد شد و در نتیجه مکان‌هایی از نمونه که تحت کرنش‌های بیشتری قرار گرفته دارای مقدار سختی بیشتری خواهند بود؛ بنابراین می‌توان رابطه مستقیمی را بین توزیع کرنش در نمونه (نتایج شبیه‌سازی) با توزیع سختی آن (نتایج عملی) برقرار کرد.

در این پژوهش بررسی ریزساختار توسط میکروسکوپ نوری و

[1] Molykote- 1000 Paste
[2] Dwell Time
[3] Zwick-Roell
[4] Miniature
[5] Abaqus/CAE 6.14-1
[6] 4-node 3-D Bilinear Rigid Quadrilateral
[7] Reference Point (RP)
[8] 8-Node Linear Brick, Reduced Integration, Hourglass Control
[9] Dynamic Explicit
[10] Holloman equation
[11] Interaction
[12] Step module

میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مجهز به پراش الکترون‌های برگشتی (EBSD) انجام گرفت. برای آماده‌سازی نمونه‌ها جهت میکروسکوپ نوری ابتدا نمونه‌ها عمود بر راستای طولی برش داده شد. سپس به روش‌های استاندارد آماده‌سازی، عملیات سنباده‌زنی و پولیش‌کاری انجام شد. جهت ظاهر کردن مرزدانه‌های نمونه‌های آنیل و 1 پاس MDF شده از محلول اچ حاوی 100 میلی‌لیتر آب مقطر، 5 میلی‌لیتر آب اکسیژنه 30% و 2 میلی‌لیتر هیدروفلوئوریک اسید استفاده شد [13]، همچنین نمونه‌های یادشده به مدت زمان حدود 100 ثانیه در محلول یادشده اچ شدند. ساختار نمونه‌های آنیل و نمونه 1 پاس MDF شده به وسیله میکروسکوپ نوری اولیمپس[1] ظاهر شد. تصاویر میدان روشن[2] در بزرگ‌نمایی 500 برابر تهیه شد و برای تعیین اندازه دانه از نرم‌افزار آنالیز تصویری Image-J استفاده شد. برای تعیین میانگین اندازه دانه در هر حالت از 3 تصویر اندازه دانه محاسبه و سپس میانگین گرفته شد. در حالت 1 پاس MDF شده و پاس‌های بالاتر (3 و 6 پاس) به دلیل تشکیل ساختار فوق‌ریزدانه در نمونه‌ها و عدم وضوح کافی در میکروسکوپ نوری، بررسی ریزساختار به وسیله میکروسکوپ الکترونی روبشی مجهز به EBSD انجام شد. برای آماده‌سازی نمونه‌ها جهت آنالیز EBSD پس از تقسیم آن‌ها به دو نیم عمود بر راستای طولی، سطح مقطع مربعی داخل نمونه‌ها (مرکز نمونه‌ها) ابتدا سنباده زنی و پولیش‌کاری مکانیکی و پس از آن پولیش‌کاری ارتعاشی سه مرحله‌ای انجام شد. مرحله آخر آماده‌سازی سطح با استفاده از یون پولیشر EM RES102 پولیش‌کاری یونی انجام شد.

میکروسکوپ الکترونی روبشی زایس ارویگا[3] مجهز به کاتد نشر میدان در ولتاژ 10 kV برای آنالیز پراش الکترون‌های برگشتی مورد استفاده قرار گرفت. برای ارزیابی ریزساختار از نرم‌افزار EDAX OIM TSL7 استفاده شد. همچنین برای ارزیابی ریزساختار برای نمونه‌های 1 و 3 پاس MDF شده سطح روبش 100×100 میکرون با اندازه گام 100 نانومتر و برای نمونه 6 پاس MDF شده سطح روبش 50×30 میکرون با اندازه گام 50 نانومتر استفاده شدند. در نمونه‌های 1 و 3 پاس MDF شده دانه‌ها درشت‌تر بوده و برای روبش سطح نیاز به حرکت با گام‌های بزرگ‌تری است و سطح بیشتری برای دیدن تعداد مناسبی دانه باید روبش شود در حالی که در نمونه 6 پاس MDF شده که دانه‌های ریزتری دارند با حرکت با گام‌های کوچک‌تر که از اندازه دانه آن‌ها کوچک‌تر باشد می‌توان کل مساحت دانه کوچک را روبش کرد و به دلیل ریزتر بودن دانه‌ها، در سطح روبش کمتری تعداد قابل قبولی دانه روبش می‌شود.

3- نتایج و بحث

3-1- ریزساختار

تصاویر میکروسکوپ نوری تیتانیم CP آنیل شده و 1 پاس MDF شده در شکل 5 نشان داده شده است. میانگین اندازه دانه از 45 میکرون برای نمونه آنیل شده به 18 میکرون برای نمونه 1 پاس MDF شده کاهش یافت، به

جدول 1 ترکیب شیمیایی تیتانیم خالص تجاری BT1 مورد استفاده در پژوهش حاضر (درصد وزنی)

Table 1 The chemical composition of BT1 commercial pure titanium used in the current research (in weight %)

V	C	Mn	Fe	A	Ti
0.029	0.043	0.079	0.201	0.372	Base

[1] Olympus B60M
[2] Bright field
[3] Zeiss Auriga

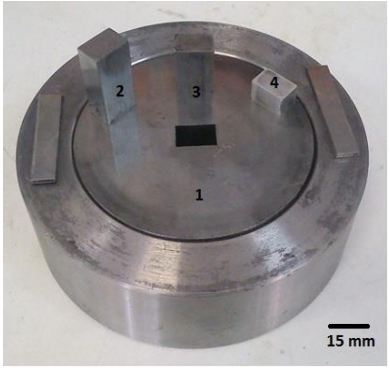

Fig. 1 Image of MDF die and punches used in current research (1. Die, 2. Bigger punch, 3. Smaller punch, 4. Specimen)

شکل 1 تصویر قالب MDF و سنبه‌های تهیه شده برای پژوهش حاضر (1- قالب، 2- سنبه بزرگ، 3- سنبه کوچک و 4- نمونه)

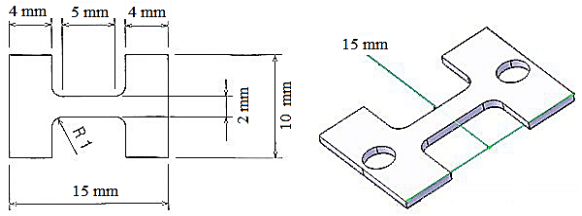

Fig. 4 The schematic of the tensile test specimen designed in current research

شکل 2 شماتیک نمونه‌های آزمون کشش طراحی شده در پژوهش حاضر

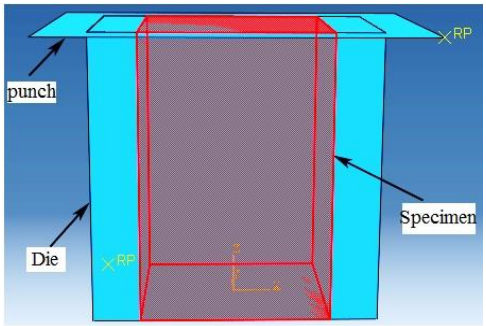

Fig. 3 The images of punch, die and specimen assembled in the software interface

شکل 3 تصایر سنبه، قالب و نمونه مونتاژ شده در محیط نرم‌افزار

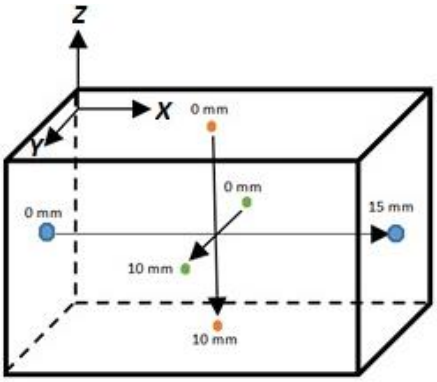

Fig. 4 The paths for measuring the strain distribution (simulation) and the hardness distribution of 1 pass MDFed sample at room temperature

شکل 4 مسیرهای اندازه‌گیری توزیع کرنش (شبیه‌سازی) و توزیع سختی نمونه 1 پاس MDF شده در دمای محیط

عبارت دیگر 1 پاس فرآیند MDF باعث کاهش حدود 3 برابری در اندازه دانه شده است. تصویر نمونه آنیل (شکل 5-a) شامل دانه‌های آلفای تبلور مجدد شده تقریباً کروی شکل به همراه فاز بتا پراکنده شده است که برخی از ذرات بتا با پیکان‌های قرمز رنگ در شکل یادشده مشخص شده‌اند. دلیل وجود این ذرات پراکنده مقدار کم آهن موجود در آنالیز تیتانیم استفاده شده (جدول 1) است. زیرا آهن به شدت فاز بتا را پایدار می‌کند و حلالیت آن در فاز آلفا بسیار اندک است و در حین انجماد یا سرد شدن بعدی پس زده شده و منجر به تشکیل فاز بتا (2 تا 5 درصد حجمی) می‌شود. با قفل کردن مرزدانه‌ها موجب کنترل اندازه دانه فاز آلفا در مرحله تبلور مجدد فرآوری تیتانیم CP می‌شود [27]. تصویر نمونه 1 پاس MDF شده (شکل 5-b) شامل دوقلویی‌های بسیاری است که پس از 1 پاس تغییر شکل توسط فرآیند MDF در ساختار ایجاد شده است. فلزات hcp مانند تیتانیم، سیستم‌های لغزش کافی ندارند؛ بنابراین برای ادامه تغییر شکل مکانیزم دوقلویی فعال شده است. دوقلویی‌ها[1] در شکل مذکور که برخی از آن‌ها با پیکان‌های قرمز رنگ مشخص شده‌اند به شکل نوارهای مستطیلی و یا عدسی شکل است که موجب شکسته شدن دانه‌های ساختار شده‌اند [29,28]. حالت‌های اصلی دوقلویی در تیتانیم خالص $\{10\bar{1}2\}$، $\{11\bar{2}1\}$، $\{11\bar{2}2\}$ است. حالت‌های دوقلویی به طور خاص در مورد تغییر شکل پلاستیک و داکتیلیته در دمای پایین اهمیت دارند، البته اگر محور تنش موازی محور c باشد و نابه‌جایی‌های دارای بردار برگرز قاعده‌ای نتوانند حرکت کنند (به دلیل قرار نداشتن تنش در صفحه لغزش قاعده‌ای)، دوقلویی‌های $\{10\bar{1}2\}$ و $\{11\bar{2}1\}$ طی تغییر شکل در کشش فعال می‌شوند و سبب انبساط در راستای محور c خواهند شد. تحت بارگذاری فشاری موازی با محور c، دوقلویی‌های $\{11\bar{2}2\}$ فعال می‌شوند و موجب انقباض در راستای محور c می‌شوند [27].

در تصاویر شکل 6 نقشه‌های رنگی IPF[2] به دست آمده از EBSD برای نمونه‌های 1، 3 و 6 پاس MDF شده نشان داده شده است. با توجه به پول فیگر[3] راهنمای نشان داده شده در شکل رنگ‌های مختلف جهت‌گیری دانه‌ها را نشان می‌دهد و خطوط سیاه رنگ نیز مرزهای دانه اصلی با زاویه عدم انطباق بیش از 15 درجه را نشان می‌دهند. در تصویر نمونه 1 پاس MDF شده (شکل 6-a) مشابه نتایج میکروسکوپ نوری دوقلویی‌های مکانیکی بسیاری دیده می‌شوند که در اثر تنش برشی اعمالی در پاس اول تشکیل شده‌اند. زیرا در ساختار آنیل اولیه هیچ‌گونه دوقلویی وجود نداشت. تنش برشی اعمالی تأثیر قوی بر جوانه‌زنی دوقلویی به خصوص در مرزدانه‌ها دارد. این دوقلویی‌ها در امتداد مرزدانه‌ها تشکیل نمی‌شوند، بلکه معمولاً از مرز یک دانه شروع و به مرز دانه دیگر ختم شده و موجب بخش بندی و شکسته شدن دانه‌ها شده‌اند. برخی از آن‌ها نیز پیش از رسیدن به مرزدانه متوقف می‌شوند [30-28].

در تیتانیم CP با ساختار hcp صفحات منشوری[4] و پایه هر کدام 3 سیستم لغزش دارند در حالی که فقط دوتای آن وابسته به دیگری است، در نتیجه 4 سیستم لغزش مستقل وجود دارد و نیز لغزش روی صفحات هرمی[5] به تعداد بیشتر افزایش پیدا نمی‌کند، زیرا این لغزش متشکل از یک جزء پایه و یک جزء منشوری است؛ بنابراین نمی‌توان آن را یک سیستم لغزش مستقل در نظر گرفت، همچنین برای تغییر شکل همگن فلزات طبق معیار ون میزز[6] حداقل 5 سیستم لغزش نیاز است. در نتیجه تیتانیم آلفا هگزاگونال پلی‌کریستال باید تغییر شکل به شدت سختی داشته باشد، اما به دلیل دوقلویی‌های مکانیکی که در تصویر نمونه 1 پاس MDF شده (شکل 6-a) نیز دیده می‌شود، تیتانیم دارای شکل‌پذیری خوبی بوده و امکان تغییر شکل شدید آن به وسیله فرآیند MDF حتی در دمای محیط وجود دارد [31]. میانگین اندازه دانه محاسبه شده برای نمونه مذکور 0.98 میکرون به دست آمد. نتایج حاصل از اندازه دانه نمونه 1 پاس MDF شده به وسیله EBSD در مقایسه با نتایج میکروسکوپ نوری متفاوت به دست آمد، که دلیل آن دوقلویی‌ها هستند زیرا در بررسی EBSD دوقلویی‌ها واضح‌تر و بیشتر دیده شدند و مرزهای آن‌ها نیز همان‌طور که در تصویر 6-a مشاهده شد بزرگ زاویه است که در محاسبه نرم‌افزاری مرزهای دوقلویی به عنوان مرزدانه در نظر گرفته شده و در نتیجه اندازه دانه کوچک‌تری به دست می‌آید، ولی در محاسبه اندازه دانه تصویر میکروسکوپ نوری، مرزهای دوقلویی به عنوان مرزدانه در نظر گرفته نشده‌اند که در نتیجه اندازه دانه محاسبه شده بزرگ‌تر به دست آمد، اما با وجود کاهش چشمگیر اندازه دانه، ساختار هنوز کاملاً همسان‌گرد و یکنواخت نشده و دانه‌ها نسبت طول به عرض زیادی دارند که منجر به ایجاد ساختار ناهمسان‌گرد شده است.

با افزایش تعداد پاس‌های فرآیند همان طور که در تصویر نمونه 3 پاس MDF شده (شکل 6-b) مشاهده می‌شود به دلیل تقاطع دوقلویی‌ها، ساختارهای ورقه‌ای[7] ناشی از دوقلویی‌ها تا حدی از بین رفته و ریزساختار نمونه نسبت به نمونه 1 پاس MDF ریزتر و همگن‌تر شده و میانگین اندازه دانه به 0.53 میکرون کاهش یافته است [32]. در واقع دوقلویی‌ها عمدتاً در پاس‌های اول که دانه‌ها درشت هستند تشکیل شده و با فراهم کردن مسیرهای لغزش به وسیله تغییر آرایش صفحات اتمی، سیستم‌های لغزش جدید نسبت به جهت اعمال تنش فعال شده و لغزش بیشتر می‌شود و مکانیزم لغزش در پاس‌های بالاتر فرآیند MDF غالب می‌شود [28].

در شکل 6-c مربوط به نمونه 6 پاس MDF شده (دقت شود که مقیاس تصویر 5 میکرون است) بخش عمده‌ای از ریزساختار فوق‌ریزدانه شده و ساختار تقریباً به طور کامل همگن و یکنواخت شده و دامنه تغییرات اندازه دانه کاهش یافته و دانه‌های تقریباً کروی با میانگین اندازه دانه 0.39 میکرون ایجاد شده است [33,10,9]. تحول ریزساختار ابتدا به وسیله تقسیم شدن دانه‌های اولیه و شکل‌گیری دانه‌های فرعی شامل مرزهای کوچک زاویه (LAGBs)[8] آغاز شده است، سپس به دلیل لغزش چند جهته و افزایش زاویه عدم انطباق[9] LAGBs به دلیل تجمع نابه‌جایی، LAGBs به مرزهای بزرگ زاویه (HAGBs)[10] تبدیل شده و در نهایت به دلیل مهاجرت HAGBs مرزهای ساختار فوق‌ریزدانه تثبیت شده است [16]. با افزایش پاس‌های فرآیند MDF نرخ کاهش اندازه دانه‌ها کاهش یافته است، زیرا پتانسیل دانه‌ها برای ریز شدن به دلیل اشباع تدریجی نابه‌جایی‌ها کاهش یافته است. در واقع نابه‌جایی‌ها برای اضافه شدن به ساختار کارسرد شده با میدان‌های تنشی شدیدتری مواجه هستند.

3-2- استحکام کششی

منحنی‌های تنش-کرنش مهندسی نمونه آنیل اولیه و نمونه‌های MDF شده در شکل 7 نشان داده شده‌اند. اطلاعات مربوط به استحکام تسلیم، استحکام

[1] Twins
[2] Inverse pole figure
[3] Pole figure
[4] Prism planes
[5] Pyramidal planes
[6] Von-Mises
[7] Lamellar structure
[8] Low angle grain boundary
[9] Misorientation
[10] High angle grain boundary

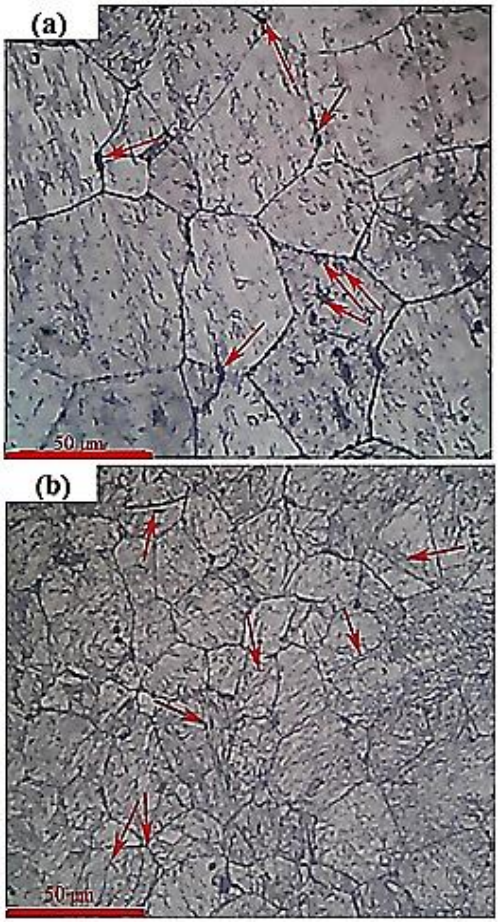

Fig. 5 Optical images of CP-titanium, a- annealed and b- 1 pass MDFed at ambient temperature

شکل 5 تصاویر میکروسکوپ نوری تیتانیم CP، الف- آنیل شده و ب- 1 پاس MDF شده در دمای محیط

کششی نهایی، کرنش پلاستیک و مساحت زیر منحنی تنش-کرنش (چقرمگی) حاصل از نمودارها نیز در جدول 2 ارائه شده است. نمونه واقعی پیش و پس از انجام تست کشش در شکل 8 نشان داده شده است که افزایش طول نمونه بعد از تست و همچنین رخداد گردنی شدن در آن نشان می‌دهد که تست کشش نمونه‌ها کاملاً اصولی و درست انجام شده است. با توجه به جدول 2 مشاهده می‌شود که استحکام تسلیم و استحکام کششی نهایی نمونه‌ها در اثر فرآیند MDF و نیز با افزایش پاس‌های فرآیند افزایش یافته است به طوری که پس از 6 پاس فرآیند MDF استحکام تسلیم و استحکام کششی نهایی به ترتیب حدود 2.7 و 2 برابر افزایش یافتند. نرخ افزایش استحکام‌ها روند کاهنده را نشان می‌دهد، به طوری که استحکام نمونه‌های 5 و 6 پاس MDF شده تفاوت اندکی با یکدیگر دارند، زیرا مکانیزم کارسختی (افزایش چگالی نابه‌جایی‌ها) علت اصلی افزایش قابل توجه استحکام در کرنش‌های نسبتاً پایین است، در حالی که با افزایش تعداد پاس‌ها مکانیزم ریزدانه‌سازی در افزایش استحکام غالب می‌شود [16]، همچنین قابلیت کارسخت شدن مواد پس از MDF کاهش یافته است، زیرا با توجه به جدول 2 نسبت σ_{UTS}/σ_y برای نمونه اولیه 1.77 است که پس از 1 پاس MDF این نسبت به 1.26 رسیده و تقریباً ثابت باقی می‌ماند. کاهش نسبت σ_{UTS}/σ_y بعد از 1 پاس MDF نشان می‌دهد که اعمال فرآیند MDF، منجر به نزدیک شدن σ_y به σ_{UTS} می‌شود. یعنی نرخ کارسختی ماده بعد از MDF کاهش می‌یابد. به عبارت دیگر در اثر فرآیند MDF، تسلیم شدن نسبت به ناپایداری

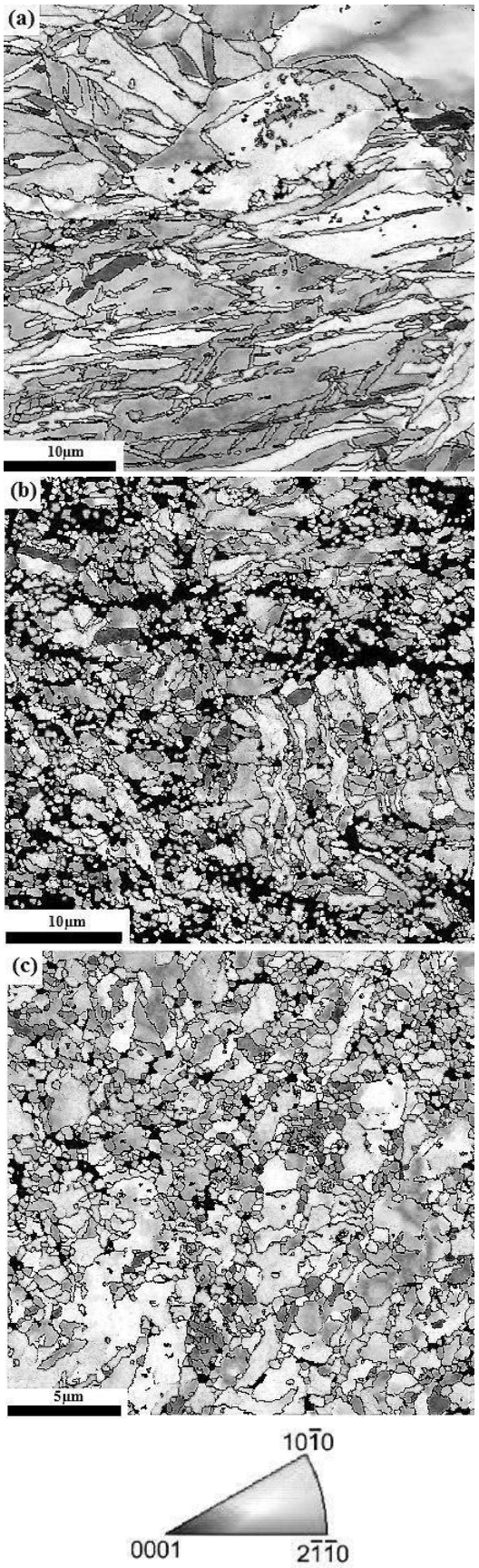

Fig. 6 EBSD analysis of MDFed specimens, a- 1 pass MDFed, b- 3 passes MDFed and c- 6 passes MDFed

شکل 6 آنالیز EBSD نمونه‌های، الف- 1 پاس MDF شده، ب- 3 پاس MDF شده و ج- 6 پاس MDF شده

در کشش با سرعت بیشتری به تعویق افتاده است.

با توجه به این‌که چقرمگی وابسته به استحکام و ازدیاد طول ماده است و مقدار آن با افزایش استحکام و ازدیاد طول ماده افزایش می‌یابد؛ بنابراین فرآیند MDF منجر به بهبود چقرمگی تمام نمونه‌ها شد. چقرمگی نمونه 1 و 6 پاس MDF شده نسبت به حالت آنیل به ترتیب حدود 30% و 46% افزایش یافت. همچنین ازدیاد طول نمونه‌ها نیز تا پاس سوم که تقریباً کارسختی اثر زیادی بر استحکام بخشی دارد کاهش یافته و در پاس‌های پنجم و ششم نیز به دلیل ساختار فوق ریزدانه تشکیل شده افزایش یافت. افزایش 30 درصدی چقرمگی و کاهش جزئی ازدیاد طول (حدود 6%) در نمونه 1 پاس MDF شده نتیجه بسیار مطلوبی است که به دلیل دوقلویی‌های مکانیکی تشکیل شده در پاس اول فرآیند MDF است، زیرا لبه‌های تیز ناشی از دوقلویی ناحیه‌هایی با تمرکز تنش بالا هستند که برای ایجاد تغییر شکل لغزشی وارد عمل می‌شوند. وقتی فلزی دوقلویی پیدا می‌کند شبکه در ناحیه دوقلویی شده آرایش خود را چنان تغییر می‌دهد که صفحه‌های لغزش بتوانند در برابر تنش اعمالی آرایش مناسب‌تری پیدا کنند، همچنین با کاهش اندازه دانه کسر حجمی دوقلویی‌های تشکیل شده در تیتانیم CP کاهش می‌یابد [30,28]. در واقع در نمونه 3 پاس MDF شده اکثر دوقلویی‌ها، دوقلویی‌هایی هستند که از پاس اول فرآیند تشکیل شده و به دلیل کارسختی زیادتر در پاس سوم ازدیاد طول کاهش بیشتری پیدا کرده و چقرمگی آن نیز به دلیل کاهش ازدیاد طول قابل ملاحظه نسبت به نمونه 1 پاس MDF شده کاهش یافته است. در حین کارسختی نمونه‌ها به دلیل افزایش چگالی نابه‌جایی‌ها، حرکت نابه‌جایی‌ها دشوار شده و درنتیجه آن شکل‌پذیری (ازدیاد طول) ماده کاهش می‌یابد. در نمونه‌های 5 و 6 پاس MDF شده حین تشکیل ساختار فوق‌ریزدانه، مرزهای کوچک‌زاویه به بزرگ‌زاویه تبدیل می‌شوند. افزایش کسر مرزهای بزرگ‌زاویه موجب جذب نابه‌جایی‌های زیادی به مرزهای دانه می‌شود؛ بنابراین تمایل ماده برای موضعی شدن اولیه کرنش کاهش می‌یابد و در نتیجه ازدیاد طول افزایش جزئی نسبت به نمونه 3 پاس MDF شده دارد. در ضمن با توجه به این‌که نمونه‌های 5 و 6 پاس استحکام و همچنین ازدیاد طول بیشتری نسبت به نمونه 3 پاس دارند، چقرمگی آن‌ها نیز به مقدار قابل ملاحظه‌ای بیشتر شده است.

با استفاده از استحکام‌های تسلیم کششی و نیز اندازه دانه‌های به دست آمده در بخش ریزساختار، رابطه بین استحکام تسلیم و اندازه دانه (رابطه هال-پچ)[1] محاسبه شده و در شکل 9 نشان داده شده است. این رابطه برای مواد فوق ریزدانه (100 تا 1000 نانومتر) کاربرد دارد و ارتباط خطی بین استحکام تسلیم و عکس مجذور اندازه دانه را بیان می‌کند. صورت کلی این رابطه به شکل رابطه (2) است [35,34].

$$\sigma_y = \sigma_o + \mathrm{k}d^{-\frac{1}{2}} \qquad (2)$$

که در آن σ_y استحکام تسلیم ماده، d اندازه قطر دانه، σ_o (عرض از مبدا) تنش اصطکاکی یا همان مقاومت کلی شبکه در برابر حرکت نابه‌جایی‌هاست و k (شیب خط) پارامتر قفل شدن که نشان‌دهنده میزان اثر مرزدانه در سخت شدن ماده و به عبارتی جلوگیری از حرکت نابه‌جایی و افزایش استحکام است. در تحقیقات انجام شده بر تیتانیم CP که تا 6 سیکل در دمای محیط تحت ARB قرار گرفته است، مقادیر k و σ_o به ترتیب حدود (200 MPa ($\mu m^{-1/2}$ و 251 MPa گزارش شد که نزدیک به ثوابت شکل 9 است [16]. در تحقیقات دیگر نیز مقادیر k و σ_o در محدوده بین 270 تا (MPa ($\mu m^{-1/2}$ 400 و 78.45 تا 246 MPa گزارش شده است [36,35.18,16]. مقدارهای رایج پذیرفته شده برای k و σ_o برای تیتانیم خالص که به درستی آنیل شده و دانسیته نابه‌جایی‌های پایین و تعداد کمی مرزهای کوچک زاویه دارد، به ترتیب (400 MPa ($\mu m^{-1/2}$ و 78.45 MPa گزارش شده است، اما اعداد دیگر که در تحقیقات پیشین یاد شد اشاره به این دارند که در تیتانیم به شدت تغییر شکل داده شده، σ_o تمایل به افزایش و k تمایل به کاهش پیدا می‌کند. تغییر فرآیند و ترکیب مواد نیز می‌تواند مقداری اختلاف در k و σ_o ایجاد کند. [36].

در این پژوهش استحکام بخشی از طریق افزایش چگالی نابه‌جایی‌ها (کارسختی) و کاهش اندازه دانه مکانیزم‌های غالب استحکام بخشی تیتانیم CP می‌باشند. در طول کارسختی که مبنی بر تکثیر نابه‌جایی‌ها، تحرک نابه‌جایی‌ها و برهم‌کنش نابه‌جایی‌هاست، منابع نابه‌جایی (منابع فرانک-رید[2]) فعال شده و تعداد نابه‌جایی‌ها افزایش می‌یابد. از آن‌جایی که میدان‌های کرنشی نابه‌جایی‌ها به دلیل اعوجاج شبکه وارد می‌شوند، میدان‌های کرنش نابه‌جایی‌ها می‌توانند با یکدیگر واکنش دهند. اگر آن‌ها مجاور هم قرار بگیرند، حرکت نابه‌جایی بعدی از میان میدان کرنش سخت‌تر می‌شود؛ بنابراین افزایش مقدار تغییر شکل پلاستیک منجر به افزایش قابل توجه در استحکام تسلیم شده است. افزایش استحکام تسلیم ناشی از نابه‌جایی‌ها (σ_d) متناسب با دانسیته نابه‌جایی‌ها (ρ) است که براساس رابطه تیلور[3] به صورت رابطه (3) بیان می‌شود [16].

$$\sigma_d = \alpha M G b \rho^{\frac{1}{2}} \qquad (3)$$

که α ثابت ماده برابر با 0.33، G مدول برشی که برای Ti برابر 45 گیگاپاسکال، M نماینده فاکتور تیلور برابر 3 و b بردار برگرز که برای تیتانیم CP برابر 0.295 نانومتر ذکر شده است. مفهوم افزایش در چگالی نابه‌جایی‌ها آن است که مواد در حضور یک گرادیان تنش بیشتر کارسخت می‌شوند.

هنگامی که مواد به گونه‌ای تغییر شکل داده شوند که گرادیان‌های کرنش پلاستیک وجود داشته باشند، بیشتر از موادی که چنین گرادیان‌هایی ندارند، کارسخت می‌شوند. در این مواد استحکام به واسطه نابه‌جایی‌های هندسی برای پر کردن فضای عدم انطباق افزایش می‌یابد. این نابه‌جایی‌ها با نابه‌جایی‌های سیلان درگیر می‌شوند. همان‌طور که در نتایج تحقیقات یادشده و نیز در نتایج شبیه‌سازی و توزیع سختی سنجی این پژوهش در بخش بعد آورده شده است، در فرآیند MDF با نزدیک شدن به مرکز نمونه، ناحیه ریزدانه‌تر با کرنش بالاتری دیده شده است، یعنی توزیع کرنش در قسمت‌های مختلف نمونه فرق می‌کند [39,38,37,16].

ارتباط قوی بین اندازه دانه و خواص مکانیکی فلزات شناخته شده است. در طول تغییر شکل به منظور وقوع لغزش از یک دانه به دانه همسایه، تنش در رأس نابه‌جایی‌های انباشت داخل دانه‌ای نزدیک به مرزدانه همسایه باید از مقدار بحرانی تجاوز کند. در حقیقت مرزدانه‌ها مانع جدی تحرک نابه‌جایی‌ها هستند و سبب می‌شوند نابه‌جایی‌ها در پشت مرزها روی صفحه‌های لغزش خود انباشته شوند. درنتیجه تولید کردن مواد با اندازه دانه‌های ریز که شامل مرزدانه‌های بیشتری هستند، منجر به ایجاد موانع بیشتری برای لغزش نابه‌جایی می‌شود. افزایش یافتن استحکام تسلیم با کاهش اندازه دانه برای طیف گسترده‌ای از فلزات گوناگون با رابطه هال-پچ به صورت $\sigma_g = kd^{-1/2}$ که پیشتر نیز در رابطه (2) به صورت کلی بیان شده است، ارائه می‌شود. که d میانگین اندازه دانه، k شیب خط هال-پچ و σ_g افزایش استحکام تسلیم ناشی از مرزدانه‌هاست [28,16]. استحکام تسلیم مواد SPD شده به وسیله ترکیب

[1] Hall-Petch

[2] Frank-Read

[3] Taylor

کردن تمام اجزای مکانیزم‌های استحکام‌دهی می‌تواند پیش‌بینی شود. هر یک از اجزا (σ_o، σ_d، σ_g) تأثیر مهم روی استحکام تسلیم دارند و هریک از آن‌ها نیز با یکدیگر مرتبط هستند؛ بنابراین رابطه خطی نمی‌توان برای محاسبه تنش تسلیم (σ_y) بیان کرد. در نتیجه باید یک اصلاح میانگین ریشه مربعات بین اجزای استحکام‌دهی انجام شود که تنش تسلیم تیتانیم CP، SPD شده با معادله (4) پیش‌بینی می‌شود (که در آن σ_o نیز همان تنش اصطکاکی شبکه است) [16].

$$\sigma_y = (\sigma_o{}^2 + \sigma_g{}^2 + \sigma_d{}^2)^{\frac{1}{2}} \quad (4)$$

با در نظر گرفتن سهم استحکام بخشی ناشی از دانسیته نابه‌جایی‌ها و مرزهای دانه به عنوان مکانیزم‌های غالب استحکام بخشی، سهم استحکام بخشی ناشی از دانسیته نابه‌جایی‌ها (σ_d) با استفاده از رابطه (4) برای پژوهش حاضر تخمین زده شد. بدین منظور سهم استحکام بخشی ناشی از مرزدانه (σ_g) با استفاده از رابطه $\sigma_g = kd^{-1/2}$ محاسبه شد (مقدار k در شکل 9 همان شیب خط است) و σ_o (عرض از مبدا در شکل 9) نیز برای نمونه‌های MDF شده در دمای محیط محاسبه شده است. همچنین مقادیر σ_y (استحکام‌های تسلیم) نیز در جدول 2 محاسبه شده است. در نتیجه با قرار دادن مقادیر σ_o، σ_g و σ_y در رابطه (4)، سهم استحکام بخشی ناشی از دانسیته نابه‌جایی‌ها (σ_d) به دست آمد. سپس با استفاده از رابطه تیلور (رابطه 3) مقدار دانسیته نابه‌جایی‌ها نیز تخمین زده شد.

مقادیر سهم هر یک از فاکتورهای سهیم در استحکام در جدول 3 و همچنین تغییرات دانسیته نابه‌جایی‌ها در شکل 10 نشان داده شده است. با توجه به جدول 3 مقایسه دو مکانیزم استحکام بخشی ناشی از دانسیته نابه‌جایی‌ها (σ_d) و مرزدانه‌ها (σ_g) نشان می‌دهد که ابتدا افزایش دانسیته نابه‌جایی‌ها مکانیزم غالب استحکام بخشی بوده و با افزایش تعداد پاس‌ها افزایش مرزدانه‌های ناشی از ریزدانه‌سازی به مکانیزم غالب افزایش استحکام تسلیم تبدیل شده است [16]، همچنین با توجه به شکل 10 مشخص است که دانسیته نابه‌جایی‌ها با نرخ کاهنده افزایش یافته است که ممکن است به دلیل تبدیل تدریجی مرزهای کوچک‌زاویه به مرزهای بزرگ‌زاویه و اشباع شدن تدریجی نابه‌جایی‌ها باشد.

3-3- سختی

شکل 11 تغییرات سختی برحسب تعداد پاس برای نمونه‌های MDF شده در دمای محیط را نشان می‌دهد. مشاهده می‌شود که سختی نمونه‌ها متناسب با استحکام با افزایش تعداد پاس‌های فرآیند MDF روند صعودی دارد. به عنوان مثال پس از 6 پاس فرآیند MDF سختی از 136 به 268 ویکرز یعنی حدود

جدول 2 اطلاعات به دست آمده از آزمون کشش (استحکام تسلیم (σ_y)، استحکام کششی نهایی (σ_{UTS})، ازدیاد طول ($el.$)، چقرمگی (U_T) و نسبت σ_{UTS}/σ_y) نمونه آنیل و MDF شده در دمای محیط

Table 2 Yield strength (σ_y), tensile strength (σ_{UTS}), elongation ($el.$), thoughness (U_T) and σ_{UTS}/σ_y of annealed specimens before and after MDF process at ambient temperature

نمونه	σ_y (MPa)	σ_{UTS} (MPa)	(%) $el.$	U_T (MPa)	σ_{UTS}/σ_y
نمونه آنیل اولیه	228	404	29.4	102.4	1.77
نمونه آنیل 1 پاس	433	547	27.6	132.4	1.26
نمونه آنیل 3 پاس	560	698	18.2	111.2	1.24
نمونه آنیل 5 پاس	598	796	21.3	143.5	1.33
نمونه آنیل 6 پاس	615	811	21.8	150	1.31

جدول 3 فاکتورهای سهیم در استحکام بخشی ناشی از مرزدانه‌ها و نابه‌جایی‌ها برای نمونه‌های MDF شده در دمای محیط

Table 3 Strengthening contributions factors of the grain boundaries and dislocations for MDFed specimens at ambient temperature

نمونه	(MPa) σ_y	(MPa) σ_g Aa	(MPa) σ_0	(MPa) σ_d
1 پاس	433	180	272	285
3 پاس	560	180	369	381
6 پاس	615	180	431	400

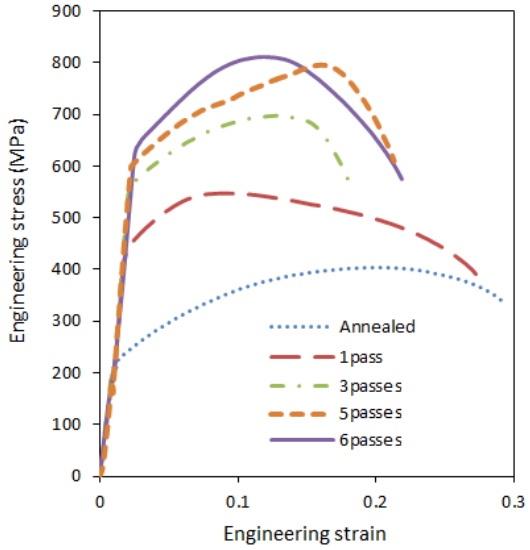

Fig. 7 Stress-strain curves of annealed specimens before and after MDF process at ambient temperature

شکل 7 منحنی‌های تنش-کرنش مهندسی نمونه آنیل پیش و پس از MDF در دمای محیط

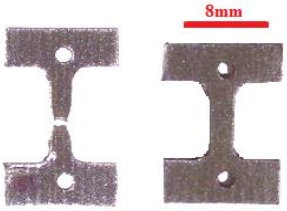

Fig. 8 Image of tensile test specimens of CP-titanium before and after the tensile test

شکل 8 تصویر نمونه تست کشش تیتانیم CP پیش و پس از انجام آزمون کشش

2 برابر نسبت به تیتانیم CP حالت آنیل افزایش یافت، همچنین روند افزایش سختی نرخ کاهنده دارد، یعنی در پاس‌های اول بخصوص پاس اول فرآیند نرخ افزایش بیشتر و به تدریج نرخ افزایش کمتر شده است. به عنوان مثال در پاس اول فرآیند نسبت به حالت آنیل حدود 54 و در پاس ششم نسبت به پاس پنجم حدود 1.5% سختی افزایش یافته، یعنی تقریباً ثابت شده است. در واقع چگالی نابه‌جایی‌ها و ریزشدن دانه‌ها تقریباً به حد اشباع رسیده است. دلیل مهم کاهنده بودن نرخ افزایش سختی نیز می‌تواند کاهنده بودن نرخ کاهش اندازه دانه باشد، زیرا اندازه دانه در پاس اول فرآیند MDF به دلیل مرزهای بزرگ زاویه ناشی از دوقلویی‌ها کاهش زیادی داشته در نتیجه سختی نیز افزایش زیادی داشته است.

4-3- توزیع کرنش و توزیع سختی

به منظور بررسی چگونگی توزیع کرنش در فرآیند MDF، این فرآیند با

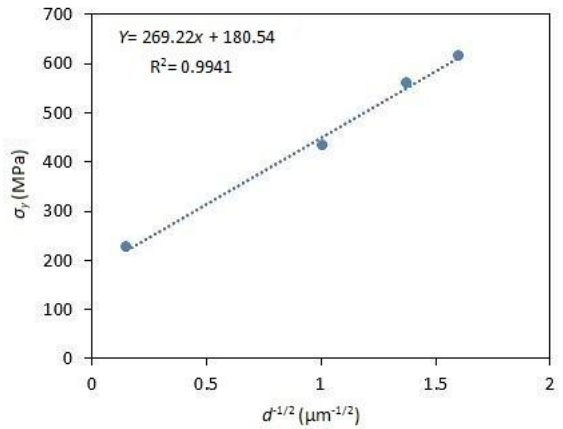

Fig. 9 The relationship between the grain size and the yield strength (Hull-Patch) of CP-titanium processed by MDF at ambient temperature

شکل 9 رابطه بین اندازه دانه و استحکام تسلیم (هال-پچ) تیتانیم CP فرآوری شده به وسیله MDF در دمای محیط

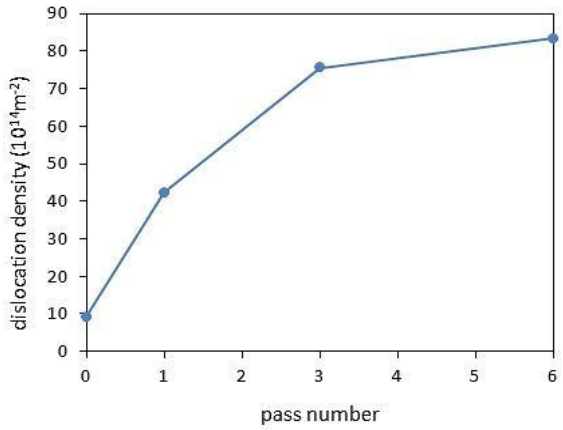

Fig. 10 Density of dislocations measured by equations, for MDFed specimens at ambient temperature

شکل 10 دانسیته نابه‌جایی‌های محاسبه شده با استفاده از روابط، برای نمونه‌های MDF شده در دمای محیط

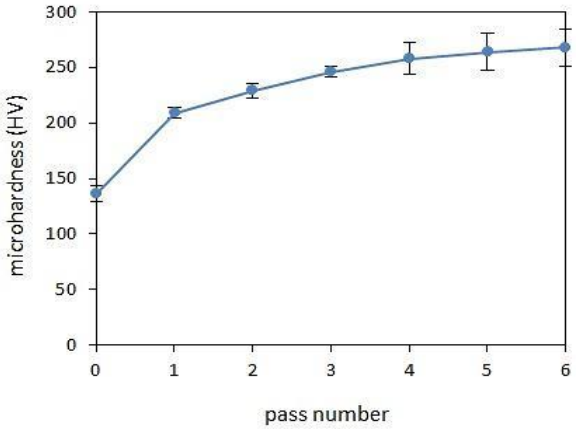

Fig. 11 The effect of MDF pass number on the hardness of the annealed CP-titanium

شکل 11 تأثیر تعداد پاس‌های MDF بر سختی نمونه تیتانیم CP آنیل شده

استفاده از نرم‌افزار المان محدود آباکوس شبیه‌سازی شد. توزیع کرنش پلاستیک مؤثر (PEEQ)[1] حاصل از نرم‌افزار در شکل 12 به ترتیب برای مقاطع x-z، y-z و y-x نشان داده شده است. مطابق انتظار در شکل 12-a باندهای برشی دقیقا در صفحات 45 درجه ظاهر شدند و کرنش ماکزیمم نمایه[2] رنگی محل تقاطع این باندها در مرکز نمونه ظاهر شده است. در واقع تقاطع باندها، ناحیه ایکس شکلی ایجاد می‌کند که در مرکز آن کرنش وارد شده به جسم حداکثر است. نماهای دیگر آن که در قسمت (c,b) شکل 12 نشان داده شده است، تأییدکننده این است که این ناحیه با کرنش ماکزیمم در تمام عمق قطعه ایجاد شده است، همچنین در فرآیند MDF مرکز این ناحیه ایکس شکل با افزایش تعداد پاس‌های فرآیند به تدریج گسترش پیدا می‌کند [38,37,35].

همچنین توزیع کرنش در راستای محورهای x، y و z با استفاده از داده‌های حاصل از نرم‌افزار آباکوس مطابق راهنمای شکل 4 اندازه‌گیری شده و نتایج آن در منحنی‌های شکل 13 نشان داده شده است. مطابق انتظار کرنش در راستای محورهای x و z در مرکز نمونه حداکثر و با فاصله گرفتن از مرکز کاهش پیدا می‌کند درحالی که کرنش در راستای محور y همچنان زیاد است و افزایش کمی در مرکز دارد که در تصویر 12-b نیز مشخص است که کرنش ماکزیمم مشکی رنگ در تمام طول محور y در وسط نمونه تقریباً ثابت است. در واقع در شبیه‌سازی این فرآیند سرعت اعمال شده به ماده در راستای محور z و سیلان ماده نیز در راستای محور x انجام شده است، یعنی در راستای محور y به ماده کرنشی اعمال نمی‌شود، زیرا طراحی قالب MDF به گونه‌ای است که یک بعد ماده در فرآیند MDF مقید می‌شود. همچنین میانگین کرنش‌های مؤثر محاسبه شده در راستای محورهای x و z حاصل از شبیه‌سازی که نماینده خوبی از تمام نقاط سطح است، حدود 0.46 به دست آمد که نزدیک به کرنش مؤثر حاصل از فرآیند MDF مطابق رابطه تئوری (1) است و فقط حدود 2% بین آن‌ها اختلاف وجود دارد که نشان می‌دهد نتایج شبیه‌سازی با نتایج تئوری فرآیند MDF مطابقت دارد، همچنین به دلیل این‌که کرنش بیشتر به دست آمده در ناحیه مرکز باید نماینده سختی بالاتر ناحیه مرکزی ماده باشد، جهت مقایسه توزیع کرنش مؤثر حاصل از شبیه‌سازی با نتایج تجربی، توزیع میکروسختی نمونه 1 پاس MDF شده در دمای محیط در طول هر سه محور x، y و z مطابق راهنمای شکل 4 اندازه‌گیری شده و نتایج آن در منحنی‌های شکل 14 نشان داده شده است.

مقایسه شکل‌های 13 و 14 در راستای محورهای مختلف انطباق خوبی را بین نتایج تجربی (توزیع میکروسختی) و نتایج شبیه‌سازی (توزیع کرنش) نشان می‌دهد، یعنی روند توزیع میکروسختی مشابه با روند توزیع کرنش در محور x و z با نزدیک شدن به مرکز نمونه افزایش و با فاصله گرفتن از مرکز کاهش می‌یابد. در حالی که در راستای محور y تقریباً مقدار ثابتی دارد. همچنین ناحیه مرکزی ایجاد شده با ماکزیمم کرنش تقریباً هم اندازه این ناحیه با ماکزیمم سختی حدود 2 میلی‌متر است. این نتایج نشان می‌دهد نحوه توزیع کرنش در نمونه واقعی MDF شده مشابه با نتایج شبیه‌سازی (شکل 12) است. در واقع روند نتایج شبیه‌سازی با نرم‌افزار آباکوس با روند نتایج تجربی نیز مطابقت خوبی دارد که این نشان‌دهنده اعتبار نرم‌افزار آباکوس در تغییر شکل پلاستیک است.

4- نتیجه‌گیری

در پژوهش حاضر اثر فرآیند MDF در دمای محیط و تعداد پاس‌های آن بر توزیع کرنش، رفتار مکانیکی و ریزساختار تیتانیم CP مورد بررسی قرار گرفت. ریزساختار با استفاده از میکروسکوپ‌های نوری و SEM مجهز به

[1] Equivalent plastic strain

[2] Contour

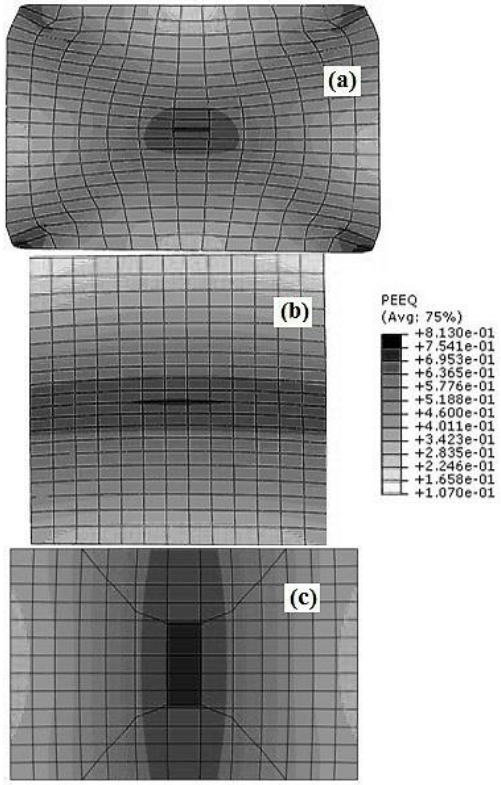

Fig. 12 The distribution of the PEEQ on different sections of the CP-titanium after 1 pass of MDF process at,(a- the x-z cross section, b- the y-z cross section, and c- the y-x cross section

شکل 12 توزیع کرنش پلاستیک مؤثر در مقاطع مختلف تیتانیم 1 پاس MDF شده، الف- مقطع x-z، ب- مقطع y-z و ج- مقطع y-x

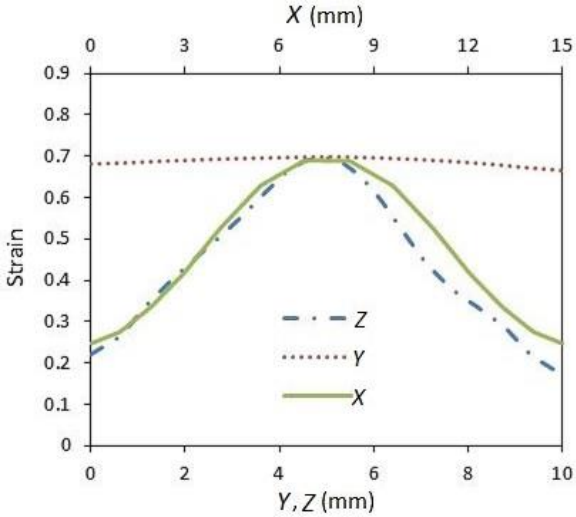

Fig. 13 The distribution of the PEEQ resulted from the simulation along the *x*, *y* and *z* axis

شکل 13 توزیع کرنش پلاستیک مؤثر حاصل از شبیه‌سازی در راستای محورهای *x*، *y* و *z*

EBSD و خواص مکانیکی به کمک آزمون‌های میکروسختی ویکرز و کشش مورد مطالعه قرار گرفتند. همچنین بررسی عددی با استفاده از نرم‌افزار المان محدود آباکوس صورت گرفت. نتایج حاصل از این پژوهش به شرح زیر است:

1- تیتانیم CP گرید 2 با موفقیت تا 6 پاس تحت تغییر شکل پلاستیک شدید به وسیله فرآیند MDF در دمای محیط قرار گرفت. با توجه

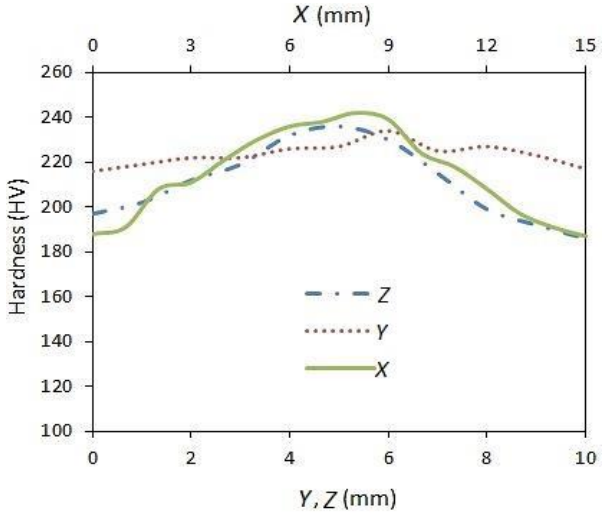

Fig. 14 The distribution of microhardness along the *x*, *y* and *z* axis in 1 pass MDFed specimen at ambient temperature

شکل 14 توزیع میکروسختی در راستای محورهای *x*، *y* و *z* در نمونه 1 پاس MDF شده در دمای محیط

عدم افزایش قابل ملاحظه خواص مکانیکی در پاس‌های نهایی به دلیل اشباع تدریجی دانسیته نابه‌جایی‌ها، همگن شدن و کروی شدن دانه‌های ریزساختار و تثبیت ساختار فوق ریزدانه، فرآیند MDF تنها تا 6 پاس انجام شد.

2- نتایج بررسی‌های ریزساختاری نشان داد که اندازه دانه تیتانیم CP در اثر فرآیند MDF کاهش چشمگیری پیدا می‌کند و در اثر افزایش پاس‌های فرآیند MDF، اندازه دانه بیشتر کاهش می‌یابد به طوری که پس از 6 پاس فرآیند MDF، میانگین اندازه دانه از 45 میکرون به 390 نانومتر، یعنی حدود 110 برابر کاهش یافت. همچنین اندازه دانه با نرخ کاهنده کاهش پیدا کرد. از دلایل مهم کاهش اندازه دانه در پاس‌های اولیه فرآیند MDF، بخش‌بندی دانه‌ها به وسیله دوقلویی‌ها و نیز همچنین با افزایش تعداد پاس‌های فرآیند MDF، تبدیل مرزهای کوچک زاویه به وجود آمده به مرزهای بزرگ زاویه و تقاطع دوقلویی‌هاست.

3- بررسی استحکام کششی نمونه‌ها نشان داد که استحکام‌های تسلیم و نهایی در ماده MDF شده در دمای محیط نسبت به ماده آنیل افزایش قابل توجهی پیدا کرده و با افزایش پاس‌های فرآیند MDF نیز بیشتر افزایش پیدا کردند، به طوری که پس از 6 پاس MDF در دمای محیط استحکام تسلیم از 228 به 615 مگاپاسکال و استحکام نهایی از 404 به 811 مگاپاسکال افزایش یافت. علت افزایش استحکام در پاس‌های اول فرآیند به طور عمده به دلیل کارسختی (افزایش چگالی نابه‌جایی‌ها)، افزایش مرزهای کوچک زاویه و مرزهای دوقلویی‌ها بوده و در پاس‌های بالاتر نیز افزایش مرزهای بزرگ‌زاویه ناشی از ریزدانه‌سازی به مکانیزم غالب افزایش استحکام تبدیل شده است. همچنین چقرمگی پس از 6 پاس فرآیند MDF حدود 46% افزایش داشت.

4- سختی نمونه‌های تیتانیم CP نیز در اثر فرآیند MDF و با افزایش پاس‌های این فرآیند افزایش قابل توجهی پیدا کرد. به عنوان مثال پس از 6 پاس فرآیند MDF سختی از 136 به 268 ویکرز، یعنی حدود 2 برابر نسبت به تیتانیم CP حالت آنیل افزایش یافت.

همچنین روند افزایش سختی نرخ کاهنده نشان داد. به عنوان مثال در پاس اول فرآیند نسبت به حالت آنیل حدود 54 و در پاس ششم نسبت به پاس پنجم حدود 1.5% سختی افزایش یافته، یعنی تقریباً ثابت شده است. دلیل مهم افزایش کاهنده سختی نیز می‌تواند کاهنده بودن نرخ کاهش اندازه دانه باشد.

5- نتایج بررسی شبیه‌سازی نشان داد که توزیع کرنش در فرآیند MDF به صورت ناهمگن است. به طوری که در امتداد صفحات 45 درجه کرنش مؤثر بیشتر شده و نیز در مرکز نمونه که محل برخورد این امتدادهاست کرنش مؤثر ماکزیمم شد، همچنین میانگین کرنش محاسبه شده در مسیر محورهای x و z حدود 0.46 به دست آمد که با کرنش مؤثر رابطه تئوری فرآیند MDF حدود 2% اختلاف داشت. توزیع کرنش مؤثر حاصل از نرم‌افزار آباکوس با توزیع سختی نمونه 1 پاس MDF شده در دمای محیط روند تقریباً یکسانی نشان داد به طوری که در امتداد محورهای x و z با نزدیک شدن به مرکز نمونه هر دو افزایش و با فاصله گرفتن از مرکز هر دو کاهش یافتند و در امتداد محور y که نمونه مقید شده است و کرنشی به آن وارد نمی‌شود کرنش مؤثر و سختی تقریباً مقدار ثابتی را نشان داد. مطابقت شبیه‌سازی با نتایج تئوری و تجربی، اعتماد به نرم‌افزار آباکوس در شبیه‌سازی را نشان می‌دهد.

5- تقدیر و تشکر

نویسندگان این مقاله از صندوق حمایت از پژوهشگران برای حمایت مالی ایشان از این پژوهش و از دکتر پیتر میناریک از دانشگاه چارلز کشور جمهوری چک جهت آنالیز نمونه‌ها به وسیله EBSD قدردانی می‌نمایند.

6- مراجع

[1] Y. J. Li, Y. J. Chen, J. C. Walmsley, R. H. Mathinsen, S. Dumoulin, H. J. Roven, Faceted interfacial structure of twins in Ti formed during equal channel angular pressing, *Scripta Materialia*,Vol. 62, No. 7, pp. 443-446, 2010.

[2] M. H. Shaeri, M. T. Salehi, S. H. Seyyedein, M. R. Abutalebi, J. K. Park, Microstructure and mechanical properties of Al-7075 alloy processed by equal channel angular pressing combined with aging treatment, *Materials & Design*, Vol. 57, pp. 250-257, 2014.

[3] J. Liu, A. S .Khan, L. Takacs, C. S. Meredith, Mechanical behavior of ultrafine-grained/nanocrystalline titanium synthesized by mechanical milling plus consolidation, *Plasticity*, Vol. 64, No. 1, pp.151-163, 2015.

[4] R. Naseri, M. Shariati, M. Kadkhodayan, Effect of work-piece cross section on mechanical properties of commercially pure titanium produced by Equal Channel Angular Pressing, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 15, No. 6, pp. 166-157, 2015. (in Persian فارسی)

[5] M. H. Shaeri, M. Shaeri, M. Ebrahimi, M. T. Salehi, S. H. Seyyedein, Effect of ECAP temperature on microstructure and mechanical properties of Al-Zn-Mg-Cu alloy, *Progress in Natural Science: Materials International*, Vol. 26, No. 2, pp. 182-191, 2016.

[6] M. H. Shaeri, M. Shaeri, M. T. Salehi, S. H. Seyyedein, M. R. Abutalebi, Effect of equal channel angular pressing on aging treatment of Al-7075 alloy, *Progress in Natural Science: Materials International*, Vol. 25, No. 2, pp. 159-168, 2015.

[7] L. Tang, C. Liu, Z. Chen, D. Ji, H. Xiao, Microstructures and tensile properties of Mg–Gd–Y–Zr alloy during multidirectional forging at 773K, *Materials & Design*, Vol. 50, No. 1, pp. 587-596, 2013.

[8] A. Kundu, R. Kapoor, R. Tewari, J. K. Chakravartty, Severe plastic deformation of copper using multiple compression in a channel die, *Scripta Materialia*, Vol. 58, No. 3, pp. 235-238, 2008.

[9] F. Akbaripanah, Y. Moradi, Superplasticty behavior of MDFed Sn-1Bi alloy determined by shear punch test, *Mechanical Engineering of Tabriz University*, Vol. 46, No. 4, pp. 27-32, 2016. (in Persian فارسی)

[10] F. Akbaripanah, M. A. Salavati; R. Mahmudi, The effects of extrusion and multi-directional forging (MDF) processes on microstructure, shear strength and microhardness of AM60 magnesium alloy, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 16, No. 11, pp. 409-416, 2016. (in Persian فارسی)

[11] A. Dodangeh, M. Kazeminezhad, H. Aashuri, Severe plastic deformation of rheoforged aluminum alloy A356, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 558, No. 1, pp. 371-376, 2012.

[12] S. Nikbakht, M. Eftekhari, G. Faragi, Study of Microstructure and mechanical properties of pure commercial titanium via combination of Equal channel angular pressing and Extrusion, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 17, No. 1, pp. 266-276, 2017. (in Persian فارسی)

[13] R. Naseri, M. Kadkhodayan, M. Shariati, The investigation of spring-back of UFG commercially pure titanium in three-point bending test, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 16, No. 11, pp. 453-461, 2017. (in Persian فارسی)

[14] M. Eftekhari, G. Faraji, O. Shapoorgan, M. Baniassadi, Experimental investigation of the effect of temperature in extrusion process of ECAPed nanostructured Titanium, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 17, No. 4, pp. 52-60, 2017. (in Persian فارسی)

[15] Y. J .Chen, Y. J. Li, J. C. Walmsley, S. Dumoulin, P. C. Skaret, H. J. Roven, Microstructure evolution of commercial pure titanium during equal channel angular pressing, *Materials Science and Engineering:A*, Vol. 527, No. 3, pp. 789-796, 2010.

[16] A. Fattah-alhosseini, M. K. Keshavarz, Y. Mazaheri, A. R. Ansari, M. Karimi, Strengthening mechanisms of nano-grained commercial pure titanium processed by accumulative roll bonding, *Materials Science and Engineering:A*, Vol. 693, No. 1, pp. 164-169, 2017.

[17] R. K. Islamgaliev, V. U. Kazyhanov, L. O. Shestakova, A. V. Sharafutdinov, R. Z. Valiev, Microstructure and mechanical properties of titanium (Grade 4) processed by high-pressure torsion. *Materials Science and Engineering:A*, Vol. 493, No. 1, pp. 190-194, 2008.

[18] P. Luo, D. T. McDonald, W. Xu, S. Palanisamy, M. S. Dargusch, K. Xia,. A modified Hall–Petch relationship in ultrafine-grained titanium recycled from chips by equal channel angular pressing. *Scripta Materialia*, Vol. 66, No. 10, pp. 785-788, 2012.

[19] M. Karimi, M. R. Toroghinejad, J. Dutkiewicz, Nanostructure formation during accumulative roll bonding of commercial purity titanium, *Materials Characterization*, Vol. 122, No. 1, pp. 98-103, 2016.

[20] S. Semiatin, D. DeLo, V. Segal, R. Goforth, N. Frey, Workability of commercial-purity titanium and 4340 steel during equal channel angular extrusion at cold-working temperatures, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 30, No. 5, pp. 1425-1435, 1999.

[21] J. Xu, M. Shirooyeh, J. Wongsa, D. Shan, B. Guo, T. G. Langdon, Hardness homogeneity and micro-tensile behavior in a magnesium AZ31 alloy processed by equal-channel angular pressing. *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 586, No. 1, pp. 108-114, 2013.

[22] M. Y. Alawadhi, S. Sabbaghianrad, Y. Huang, T. G. Langdon, Direct influence of recovery behaviour on mechanical properties in oxygen-free copper processed using different SPD techniques: HPT and ECAP, *Materials Research and Technology*, Vol. 6, No. 4, pp. 369-377, 2017.

[23] R. Arockiakumar, J. K. Park, Effect of α-precipitation on the superelastic behavior of Ti–40 wt.%Nb–0.3 wt.%O alloy processed by equal channel angular extrusion, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 527, No. 1, pp. 2709–2713, 2010.

[24] S. H. Xia, J. Wang, J. T. Wang, J. Q. Liu, Improvement of room-temperature superplasticity in Zn–22 wt.%Al alloy, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 493, No. 1, pp. 111–115, 2008.

[25] H. Moayeri, F. Forouzesh, M. Zamani, A. Emami, *Finite Element Analysis of Engineering by Abaqus*, First edition, pp. 65-68, Tehran: Danesh bonyad, 2014. (in Persian فارسی)

[26] R. I. Amaro, R. C. Martins, J. O. Seabra, N. M. Renevier, D. G. Teer, Molybdenum disulphide/titanium low friction coating for gears application, *Tribology International*, Vol. 38, No. 4, pp. 423-434, 2005.

[27] G. Lütjering, J. C. Williams, *Titanium*, 2 end Edition, pp. 17-156, Clumbus: Springer, 2003.

[28] R. E. Reed-Hill, R. Abbaschian, *Physical Metallurgy Principles*, 3rd Edition, pp. 231-679, (Translated by M. R. Afzali), Tehran: Nopardazan, 2006. (in Persian فارسی)

[29] C. S. Meredith, A. S. Khan, The microstructural evolution and thermo-mechanical behavior of UFG Ti processed via equal channel angular pressing, *Materials Processing Technology*, Vol. 219, No. 1, pp. 257-270, 2015.

[30] A. Ghaderi, M. R. Barnett, Sensitivity of deformation twinning to grain size in titanium and magnesium, *Acta Materialia*, Vol. 59, No. 20, pp. 7824-7839, 2011.

[31] C. Leyens, M. Peters, *Titanium and Titanium Alloys Fundamentals and Applications*, pp. 5-6, Weinheim: Wiley-VCH, 2003.

[32] X. Sun, Y. Guo, Q. Wei, Y. Li, Y. S. Zhang, A comparative study on the microstructure and mechanical behavior of titanium: Ultrafine grain vs. coarse grain, *Materials Science and Engineering:A*, Vol. 669, No. 1, pp. 226-245, 2016.

[33] F. Akbaripanah, F. Fereshteh-Sanaiee, R. Mahmudi, H. Kim, Microstructural homogeneity, texture, tensile and shear behavior of AM60 magnesium alloy produced by extrusion and equal channel angular pressing, *Materials & Design*, Vol. 43, No. 1, pp. 31-39, 2013.

[34] M. Ebrahimi, Fatigue behaviors of materials processed by planar twist extrusion, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 48, No. 12, pp. 6126-6134, 2017.

[35] A. Razaghani, A. Sedghi.A, *Mechanical Properties of Materials Metals and Cramics*, 2 end Edition, pp. 147-200, Qazvin: jahad daneshgahi, 2013. (in Persian فارسی)

[36] P. Luo, D. McDonald, S. M. Zhu, S. Palanisamy, M. Dargusch, K. Xia, Analysis of microstructure and strengthening in pure titanium recycled from machining chips by equal channel angular pressing using electron backscatter diffraction, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 538, No. 1, pp. 252-258, 2012.

[37] Q. F. Zhu, L. I. Lei, C. Y. Ban, Z. H. Zhao, Y. B. Zuo, J. Z. Cui, Structure uniformity and limits of grain refinement of high purity aluminum during multi-directional forging process at room temperature, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, Vol. 24, No. 5, pp. 1301-1306, 2014.

[38] H. Huang, J. Zhang,. Microstructure and mechanical properties of AZ31 magnesium alloy processed by multi-directional forging at different temperatures, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 674, No. 1, pp. 52-58, 2016.

[39] A. Razaghani, *Introduction to the Principles of Dislocations and Strengthening Mechanisms*, First edition, pp. 317-320, Qazvin: jahad daneshgahi, 2012. (in Persian فارسی)