

## ارزیابی تأثیر نسبت Ta/W بر ساختار میکروسکوپی و خواص تنش گسیختگی سوپرآلیاژ پایه نیکل PWA1483 تک بلور

علی برونی<sup>۱</sup> و احمد کرمانپور<sup>۲\*</sup>

۱- گروه مهندسی مواد، پردیس دانشگاه صنعتی اصفهان، ایران

۲- دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان، ایران

(دریافت مقاله: ۱۳۹۹/۱/۱۱ - دریافت نسخه نهایی: ۱۳۹۹/۶/۱۹)

**چکیده-** در پژوهش حاضر، اثر نسبت Ta/W بر ساختار میکروسکوپی و خواص تنش گسیختگی سوپرآلیاژ پایه نیکل PWA1483 تک بلور بررسی شده است. بدین منظور، نمونه‌های سوپرآلیاژ تک بلور با نسبت‌های مختلف ۰/۷۵، ۱، ۱/۳ و ۱/۵ از عناصر Ta و W به روش انجماد جهت دار بریجمن با شرایط انجمادی یکسان تحت سرعت کشش سه میلی‌متر بر دقیقه و شیب دمایی حدود هفت کلوین بر میلی‌متر ساخته شد. سپس نمونه‌ها تحت عملیات حرارتی پیرسازی استاندارد قرار گرفت. در ادامه بررسی‌های ریزساختاری با استفاده از میکروسکوپ نوری (OM) و میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) و خواص تنش گسیختگی در شرایط ۲۴۸ مگاپاسکال بر ۹۸۲ درجه سانتی‌گراد مورد ارزیابی قرار گرفت. نتایج نشان داد با افزایش نسبت Ta/W اندازه و کسر حجمی تخلخل‌های میکروسکوپی کاهش یافته، اندازه رسوبات فاز گاما پرایم ریزتر شده و عمر تنش گسیختگی افزایش می‌یابد. نمونه با نسبت Ta/W = ۱/۵ دارای کمترین اندازه تخلخل (۱۸/۲ میکرومتر) و بیشترین عمر تنش گسیختگی (حدود ۳۴ ساعت) بود. همچنین نمونه با نسبت Ta/W = ۱ از نظر جنبه‌های ساختاری و رفتار خزشی، یکنواختی بیشتری نسبت به سایر نمونه‌ها نشان داد. به نظر می‌رسد فازهای فشرده توپولوژیکی (TCP) از نوع  $\eta$  عامل اصلی کاهش عمر تنش گسیختگی در این سوپرآلیاژ بوده و تشکیل حفره‌ها در داخل این فاز و یا فصل مشترک آن با زمینه، منشأ شروع ترک و گسیختگی نمونه بوده است.

واژه‌های کلیدی: سوپرآلیاژ پایه نیکل تک بلور، PWA1483، خواص تنش گسیختگی، نسبت Ta/W، فازهای TCP، روش بریجمن.

## Evaluating the Effect of Ta/W Ratio on Microstructure and Stress Rupture Properties of Ni-Based Single Crystal Superalloy PWA1483

A. Borouni<sup>1,2</sup> and A. Kermanpur<sup>2\*</sup>

1- Materials Engineering Group, Pardis College, Isfahan University of Technology, Isfahan 84156-83111, Iran.

2- Department of Materials Engineering, Isfahan University of Technology, Isfahan 84156-83111, Iran.

\*: مسئول مکاتبات، پست الکترونیکی: ahmad\_k@iut.ac.ir

**Abstract:** In this study, the effect of Ta/W ratio on the microstructure and stress rupture properties of Ni-based single crystal (SX) superalloy PWA1483 was investigated. For this purpose, single crystal (SX) superalloys with different Ta/W ratios (0.75, 1.0, 1.32 and 1.5 in wt.%) were fabricated. The alloys were directionally solidified by Bridgman method under the same solidification condition at withdrawal velocity of 3 mm/min and thermal gradient of about 7 K/mm followed by standard age hardening heat treatment. Microstructural characterization was performed using optical microscopy (OM) and scanning electron microscopy (SEM). The stress rupture properties were investigated at 982 °C and 248 MPa. The results showed that increasing the Ta/W ratio decreases the size and volume fraction of micro-pores together with the size of  $\gamma'$  precipitates. Hence, the stress rupture life increased. The superalloy with Ta/W ratio of 1.5 showed the minimum size of micro-porosity (18.2  $\mu\text{m}$ ) and the maximum stress rupture life (~34 h). The superalloy with Ta/W ratio of 1 showed the most uniform microstructure and creep behavior. It seems that the presence of topologically closed packed (TCP)  $\eta$ -phases is the main reason for stress rupture life decrease in SX superalloy as micro-pores initiated from TCP phases or the TCP/matrix interfaces.

**Keywords:** Single crystal Ni-based superalloy, PWA1483, Stress rupture properties, Ta/W ratio, TCP phases, Bridgman method.

## ۱- مقدمه

و عمر خزشی سوپرآلیاژهای تک‌بلور کاهش می‌یابد. بر اساس نتایج پژوهش دیگری، افزایش نسبت Ta/W باعث کاهش سرعت نفوذ عناصری مانند Al و Ti و جلوگیری از درشت شدن جهت‌دار فاز  $\gamma'$  پایداری این فاز و افزایش مقاومت به خزش می‌شود [۱۱]. در پژوهش دیگری تأثیر شرایط انجماد و سرعت سرد شدن بر رفتار خستگی سوپرآلیاژ تک‌بلور PWA1483 مطالعه شده است. نتایج نشان داد که با افزایش سرعت سرد شدن، فواصل بین بازوهای دندردیتی کاهش یافته و در نتیجه کسر حجمی تخلخل در ریزساختار کاهش و عمر خستگی این آلیاژ افزایش می‌یابد [۱۲].

بر اساس مطالعات اخیر ژوان و همکاران [۹] مشخص شده است که با استفاده از عملیات حرارتی پیرسازی تحت میدان مغناطیسی متناوب برای سوپرآلیاژ PWA1483، کسر حجمی رسوبات  $\gamma'$  افزایش یافته و میزان جدایش عناصر آلیاژی و کسر حجمی یوتکتیک باقی‌مانده کاهش یافته و در نتیجه بهبود قابل توجهی در عمر خزشی آن در دمای بالا حاصل می‌شود. نتایج پژوهش واسون [۱۰] نشان داده است که وجود فازهای TCP در ریزساختار باعث کاهش عمر خزشی می‌شود، چرا که در شرایط خزشی، حفره‌های میکروسکوپی در داخل این فازها و یا در فصل مشترک آن با زمینه تشکیل شده و موجبات گسیختگی نمونه را فراهم می‌آورد. از متغیرهای مؤثر بر رفتار خزشی سوپرآلیاژهای تک‌بلور مورد استفاده در مقاطع داغ توربین‌های گازی نظیر پره‌های توربین که در مطالعات قبلی [۱۶-۱۳] و اخیر پژوهشگران [۶-۳] بررسی شده است، کسر حجمی حفره‌های میکروسکوپی در ریزساختار است.

سوپرآلیاژهای پایه‌نیکل تک‌بلور به دلیل دارا بودن خواص مکانیکی مطلوب مانند استحکام، مقاومت به خستگی، مقاومت به خزش و پایداری ریزساختار به‌ویژه در دماهای بالا، به‌طور گسترده‌ای در موتورهای جت پیشرفته و نیز توربین‌های گازی صنعتی استفاده می‌شوند [۱ و ۲]. از جمله مهم‌ترین روش‌ها برای بهبود خواص مکانیکی و پایداری ریزساختار سوپرآلیاژها افزودن عناصر دیرگداز مانند Ta، متغیرهای مهم و تأثیرگذار بر خواص مکانیکی دما بالای این آلیاژها به‌ویژه رفتار خزشی آن، اندازه و توزیع رسوبات گاما پرایم ( $\gamma'$ )، عیوب ماکروسکوپی و میکروسکوپی مانند دانه‌های سرگردان<sup>۱</sup>، حفره‌های میکروسکوپی و فازهای فشرده توپولوژیکی (TCP)<sup>۲</sup> در ساختار آنهاست [۸-۳]. عناصر آلیاژی مانند Ta، W، Re، Mo و Cr تأثیر بسزایی بر خواص مکانیکی و ساختاری آلیاژهای گفته شده دارند. عیب افزودن این عناصر، افزایش میزان جدایش و تشکیل فازهای TCP به دلیل غنی شدن موضعی ریزساختار از این عناصر است که نتیجه آن افت خواص مکانیکی سوپرآلیاژ و ناپایداری ریزساختار به‌ویژه در دماهای بالاست [۹].

بر اساس پژوهش‌های انجام شده توسط پژوهشگران [۶، ۱۰ و ۱۱]، نسبت عناصر دیرگداز کلیدی مانند عناصر Ta، W و Mo تأثیر بسزایی بر پایداری ریزساختار، مورفولوژی رسوبات  $\gamma'$  و خواص مکانیکی دما بالای سوپرآلیاژهای پایه‌نیکل تک‌بلور دارد. بر اساس مطالعات یاماگاتا و همکاران [۱۰]، با افزایش نسبت Ta/W مورفولوژی رسوبات  $\gamma'$  از حالت مکعبی به حالت کروی تبدیل شده

جدول ۱- ترکیب شیمیایی (درصد وزنی) سوپرآلیاژهای مورد استفاده در پژوهش

Ta/W	Ta	W	تیتانیوم	مولیبدن	کروم	کبالت	آلومینیوم	نیکل	Alloy
۰/۷۵	۳/۵۰	۴/۶۵	۳/۹۵	۱/۸۰	۱۱/۷۰	۸/۵۵	۳/۶۰	bal.	SXM1
۱/۰۰	۴/۰۰	۴/۰۰	۳/۹۵	۱/۸۰	۱۱/۷۰	۸/۵۵	۳/۶۰	bal.	SXM2
۱/۳۲	۵/۰۰	۳/۸۰	۳/۹۵	۱/۸۰	۱۱/۷۰	۸/۵۵	۳/۶۰	bal.	SXM3(PWA1483)
۱/۵۰	۶/۱۵	۴/۱۰	۳/۹۵	۱/۸۰	۱۱/۷۰	۸/۵۵	۳/۶۰	bal.	SXM4

گرفته شد. بر این اساس، سه آلیاژ با نسبت‌های مختلف Ta/W برابر با ۰/۷۵، ۱ و ۱/۵ مدنظر قرار گرفت. سایر عناصر آلیاژی مانند Cr، Mo، Co، Ti و Al ثابت و در محدوده آنالیز آلیاژ پایه PWA1483 مطابق جدول (۱) در نظر گرفته شد.

## ۲-۲- آزمایش‌ها

در ابتدا شمش‌های سوپرآلیاژ مطابق آنالیزهای پیشنهادی در جدول (۱) با طول ۲۰۰ میلی‌متر و قطر ۱۴ میلی‌متر در حالت چنددانه تولید شد. برای تولید میله‌های چنددانه از روش ذوب القایی تحت خلأ<sup>۴</sup> (VIM) با خلأ<sup>۴</sup> ۰/۰۴ میلی‌بار و ریخته‌گری تحت خلأ در قالب‌های سرامیکی پیش‌گرم شده استفاده شد. آنالیز شیمیایی میله‌های چنددانه (PC)<sup>۵</sup> با استفاده از روش‌های پلاسمای کوپل شده القایی (ICP)<sup>۶</sup>، فلورسانس پرتو ایکس (XRF)<sup>۷</sup> و LECO اندازه‌گیری شد. سپس میله‌های تک‌بلور با طول ۱۱۰ میلی‌متر و قطر ۱۵ میلی‌متر با استفاده از دستگاه انجماد جهت‌دار به روش بریجمن<sup>۸</sup> ساخته شد. دمای مذاب ۱۵۰۰ درجه سانتی‌گراد، سرعت کشش قالب ۳ میلی‌متر بر دقیقه و شیب دمایی حدود ۷ کلوین بر میلی‌متر اعمال شد. در نهایت نمونه‌های تک‌بلور تحت عملیات حرارتی آنیل انحلالی در شرایط ۱۲۶۰ درجه سانتی‌گراد بر ۲ ساعت و سپس سرد شدن در هوا و پس از آن یک مرحله عملیات حرارتی پیرسازی در شرایط ۱۰۸۰ درجه سانتی‌گراد بر ۶ ساعت و سرد شدن در هوا قرار گرفت. بررسی‌های ریزساختاری با استفاده از روش‌های میکروسکوپ نوری (OM)<sup>۹</sup> و میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM)<sup>۱۰</sup> انجام شد.

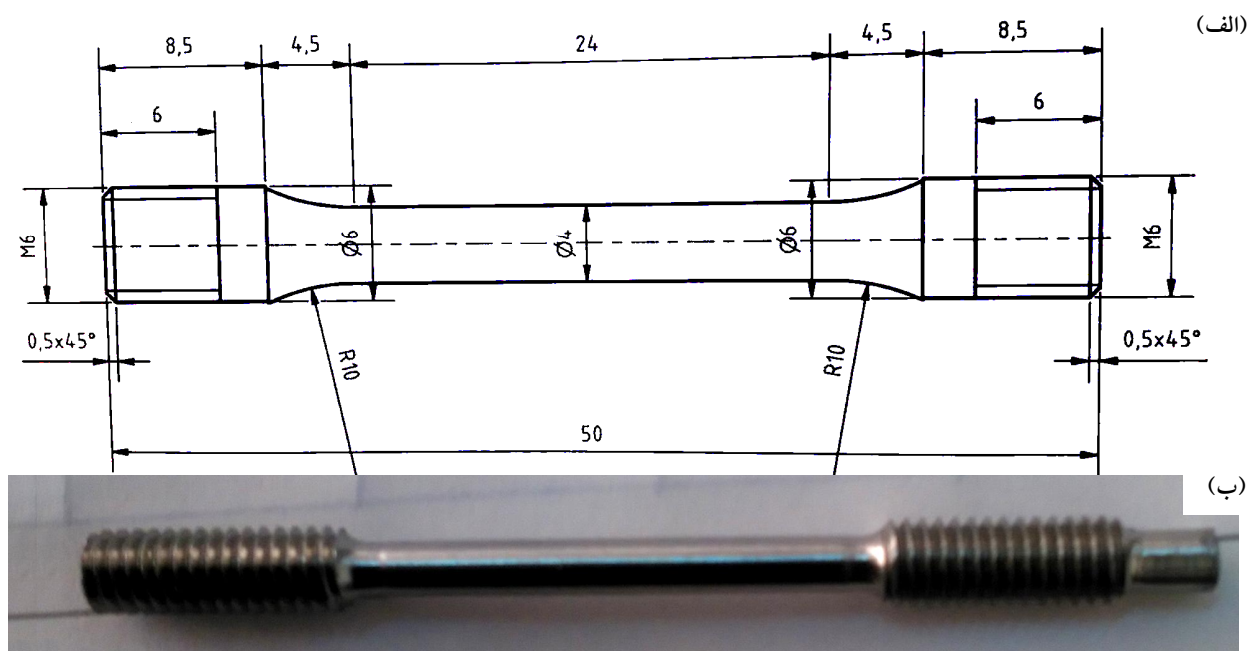
بر اساس این مطالعات، سرعت نفوذ عناصر دیرگداز بر سرعت مهاجرت جاهای خالی اثرگذار بوده و در نتیجه کسر حجمی حفره‌های میکروسکوپی را تحت تأثیر قرار می‌دهد. به عبارت دیگر، مطالعات، کسر حجمی حفره‌های میکروسکوپی تأثیر بسزایی بر کاهش عمر تنش گسیختگی سوپرآلیاژهای تک‌بلور دارد و وجود عناصر دیرگداز این تأثیر را کاهش می‌دهد [۳-۶].

صادقی و همکاران [۲۶]، به تازگی تأثیر جهت‌گیری بلوری را بر خواص مکانیکی دما بالای سوپرآلیاژ تک‌بلور PWA1483 مطالعه کرده‌اند. نتایج این مطالعات نشان می‌دهد که عمر خزشی نمونه‌های تک‌بلور ساخته شده در سرعت‌های سرد شدن مختلف زمانی که نمونه تحت عملیات حرارتی کامل شامل آنیل انحلالی و پیرسازی قرار گیرد، تابع میزان انحراف بلوری ساختار است. در پژوهش گفته شده، نمونه استاندارد با کمترین انحراف بلوری (۲/۲ درجه) بیشترین عمر خزشی (۶ ساعت) را نشان داده که عمر البته خزش قابل توجهی نیست. در پژوهش حاضر، سعی شده است که با اصلاح ترکیب شیمیایی و تغییرات نسبت عناصر کلیدی مانند Ta و W، خواص مکانیکی و ریزساختار دما بالای سوپرآلیاژ تک‌بلور PWA1483 که دارای کاربرد وسیع در تولید پره‌های توربین با عمر بالاست، بهبود یابد.

## ۲- مواد و روش تحقیق

### ۲-۱- طراحی و تولید سوپرآلیاژ مورد نیاز

برای انجام این پژوهش، سوپرآلیاژ پایه نیکل تک‌بلور نسل اول PWA1483 به عنوان آلیاژ پایه (با نسبت Ta/W=۱/۳۲) در نظر



شکل ۱- الف) نقشه نمونه خزش مطابق استاندارد (ASTM 139 (2011) و ب) نمونه خزش قبل از آزمون

رسوبات  $\gamma'$  است. جهت یابی بلوری نمونه‌ها با استفاده از روش پراش پرتو ایکس با جهت گیری چرخشی (RO-XRD) انجام شد. رفتار خزشی نمونه‌های تک‌بلور در حالت پس از عملیات حرارتی کامل پیرسختی در شرایط  $982^\circ\text{C}$  درجه سانتی‌گراد بر  $248$  مگاپاسکال مطابق استاندارد (ASTM 139 (2011) [20] بررسی شد. نمونه‌های خزش بر اساس استاندارد گفته شده و مطابق نقشه شکل (۱) از دو قسمت پایینی (قسمت نزدیک‌تر به بلوک آغازگر مدل تک‌بلور) و قسمت بالایی (قسمت دورتر از بلوک آغازگر) تهیه شد. همچنین تغییرات ریزساختاری نمونه‌های گسیخته شده پس از آزمون تنش گسیختگی بررسی شده و مکانیزم‌های مؤثر بر رفتار خزشی نمونه‌ها ارائه شد.

### ۳- نتایج و بحث

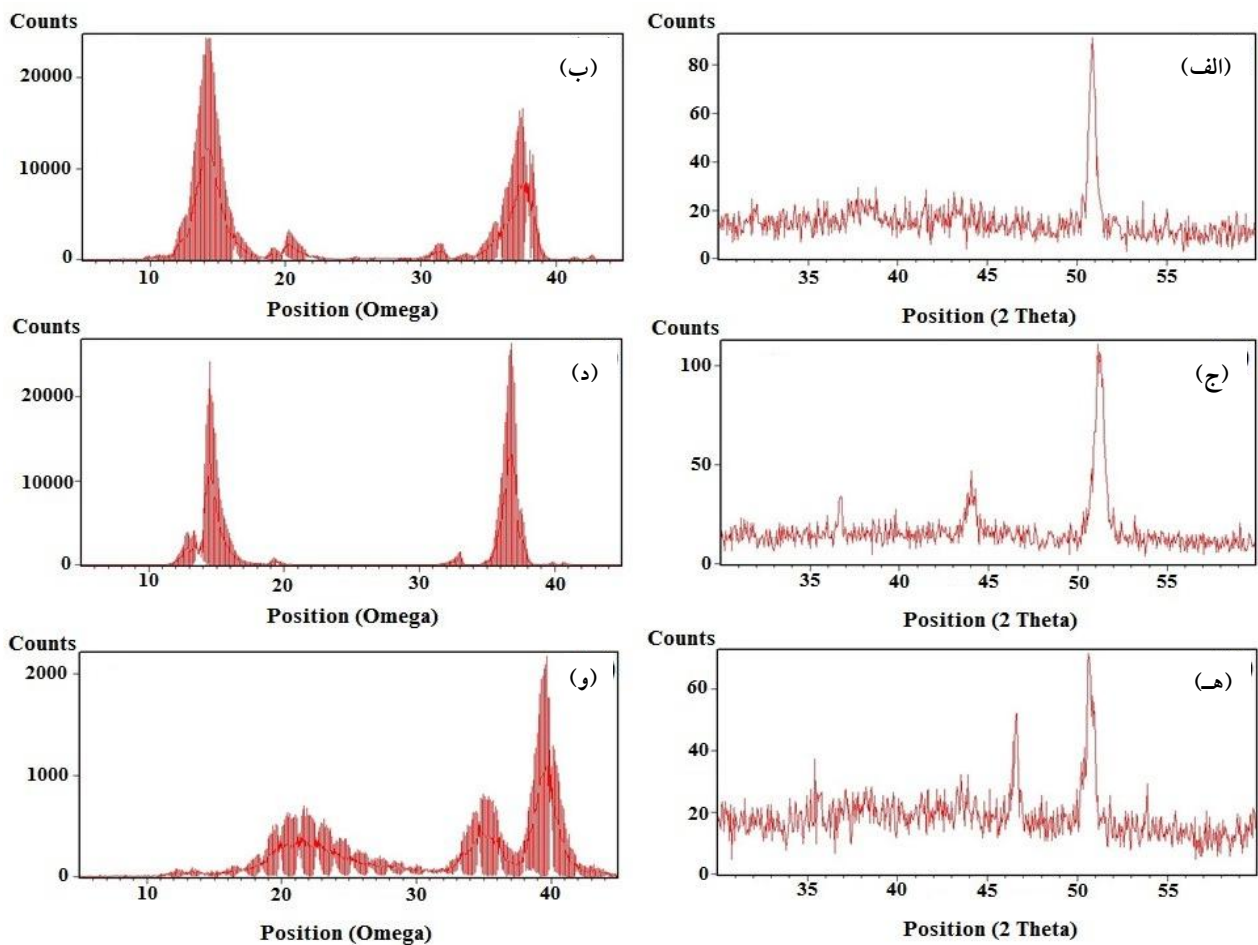
#### ۳-۱- ترکیب شیمیایی

جدول (۲) ترکیب شیمیایی سوپراآلیاژهای تولیدی را نشان می‌دهد. با توجه به نتایج درج شده در این جدول، تطابق بسیار خوبی با آنالیزهای پیشنهادی جدول (۱) مشاهده می‌شود.

میکرواچ نمونه‌ها با استفاده از محلول اچ شامل  $33$  میلی‌لیتر اسید استیک ( $\text{CH}_3\text{COOH}$ )،  $33$  میلی‌لیتر اسید نیتریک ( $\text{HNO}_3$ )،  $33$  میلی‌لیتر آب مقطر و یک میلی‌لیتر اسید فلوریدریک (HF) انجام شد [۱۱]. قبل از انجام اچ میکروسکوپی، کسر حجمی تخلخل در ریزساختار پولیش شده نمونه‌های تک‌بلور در حالت ریختگی بررسی و بر اساس استاندارد ASTM E 562-05 [۱۸] محاسبه شد. برای محاسبه درصد حجمی فازهای  $\gamma'$  و ساختار یوتکتیک  $\gamma/\gamma'$  از دو روش استاندارد AMS 2315D [۱۹] و نرم‌افزار ImageJ بر اساس تصاویر متالوگرافی و میکروسکوپی الکترونی روبشی استفاده شد. کسر حجمی ساختار یوتکتیک  $\gamma/\gamma'$  با استفاده از صفحه مدرج در تصویر متالوگرافی از جهت عرضی نمونه تک‌بلور در حالت ریختگی در بزرگنمایی  $500-50$  برابر محاسبه شد. بر اساس استاندارد AMS 2315D حداقل  $10^\circ$  میدان از نمونه مورد بررسی و میانگین مقادیر به دست آمده محاسبه شد. اندازه ذرات رسوبات  $\gamma'$  مطابق رابطه  $a = \sqrt{S_{\gamma'} / n_{\gamma'}}$  که در مرجع [۹] گزارش شده است، محاسبه شد، که در آن،  $S_{\gamma'}$  و  $n_{\gamma'}$  به ترتیب مساحت کل مربوط به فاز  $\gamma'$  در تصویر متالوگرافی و تعداد

جدول ۲- ترکیب شیمیایی (درصد وزنی) و نسبت Ta/W سوپرآلیاژهای مورد پژوهش

Ta/W	کبالت	کروم	مولیبدن	W	Ta	تیتانیوم	آلومینیوم	نیکل	Alloy
۰/۷۸	۸/۵۲	۱۱/۷۵	۱/۸۲	۴/۵۵	۳/۵۵	۳/۹۳	۳/۵۸	Bal.	SXM1
۱/۰۰	۸/۵۳	۱۱/۷۵	۱/۷۸	۴/۰۲	۴/۰۵	۳/۹۵	۳/۵۰	Bal.	SXM2
۱/۳۱۴	۸/۶۵	۱۱/۷۵	۱/۸۰	۳/۷۵	۴/۹۳	۳/۹۰	۳/۶۰	Bal.	SXM3
۱/۴۹۵	۸/۵۵	۱۱/۷۰	۱/۷۷	۴/۰۸	۶/۱۰	۳/۹۰	۳/۵۰	Bal.	SXM4



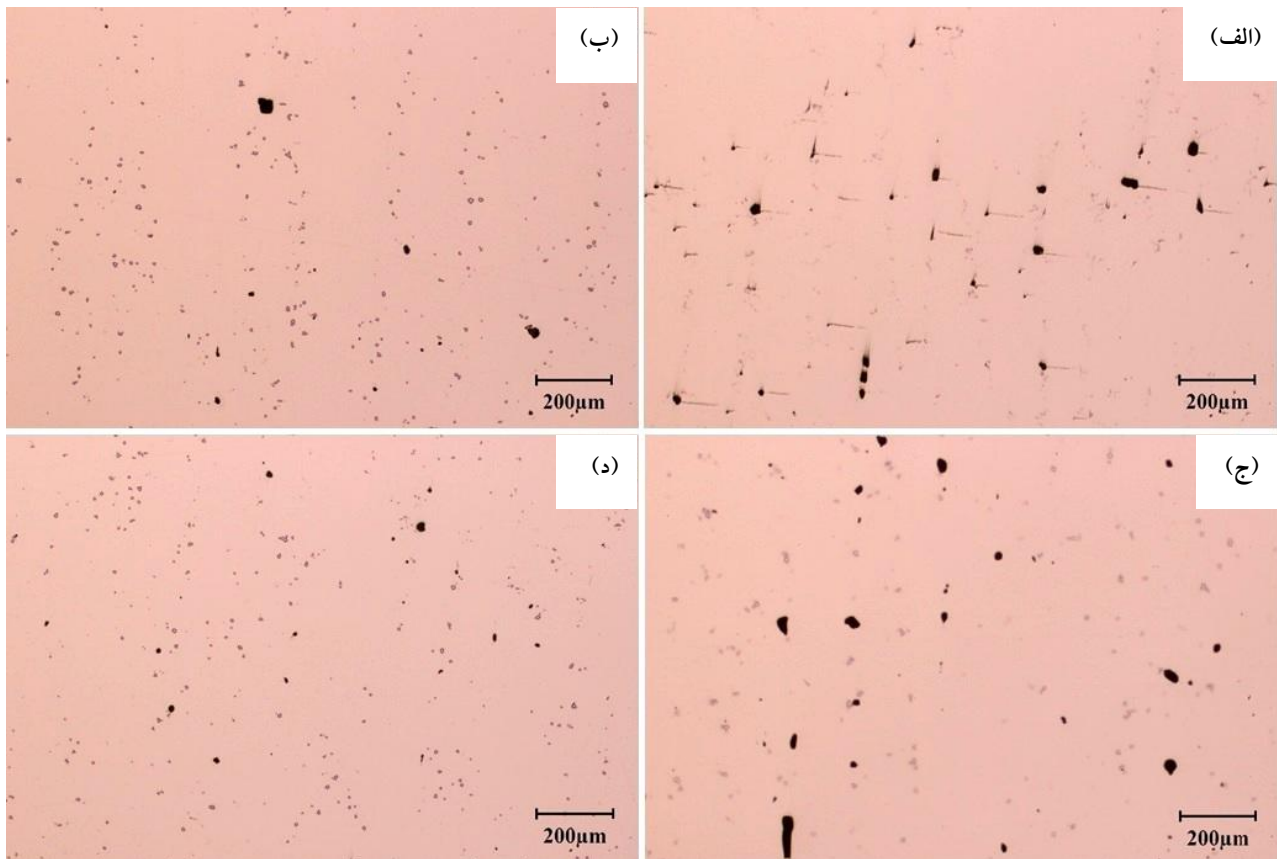
شکل ۲- الگوهای: الف، پ و ج) پراش پرتو ایکس و ب، ت و چ) پراش پرتو ایکس با جهت گیری چرخشی، نمونه‌های سوپرآلیاژ:

الف و ب) SXM1، ج و د) SXM3، ه و و) SXM4

## ۳-۲- جهت گیری بلوری

در شکل (۲) الگوهای پراش پرتو ایکس (XRD) و پراش پرتو ایکس با جهت گیری چرخشی نمونه‌های تک‌بلور نشان داده شده است. با توجه به این شکل‌ها مشخص است که تمامی نمونه‌های

تک‌بلور دارای یک پیک با شدت بیشتر (پیک اصلی) مربوط به صفحه پراش (۰۰۱) در زاویه حدود ۵۲ درجه هستند. از این رو با ثابت نگه داشتن شناسگر روی این زاویه، الگوهای پروانه‌ای پراش پرتو ایکس با جهت گیری چرخشی به دست آمده‌اند.



شکل ۳- تخلخل در ساختار ریختگی قبل از اچ نمونه‌های: الف) SXM1، ب) SXM2، ج) SXM3 و د) SXM4

مورد مطالعه در شکل (۳) و جدول (۳) ارائه شده است. با توجه به این شکل به نظر می‌رسد که با افزایش نسبت Ta/W میزان تخلخل میکروسکوپی در ریزساختار سوپرآلیاژهای تک‌بلور به‌طور تقریبی دارای روند کاهشی است و نمونه تهیه شده از قسمت پایین آلیاژ SXM4 با بیشترین نسبت Ta/W دارای کمترین میزان تخلخل است. بر اساس نتایج پژوهش اریکسون [۲۱]، سوپرآلیاژهای با نسبت Ta/W بالاتر از یک، دارای قابلیت ریخته‌گری بالاتری هستند که این موضوع در پژوهش حاضر نیز با توجه به پایین بودن کسر حجمی و اندازه تخلخل‌های میکروسکوپی در سوپرآلیاژ با بیشترین نسبت Ta/W تأیید می‌شود.

در شکل (۴) ریزساختار میکروسکوپی الکترونی روبشی نمونه‌ها پس از عملیات پیرسختی نشان داده شده است. همان‌طور که دیده می‌شود مقداری یوتکتیک باقیمانده در ساختار حضور دارد.

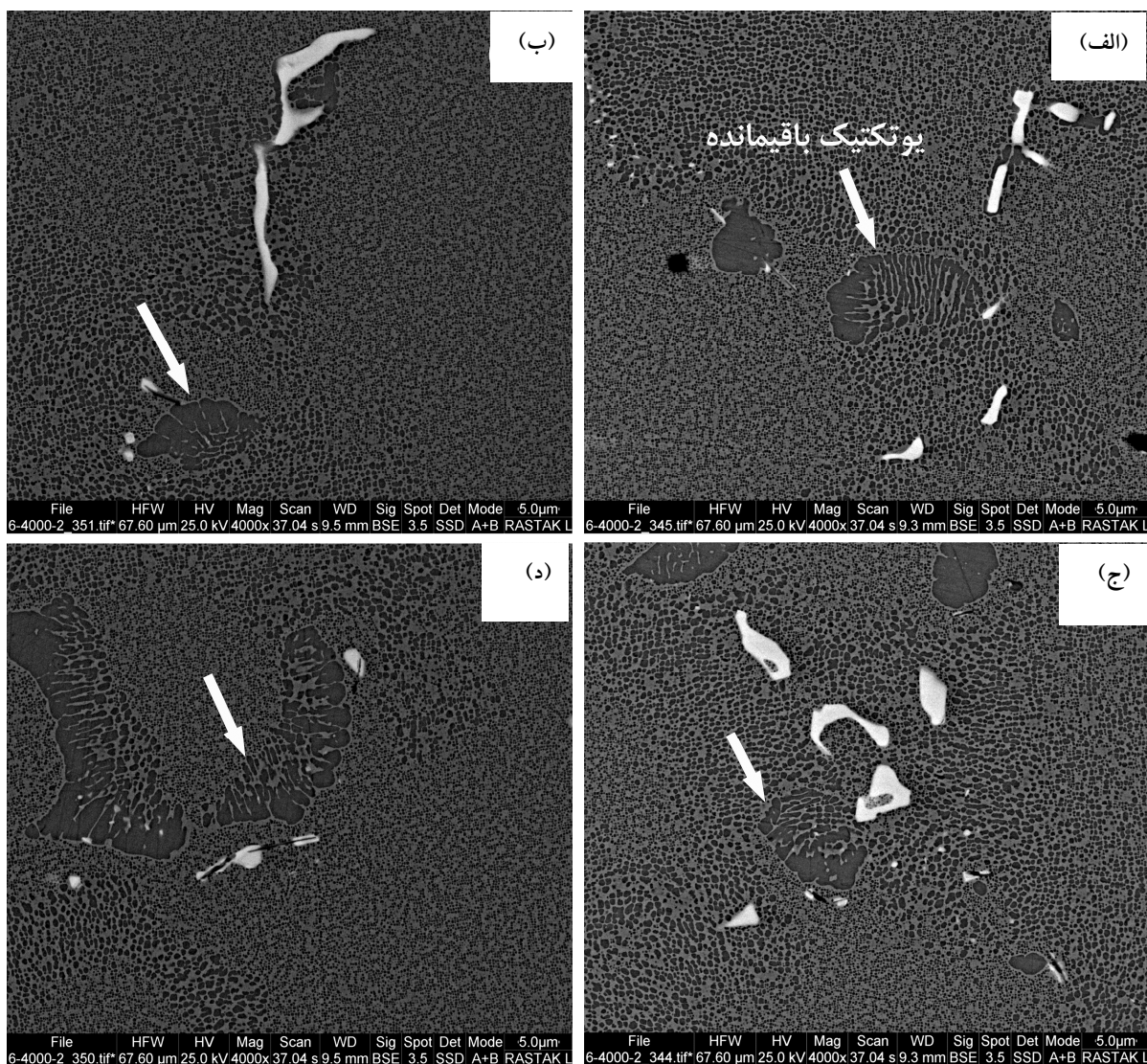
با توجه به اینکه طبق این روش، نصف تفاضل دو پیک در الگوهای پراش پرتو ایکس با جهت‌گیری چرخشی میزان انحراف از جهت بلوری (۰۰۱) را نشان می‌دهد، میزان انحراف نمونه‌های SXM1 و SXM3 حدود ۱۲ درجه و برای نمونه SXM4 حدود ۱۰ درجه به‌دست آمد. لازم به ذکر است که برای نمونه SXM2 در الگوی XRD علاوه بر پیک‌های مشخصه پیک‌های دیگری نیز دیده شد و نمودار پروانه‌ای به‌دست نیامد. این امر احتمالاً به دلیل حضور عیب دانه سرگردان در سطح مقطع مورد بررسی است. در مجموع دیده می‌شود که میزان انحراف بلوری نمونه‌های تک‌بلور ساخته شده طبق مستندات ارائه شده کمتر از ۱۵ درجه بوده و از این‌رو قابل قبول است [۱۳].

### ۳-۳- ساختار میکروسکوپی

نتایج بررسی کسر حجمی تخلخل در ریزساختار سوپرآلیاژهای

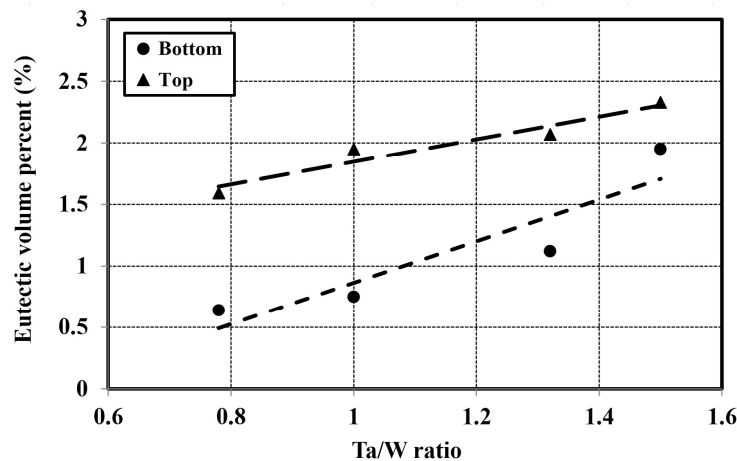
جدول ۳- مقایسه کسر حجمی و اندازه تخلخل در ساختار ریختگی سوپرآلیاژهای مورد مطالعه

Alloy	Ta/W	کسر حجمی تخلخل میکروسکوپی	بیشترین اندازه تخلخل (میکرومتر)	میانگین اندازه تخلخل (میکرومتر)
SXM1	۷۸/۰	۱۰/۰ ± ۴۴/۰	۳۰/۳۳	۲۲/۱۶ ± ۸۰/۰
SXM2	۰۰/۱	۰۹/۰ ± ۳۵/۰	۳۰/۳۵	۱۳/۱۳ ± ۶۶/۰
SXM3	۳۱۴/۱	۱۸/۰ ± ۲۶/۱	۴۳/۷۱	۲۷/۲۰ ± ۰۵/۱
SXM4	۴۹۵/۱	۱۲/۰ ± ۴۰/۰	۲۰/۱۸	۹۲/۶ ± ۳۵/۰



شکل ۴- یوتکتیک باقیمانده در ریزساختار نمونه‌های تک‌بلور پس از عملیات پیرسختی:

الف) SXM1، ب) SXM2، ج) SXM3 و د) SXM4



شکل ۵- مقایسه کسر حجمی یوتکتیک  $\gamma/\gamma'$  در ریزساختار قسمت‌های پایین و بالای نمونه‌های تک‌بلور

نوع فاز  $\eta$  بوده است. فاز  $\eta$  با ترکیب  $Ni_3Ti$  دارای یک ساختار hcp است و با زمینه سوپرآلیاژ غیرکوهیرنت است و معمولاً به صورت ورقه‌های بزرگ در ریزساختار دیده می‌شود. در قطعات ریختگی این فاز در نواحی بین دندریتی و یا درون یوتکتیک‌های  $\gamma-\gamma'$  دیده می‌شود. مطالعات نشان می‌دهد که این فاز غیرکوهیرنت، فاز تردی بوده و منجر به کاهش استحکام خزشی سوپرآلیاژها می‌شود [۶].

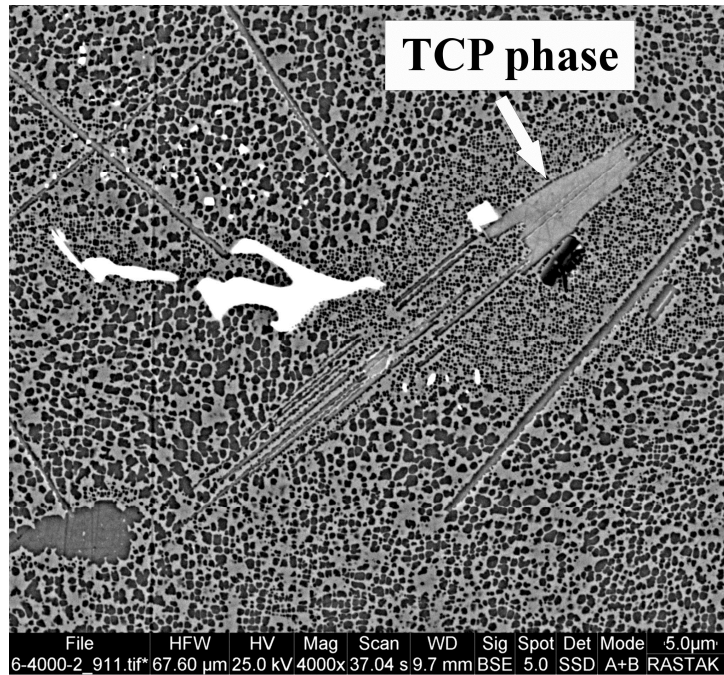
### ۳-۴- خواص تنش گسیختگی

شکل (۷) مقایسه‌ای از خواص تنش گسیختگی سوپرآلیاژهای مورد نظر را در شرایط دمای بالا و تنش پایین ۹۸۲ درجه سانتی‌گراد بر ۲۴۸ مگاپاسکال در قسمت‌های پایین و بالای نمونه‌های تک‌بلور نشان می‌دهد. چنان‌که دیده می‌شود، کلیه نمودارها شامل سه ناحیه خزش اولیه یا گذرا<sup>۱۳</sup>، خزش ثانویه یا پایدار<sup>۱۴</sup> و ناحیه سوم خزش<sup>۱۵</sup> است. وجود ناحیه اولیه به علت پدیده کرنش سختی است. این عامل سبب می‌شود تا ابتدا با سرعت به نسبت بالایی نابیجایی‌ها شروع به حرکت کرده و با برخورد به موانعی مانند رسوبات و کاربیدهای آلیاژی به سرعت متوقف شوند. این ناحیه در تمامی نمونه‌ها به جز نمونه SXM4 مشاهده می‌شود. دلیل این رفتار در آلیاژ SXM4 را می‌توان به کسر حجمی بالاتر رسوبات ثانویه و کاربیدها در این آلیاژ نسبت داد.

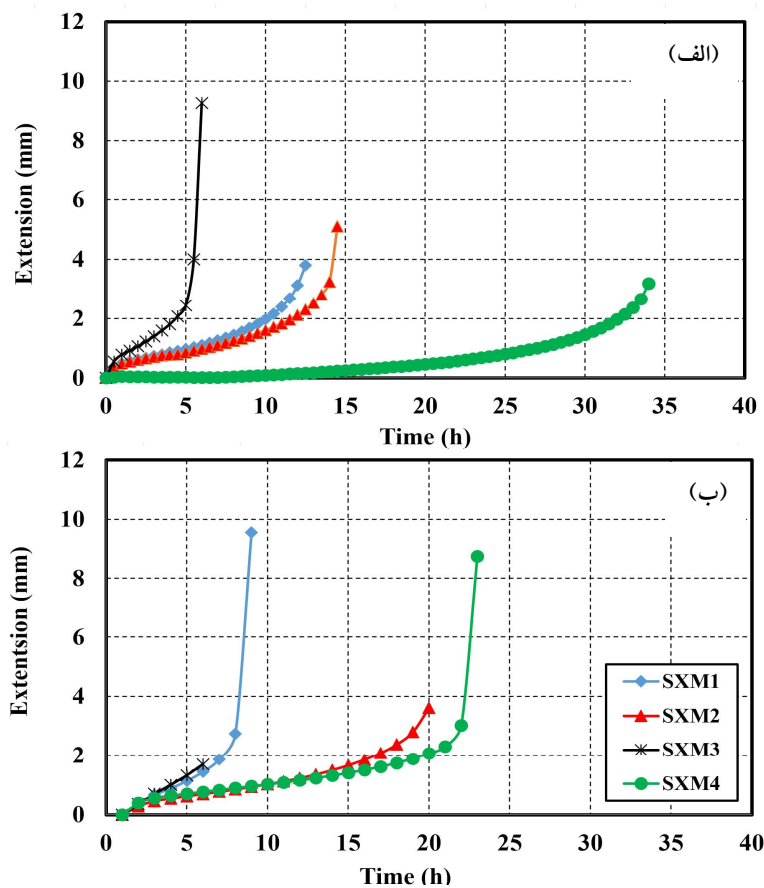
لازم به ذکر است که ساختار یوتکتیک به دلیل مورفولوژی بلوکی شکل و نسبت سطح به حجم بالا، در حین عملیات انحلالی به طور کامل حل نشده است. در شکل (۵) کسر حجمی یوتکتیک در قسمت‌های پایین و بالای نمونه‌های مختلف مقایسه شده است. افزایش درصد حجمی یوتکتیک در بالای نمونه‌ها نسبت به پایین آنها به وضوح مشخص است که به دلیل رخداد جدایش عناصر آلیاژی امری قابل پیش‌بینی است. در واقع در قسمت بالای نمونه‌ها، به دلیل افزایش فاصله از مبرد و در نتیجه کاهش سرعت سرد شدن، درجه جدایش عناصر آلیاژی افزایش یافته و کسر حجمی یوتکتیک در ریزساختار افزایش می‌یابد. همچنین با افزایش نسبت Ta/W درصد حجمی یوتکتیک باقیمانده افزایش یافته است که این موضوع در مطالعات قبلی نیز مورد تأیید قرار می‌گیرد [۶ و ۷].

بررسی‌های ریزساختاری نشان داد که در نمونه SXM4 میزان فازهای TCP و شدت آن نسبت به سایر نمونه‌ها مطابق شکل (۶) بیشتر بوده و این عیب در قسمت بالای نمونه به دلیل افزایش درجه جدایش عناصر آلیاژی سنگین خود را بیشتر نشان داده است. با توجه به نتایج بررسی‌های میکروسکوپی الکترونی روبشی مشخص شد که فازهای TCP موجود در ریزساختار نمونه SXM4 به دلیل مورفولوژی ورقه‌ای و ساختار مشابه ساختار ویدمن اشتاتن و نیز غنی بودن از عناصر تانتالیم (۱۵/۷۴ درصد وزنی)، تیتانیوم (۸/۳۹ درصد وزنی) و نیکل (۶۲/۴۱ درصد وزنی)، از

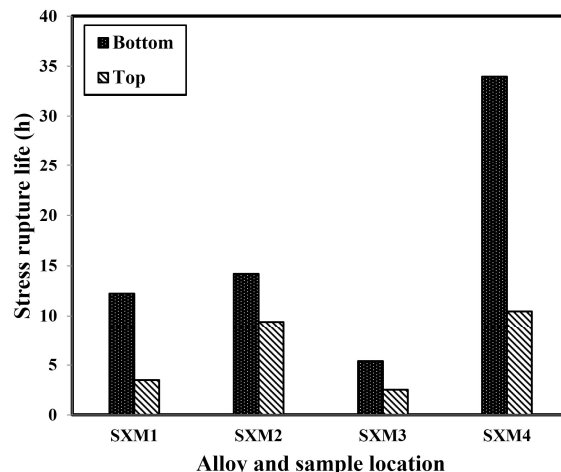




شکل ۶- تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی فاز TCP نوع η در ریزساختار آلیاژ SXM4 پس از عملیات پیرسختی



شکل ۷- نمودار تنش گسیختگی سوپرآلیاژهای تک بلور مستخرج از: (الف) قسمت پایین و (ب) قسمت بالای نمونه‌ها



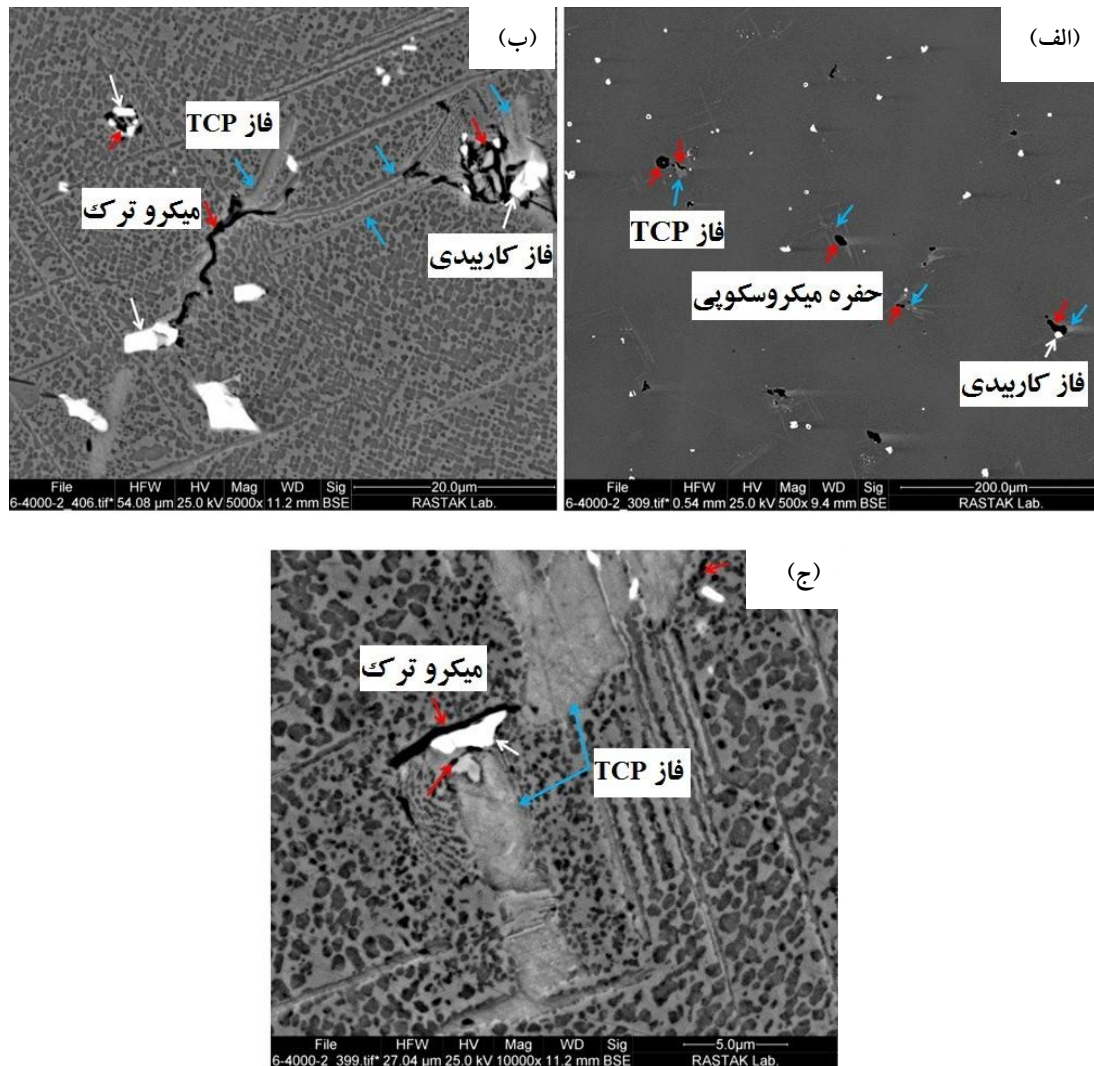
شکل ۸- مقایسه عمر تنش گسیختگی سوپرآلیاژهای مورد مطالعه در قسمت بالا و پایین نمونه‌ها

وجود این فازهای مضر می‌تواند به‌عنوان مکان‌هایی مستعد برای تشکیل حفره‌ها و یا رشد آن و در نتیجه منشأ ترک و در نهایت شکست نمونه در شرایط خزشی باشد. بنابراین، می‌توان وجود اختلاف قابل توجه در رفتار و عمر تنش گسیختگی این آلیاژ را در قسمت‌های بالا و پایین نمونه به حضور فازهای مضر TCP در این آلیاژ به‌عنوان منشأ تشکیل و رشد حفره‌های میکروسکوپی و در نتیجه گسیختگی سریع‌تر نمونه در حین خزش مرتبط کرد.

از دیگر متغیرهای مهم و تأثیرگذار بر رفتار خزشی سوپرآلیاژهای تک‌بلور، درصد حجمی و مورفولوژی رسوبات  $\gamma'$  در ریزساختار است. شکل (۱۰) مورفولوژی این رسوبات را برای آلیاژهای مورد مطالعه در حالت پیرسخت شده و پس از آزمون تنش گسیختگی نشان می‌دهد. همچنین جدول (۴) کسر حجمی و اندازه این رسوبات را در آلیاژهای مورد مطالعه در حالت ریختگی و پیرسازی نشان می‌دهد. با توجه به این نتایج، به‌نظر می‌رسد با افزایش نسبت Ta/W اندازه رسوبات  $\gamma'$  ریزتر شده و در نتیجه استحکام خزشی نیز افزایش یافته است. این در حالی است که بر اساس مطالعات یاماگاتا [۱۰] و همکاران، با افزایش نسبت Ta/W مورفولوژی رسوبات  $\gamma'$  از حالت مکعبی به حالت کروی تبدیل شده و عمر خزشی سوپرآلیاژهای تک‌بلور کاهش می‌یابد.

در ادامه مرحله ثانویه پایدار شروع می‌شود که مشخصه بارز آن نرخ کرنش ثابت است. این امر به دلیل برقراری تعادل بازیابی حرارتی ناهم‌جایی‌های موجود در ساختار و کرنش سختی رخ می‌دهد. در نهایت مرحله سوم شروع شده و به دلایلی مانند شروع ترک همراه با کاهش سطح مقطع باعث افزایش سریع و غیرخطی نرخ کرنش تا شکست نمونه پیش می‌رود. با توجه به نتایج ارائه شده در شکل (۸) مشخص است که عمر تنش گسیختگی نمونه SXM4 بالاتر از سایر نمونه‌هاست. از طرفی مقایسه رفتار خزشی در قسمت پایین و بالای نمونه‌ها مطابق شکل (۸) نشان می‌دهد که برای نمونه‌های SXM1، SXM3 و SXM4 اختلاف عمر تنش گسیختگی در قسمت‌های پایین و بالای نمونه‌ها بسیار زیاد بوده و حدود دو تا سه برابر اختلاف دارد و عمر تنش گسیختگی قسمت پایین نمونه‌ها بیشتر از بالای آنهاست و این در حالی است که برای نمونه SXM2 این اختلاف کمتر بوده و این نمونه در شرایط خزشی فوق، رفتار خزشی یکنواخت‌تری در طول نمونه ارائه داده است.

بررسی‌های ریزساختاری نمونه‌های خزشی پس از انجام آزمون تنش گسیختگی مطابق شکل (۹) نشان‌دهنده وجود حفره‌های میکروسکوپی در داخل فازهای TCP و یا فصل مشترک این فازها و زمینه آلیاژ است که در پژوهش‌های گذشته نیز اثبات شده است [۷]. این موضوع بیانگر این نکته است که



شکل ۹- تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از ریزساختار نمونه SXM4 پس از آزمون تنش گسیختگی نشان‌دهنده:

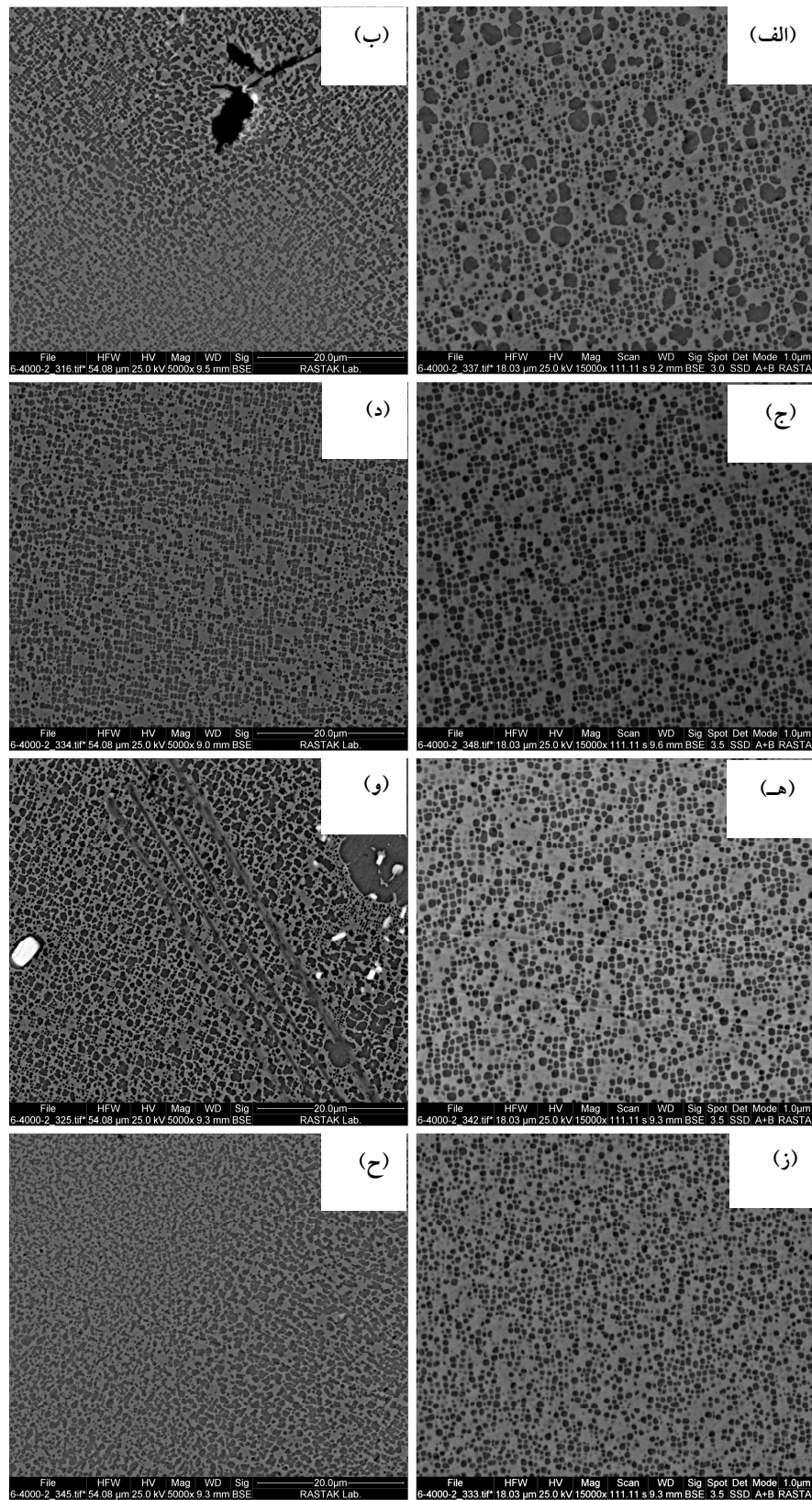
(الف) وجود حفره‌های میکروسکوپی در مجاورت و داخل فازهای TCP و کاربیدی،

(ب) رشد حفره‌ها و تبدیل به میکروترک در حین خزش، و (ج) گرانیوی بالای حفره‌های میکروسکوپی در مجاورت مناطق دارای فاز TCP

فازی Ni-Al نشان داده شده در شکل (۱۱)، حاصل واکنش پریکتیک  $\gamma' + \gamma = L + \gamma'$  در حین فرایند انجماد سوپرآلیاژ تشکیل می‌شود و در فرایندهای بعدی مانند عملیات پیرسازی و یا پس از آزمون خزش مورفولوژی آن تغییر می‌کند [۱].

لازم به ذکر است که هر چند عمر تنش گسیختگی نمونه SXM4 بیشتر از سایر نمونه‌هاست، اما این نمونه و نمونه‌ها دارای یکنواختی کمی از نظر خواص تنش گسیختگی در سراسر نمونه هستند و نمونه SXM2 از این دیدگاه دارای رفتار بهتری است.

بنابراین، برای رسیدن به خواص مکانیکی و ریزساختاری بهینه در سوپرآلیاژهای مختلف، لازم است که این نسبت حالت بهینه‌ای داشته باشد. همچنین، پس از آزمون تنش گسیختگی مورفولوژی رسوبات  $\gamma'$  نسبت به حالت پس از عملیات پیرسختی تغییر کرده و دارای رشد جهت‌دار بوده است. از طرفی تغییرات مورفولوژی این رسوبات در آلیاژهای SXM2 و SXM4 نسبت به سایر آلیاژها تقریباً کمتر است. لازم به ذکر است که رسوبات  $\gamma'$  جزء مهم ساختار سوپرآلیاژهای تک‌بلور پایه نیکل است که مطابق نمودار



شکل ۱۰- تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از رسوبات  $\gamma'$  در آلیاژهای مورد مطالعه: الف، ج، ه و ز) پس از عملیات حرارتی پیرسختی و ب، د، و ه) پس از آزمون خزش نمونه‌های: الف و ب) SXM1، ج و د) SXM2، ه و و) SXM3 و ز و ح) SXM4

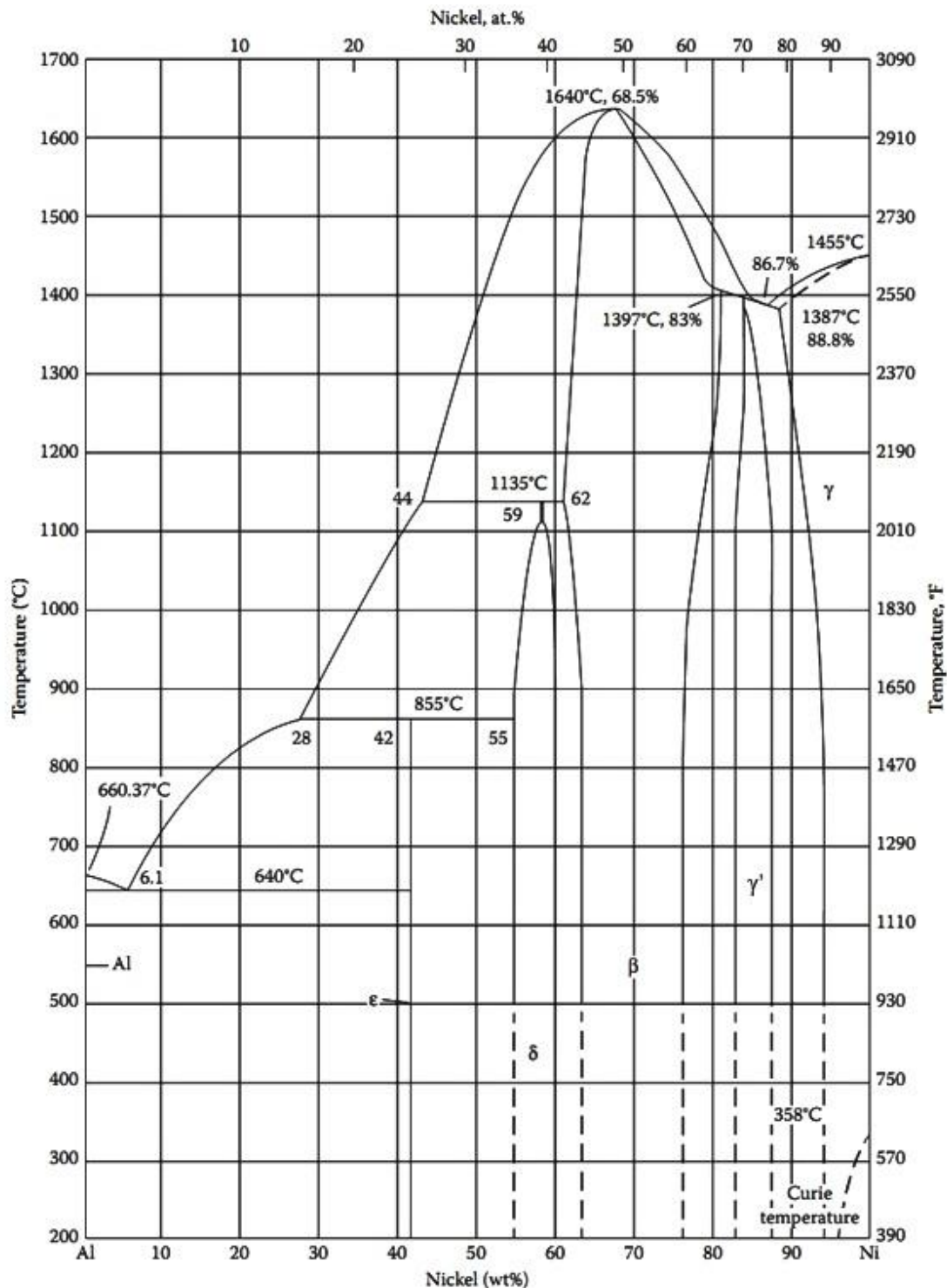
جدول ۴- کسر حجمی و اندازه میانگین رسوبات  $\gamma'$  در حالت‌های ریختگی و پیرسازی در آلیاژهای مورد مطالعه

Alloy	حالت ریختگی		حالت پیرسازی
	ناحیه مغز دندريت	ناحیه بین دندريتي	
	کسر حجمی فاز $\gamma'$ (%)		
SXM1	۳۱/۸۵	۳۹/۳۵	۴۲/۹۵
SXM2	۲۶/۵۰	۳۰/۳۳	۴۴/۰۲
SXM3	۲۹/۵۰	۳۲/۰۰	۳۷/۳۹
SXM4	۳۱/۳۶	۳۹/۳۳	۳۳/۵۶
	اندازه میانگین فاز $\gamma'$ ( $\mu\text{m}$ )		
SXM1	۰/۲۶	۰/۳۵	۰/۲۰
SXM2	۰/۲۹	۰/۳۱	۰/۱۷
SXM3	۰/۳۰	۰/۳۲	۰/۱۴
SXM4	۰/۲۵	۰/۳۳	۰/۱۰

Ta، W و Re سرعت نفوذ سایر عناصر مانند Ti و Al را نیز کاهش داده و از درشت شدن جهت دار ذرات فاز  $\gamma'$  جلوگیری می‌کنند. به این ترتیب پایداری ریزساختار و استحکام آلیاژ افزایش می‌یابد [۱۱]. برخی مطالعات نشان می‌دهد که در دماهای بالا (۹۸۲-۱۰۴۹ درجه سانتی‌گراد) به دلیل فعال شدن سیستم‌های لغزشی بیشتر، رفتار خزشی سوپرآلیاژهای تک‌بلور حساسیت کمتری به جهت بلوری و اندازه رسوبات  $\gamma'$  دارد [۲۲]. از طرفی در دماهای بالا، درشت شدن جهت دار رسوبات  $\gamma'$  رخ می‌دهد که باعث کاهش هم‌سیمایی آن با فاز  $\gamma$  شده و استحکام خزشی کاهش می‌یابد [۲۳].

گفتنی است که در شرایط دمایی و تنش‌های مختلف، مکانیزم‌های مختلف خزش حاکم است که در شرایط دمای بالا و تنش پایین، یعنی شرایط مورد استفاده در پژوهش حاضر، هر دو مکانیزم خزش نابه‌جایی<sup>۱۷</sup> و خزش نفوذی<sup>۱۸</sup> حاکم است [۲۴]. مطالعات کلاگر و همکاران [۲۵] نیز در خصوص مکانیزم‌های خزش در پره‌های سوپرآلیاژ از جنس IN738LC نشان داده است که در شرایط دمای بالا و تنش پایین (۹۸۲ درجه سانتی‌گراد بر ۱۵۰ مگاپاسکال) مکانیزم‌های خزش نفوذی و خزش نابه‌جایی (صعود نابه‌جایی‌ها) حاکم است.

با توجه به شکل (۴) نیز اندازه یوتکتیک باقیمانده در ریزساختار این نمونه نسبت به سایر نمونه‌ها کمتر است و به نظر می‌رسد نمونه SXM2 از دیدگاه ساختار ماکروسکوپی (تک‌بلور بودن و عدم مشاهده عیب دانه سرگردان)، ریزساختار (اندازه میانگین ساختار یوتکتیک و نیز میزان تخلخل میکروسکوپی) و نیز رفتار تنش گسیختگی حالت بهینه در بین این آلیاژها باشد. مطالعات یاماگاتا و همکاران [۱۰] نشان می‌دهد که نسبت Ta/W در محدوده ۰/۳ تا ۱ بیشترین عمر خزشی را در دمای بالا در سوپرآلیاژهای نسل دوم حاصل می‌کند چرا که نسبت Ta/W بر مورفولوژی رسوبات فاز  $\gamma'$  تأثیرگذار بوده و با افزایش این نسبت، شکل رسوبات  $\gamma'$  از حالت مکعبی، به حالت کروی تبدیل شده و عمر خزشی کاهش می‌یابد. بر اساس نتایج پژوهش دیگری، افزایش میزان Mo + Ta و نیز نسبت Ta/W باعث کاهش سرعت نفوذ عناصری مانند Al و Ti و جلوگیری از درشت شدن جهت دار فاز  $\gamma'$ ، پایداری این فاز و افزایش مقاومت به خزش می‌شود [۱۱]. دلیل این موضوع آن است که فرایند درشت شدن جهت دار رسوبات  $\gamma'$  یک فرایند وابسته به دما و کنترل نفوذی<sup>۱۶</sup> است [۱۱] و عناصر با ضریب نفوذ پایین مانند



شکل ۱۱- نمودار فازی Al-Ni نشان‌دهنده فازهای گاما و گاماپرایم [۱۹]

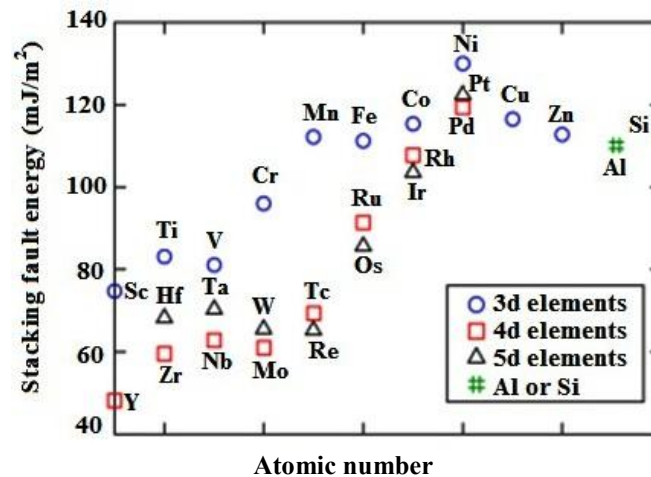
شده است. به نظر می‌رسد با افزایش نسبت Ta/W و در نتیجه کاهش ضریب نفوذ عناصر Ti و Al، اندازه رسوبات  $\gamma'$  پس از عملیات حرارتی پیرسختی مطابق شکل (۱۰) ریزتر شده است.

لازم به ذکر است که این موضوع در مطالعات ژانگ و همکاران [۲۶] در خصوص مکانیزم‌های خزش در شرایط دمایی و تنشی مختلف در سوپرالیاژهای تک‌بلور نسل دوم TMS نیز اثبات

مطابق برخی از مطالعات، بهترین شرایط برای افزایش استحکام خزشی این است که اندازه رسوبات  $\gamma'$  ریزتر و توزیع یکنواخت تری در زمینه  $\gamma$  داشته باشد. همچنین در سوپرآلیاژهای پایه نیکل که رسوبات  $\gamma'$  و فاز زمینه  $\gamma$  عدم تطابق کمی دارند، کسر حجمی رسوبات  $\gamma'$  بیشترین تأثیر را بر رفتار خزشی سوپرآلیاژ دارد، چرا که رسوبات  $\gamma'$  به عنوان موانعی در برابر حرکت ناب‌جایی‌ها عمل کرده و در نتیجه مقاومت خزشی سوپرآلیاژ را افزایش می‌دهند [۲۳]. در پژوهش حاضر با توجه به شکل (۱۰) و جدول (۴) کسر حجمی رسوبات  $\gamma'$  در حالت پیرسخت شده در آلیاژهای مورد مطالعه در محدوده ۳۴ تا ۴۴ درصد بوده و هر چند آلیاژ SXM4 دارای کسر حجمی کمتری از این رسوبات است، اما عمر خزشی بالاتری را ارائه داده است و بنابراین به نظر می‌رسد اندازه رسوبات  $\gamma'$  دارای تأثیر بیشتری بر رفتار خزشی باشد، چرا که اندازه رسوبات مذکور در ریزساختار این آلیاژ ریزتر از سایر آلیاژهاست. مطالعات پیشین [۱۱ و ۲۷] نشان می‌دهد که تغییرات مورفولوژی رسوبات  $\gamma'$  با مهاجرت فصل مشترک  $\gamma/\gamma'$  بسته به میزان انتقال عناصر آلیاژی از طریق نفوذ رخ می‌دهد. بنابراین ضریب نفوذ عناصر آلیاژی به ویژه عناصر Ta و W در این خصوص بسیار مؤثر است. این عناصر به دلیل نقطه ذوب بالا و سرعت نفوذ پایین، نقطه ذوب سوپرآلیاژ را افزایش داده و از درشت شدن رسوبات  $\gamma'$  جلوگیری می‌کنند. لازم به ذکر است که تغییرات مورفولوژی این رسوبات به دلیل نفوذ اتم‌های Al و Ti است که نسبت به عناصر Ta، W و Re ضریب نفوذ بسیار بالایی در زمینه نیکل دارند. در مرجع [۲۷] ضرایب نفوذ تمامی عناصر آلیاژی در برخی از سوپرآلیاژهای تک‌بلور نسل اول و دوم در دمای ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد ارائه شده و تأیید کننده این موضوع است. در شرایطی که دما پایین باشد و یا اینکه دما و تنش هر دو بالا باشند، فرایند نفوذ عناصر آلیاژی بسیار کند صورت می‌گیرد. بنابراین تأثیر جدایش عناصر آلیاژی بر رفتار خزشی به دلیل تفاوت قابل توجه در سینتیک نفوذ آنها اهمیت چندانی ندارد. اما در شرایطی که دما بالا بوده و تنش پایین باشد (مانند شرایط استفاده شده در پژوهش حاضر)،

مکانیزم حاکم بر رفتار خزش سوپرآلیاژها نفوذ خواهد بود. بنابراین، جدایش عناصر آلیاژی نقش اساسی در رفتار خزشی سوپرآلیاژ خواهد داشت [۲۹-۲۷]. به عبارت دیگر، تغییرات نسبت عناصر آلیاژی مانند Ta و W به دلیل تأثیر بر ضریب نفوذ این عناصر و نیز سایر عناصر آلیاژی، بر رفتار جدایش آنها مؤثر بوده و در نتیجه منجر به تشکیل یونکتیک باقیمانده و نیز فازهای مضر TCP و فازهای کاربیدی و در نتیجه کاهش عمر خزشی سوپرآلیاژها می‌شود، که این موضوع در آلیاژهای مورد مطالعه این پژوهش؛ به ویژه در نمونه SXM4 بنابر مطالعه ریزساختار نمونه پس از شکست و گسیختگی در آزمون خزش با استفاده از میکروسکوپی الکترونی روبشی مطابق شکل (۹) مشاهده شده است. با توجه به این شکل، وجود گرانروی بالایی از حفره‌های میکروسکوپی و نیز میکروتورک‌ها در فصل مشترک فازهای TCP و کاربیدی با زمینه به وضوح مشخص است.

از دیگر متغیرهای مهم و تأثیرگذار بر رفتار خزشی سوپرآلیاژها که توسط عناصر آلیاژی مانند Ta، W، Co و Mo تحت تأثیر است، انرژی مرز ضد فاز (APB)<sup>۱۹</sup> است. مرز ضد فاز در اثر عبور ناب‌جایی از رسوب منظم پدید می‌آید و از عوامل استحکام‌بخش سوپرآلیاژهاست. انرژی مرز ضد فاز، میزان انرژی مورد نیاز برای برش رسوبات توسط ناب‌جایی است که عناصر آلیاژی مانند Ta این انرژی را افزایش داده و باعث افزایش استحکام خزشی می‌شود. این نکته می‌تواند رفتار خزشی آلیاژ SXM4 که دارای بیشترین مقدار Ta است را توجیه کند. از دیگر متغیرهای مهم، انرژی نقص در چیده شدن (SFE)<sup>۲۰</sup> است. با افزایش درصد عناصر آلیاژی به ویژه Ta، این انرژی کاهش یافته و در نتیجه لغزش متقاطع ناب‌جایی‌ها مشکل‌تر و استحکام خزشی افزایش می‌یابد. همچنین عنصر Ta دارای شبکه بلوری مکعبی مرکزدار است و در نتیجه عدم تطابق آن با شبکه مکعبی با وجوه مرکزدار فاز  $\gamma$  قابل توجه بوده و به عنوان یک عنصر استحکام‌بخش در هر دو فاز  $\gamma$  و  $\gamma'$  عمل می‌کند. این عنصر در دماهای بالا تأثیر بسزایی در کنترل اندازه رسوبات  $\gamma'$  داشته و باعث افزایش استحکام خزشی می‌شود [۲۴].



شکل ۱۲- محاسبه انرژی نقص چیده شدن در سوپرآلیاژهای پایه نیکل به صورت تابعی از عدد اتمی برای عناصر آلیاژی 3d، 4d و 5d [۴۴]

عملیات حرارتی پیرسختی، اختلاف چندانی نشان نداد.  
 ۳- بیشترین عمر تنش گسیختگی در نمونه تک‌بلور با حداکثر نسبت Ta/W (در حدود ۱/۵) به دست آمد.  
 ۴- عمر تنش گسیختگی نمونه‌ها در قسمت پایین (نزدیک مبرد آبگرد) بیشتر از بالای نمونه‌ها بود. افزایش کسر حجمی حفره‌های میکروسکوپی و یوتکتیک باقیمانده با افزایش فاصله از مبرد باعث کاهش عمر خزشی شد.  
 ۵- حضور فازهای TCP منشأ تشکیل و رشد حفره‌های میکروسکوپی و در نتیجه کاهش عمر تنش گسیختگی شناخته شد.

#### تشکر و سپاسگزاری

بدینوسیله نویسندگان مقاله از حمایت‌های بی‌دریغ مدیریت محترم شرکت فولاد آلیاژی اصفهان جهت آلیاژسازی نمونه‌ها و مدیریت محترم شرکت مهندسی و ساخت پره توربین مینا (پرتو) جهت ساخت قالب‌های سرامیکی صمیمانه سپاسگزاری می‌کنند.

این موضوع در آلیاژ SXM4 که دارای بیشترین نسبت Ta/W است، مشهود است. عناصر W و Ta جزء عناصر با ساختار الکترونی شامل 5d بوده و مطالعات نشان می‌دهد که این عناصر دارای انرژی اکتیواسیون بالایی برای نفوذ بوده و انرژی نقص چیده شدن کمتری نسبت به عناصر 3d و 4d دارند و در نتیجه سرعت خزش را کاهش می‌دهند. در شکل (۱۲) میزان انرژی نقص چیده شدن در سوپرآلیاژهای پایه نیکل به صورت تابعی از عدد اتمی برای عناصر آلیاژی 3d، 4d و 5d ارائه شده و تأییدکننده این موضوع است [۳۰].

#### ۴- نتیجه‌گیری

۱- با افزایش نسبت Ta/W، اندازه و کسر حجمی تخلخل‌ها در ریزساختار سوپرآلیاژهای تک‌بلور کاهش یافت.  
 ۲- با افزایش نسبت Ta/W، اندازه رسوبات  $\gamma'$  ریزتر شد. کسر حجمی رسوبات گام‌پرایم در آلیاژهای مورد مطالعه پس از

#### واژه‌نامه

1. stray grains
2. topologically closed packed
3. rafting
4. vacuum induction melting
5. polycrystal
6. induced coupled plasma
7. x-ray florescence
8. Bridgman
9. optical microscopy
10. scanning electron microscopy
11. rotating orientation-X-ray diffraction
12. X-ray diffraction
13. transient or primary
14. secondary or steady state



15. tertiary creep
16. diffusion controlled
17. dislocation creep mechanism

18. diffusion creep mechanism
19. anti-phase boundary
20. stacking fault energy

## مراجع

1. Zhang, S., and Zhao, D., *Aerospace Materials Handbook*, Advances in Materials and Engineering, CRC Press, 2012.
2. Pollock, T. M., and Tin, S., "Nickel-Based Superalloys for Advanced Turbine Engines: Chemistry, Microstructure and Properties", *J. Propuls. Power*, Vol. 22, pp. 361-374, 2006.
3. Ruttart, B., Meid, C., Lopez-Galilea, L. M. I., Bartsch, M., and Theisen, W., "Effect of Porosity and Eutectics on the High-Temperature Low-Cycle Fatigue Performance of a Nickel-Based Single Crystal Superalloys", *Scripta Materials*, Vol. 140, pp. 139-143, 2018.
4. Zhang, Y. B., Liu, L., Huang, T. W., Li, Y. F., Jie, Z. Q., Zhang, J., Yang, W. C., and Fu, H. Z., "Investigation on Remelting Solution Heat Treatment for Nickel-Based Single Crystal Superalloys", *Scripta Materials*, No. 136, pp. 74-77, 2017.
5. Li, X. W., Wang, L., Dong, J. S., Lou, L., and Zhang, H. J., "Evolution of Micro-Pores in a Single Crystal Nickel-Based Superalloy During Solution Heat Treatment", *Metals and Materials Transactions, A*, No. 48, pp. 2682-2685, 2017.
6. Xuan, W., Du, L., Han, Y., Shao, W., Zhang, H., Wang, J., Ren, Z., and Zhong, Y., "Investigation on Microstructure and Creep Properties of Nickel- Based Single Crystal Superalloys PWA1483 During Heat Treatment under an Alternating Magnetic Field", *Materials Science and Engineering A*, No. 762, Article. 138087, 2019.
7. Wasson, A. J., "The Impact of Carbon on Single Crystal Nickel Based Superalloys: Carbide Behavior and Alloy Performance", Ph.D. Thesis, University of Florida, 2010.
8. Matuszewski, K., *Precipitation of Topologically Close Packed Phases in Ni-Base Superalloys -the Effect of Re and Ru*, Erlangen FAU University Press, 2016.
9. Zhang, Y., and Li, J., "Characterization of the Microstructure Evolution and Microsegregation in a Ni-Based Superalloy under Super-High Thermal Gradient Directional Solidification", *Materials Transactions*, Vol. 53, No. 11, pp. 1910-1914, 2012.
10. Yamagata, T., Harada, H., Nakazawa, S., and Yamazaki, M., "Effect of Ta/W Ratio in Gamma Prime Phase on Creep Strength of Nickel-Base Single Crystal Superalloys", *Transactions, The Iron and Steel Institute of Japan (ISIJ)*, Vol. 26, pp. 638-641, 1986.
11. Sugui, T., Minggang, W., Xingfu, Y., Xudong, L., and Benjiang, Q., "Directional Diffusion and Effect Factors of the Elements During Creep of Nickel-Based Single Crystal Superalloys", *Materials Science Forum*, Vols. 638-642, pp. 2339-2344, 2010.
12. Lamm, M., and Singer, R. F., "The Effect of Casting Conditions on the High-Cycle Fatigue Properties of the Single-Crystal Ni-Base Superalloy PWA 1483", *Metallurgical and Materials Transaction A*, Vol. 38A, pp. 1177-1183, 2007.
13. Gancarczyk, K., Albrecht, R., Berger, H., Szeliga, D., Gradzik, A., and Sieniawski, J., "Determination of Crystal Orientation by X-Scan Method in Nickel-Based Single-Crystal Turbine Blades", *Metallurgical and Materials Transaction A*, Vol. 48, pp. 5200-5205, 2017.
14. Goti, R., Viguier, B., and Crabos, F., "Effect of Thermal Cycling on High Temperature Creep of Coated CMSX-4", *Superalloys, 2012: 12<sup>th</sup> International Symposium on Superalloys, TMS (The Minerals, Metals & Materials Society)*, pp. 411-419, 2012.
15. Wahl, J. B., and Harris, K., "CMSX-4 Plus Single Crystal Alloy Development: Characterization and Application Development", *Superalloys, 2016: Proceedings of the 13<sup>th</sup> International Symposium on Superalloys, TMS (The Minerals, Metals & Materials Society)*, pp. 25-33, 2016.
16. Ma, D., Wang, F., Wu, Q., Bogner, S., and Polaczek, A. B., "Innovations in Casting Techniques for Single Crystal Turbine Blades of Superalloys", *Superalloys, 2016: Proceedings of the 13<sup>th</sup> International Symposium on Superalloys, TMS (The Minerals, Metals & Materials Society)*, pp. 237-246, 2016.
17. Sadeghi, F., Kermanpur, A., Sarami, N., and Riazi, H., "Investigation the Effect of Crystal Orientation of a Single Crystal Superalloy on High Temperature Mechanical Properties", *5<sup>th</sup> International Conference on Materials Engineering and Metallurgy*, Shiraz University, 2016.
18. *Standard Test Method for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count*, ASTM Standards 2008, West Conshohoken, PA : ASTM International, 2008.
19. AMS 2315 D Standard, *Standard Test Method for Determination of Delta Ferrite Content*, American National Standard, 1995.
20. ASTM E 139-00 Standard, *Standard Test Methods for Conducting Creep, Creep-Rupture, and Stress-Rupture Tests of Metallic Materials*, ASTM International, United States, 2000.

21. Erickson, G. L., Kubiak, K., and Sieniawski, J., "The Development and Application of CMSX-10", *The Minerals, Metals and Materials Society*, pp. 35-44, 1996.
22. Shah, D. M., Cetel, A., and Hartford, E., "Evaluation of PWA1483 for Large Single Crystal IGT Blade Applications", *The Minerals, Metals and Materials Society (TMS)*, pp. 295-304, 2000.
23. Vacchieri, E., and Costa, A., "Comparison of the Mechanical Behavior and Evaluation of Different Damage Mechanisms in an Equiaxed and a Single Crystal Superalloys Subjected to Creep, LCF and TMF", *12th International Symposium on Superalloys, The Minerals, Metals & Materials Society*, pp. 235-244, 2012.
24. ASM Handbook, Vol. 1, Properties and selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys, Vol. 1 10<sup>th</sup> Edition, pp. 1551-1569, 2005.
25. Kolagar, A. M., Cheraghzadeh, M., Tabrizi, N., and Shahriari, M. S., "The Effect of Service Expose on Microstructure and Creep Mechanism of Gas Turbine Blades Made of IN738LC", *Journal of Iranian Metallurgical and Materials Engineering Society*, Vol. 19, No. 2, pp. 146-160, 2016.
26. Zhang, J. X., Murakumo, T., Harada, H., Koizumi, Y., and Kobayashi, T., "Creep Deformation Mechanisms in Som Modern Single-crystal Superalloys", *TMS (The Minerals, Metals and Materials Society)*, pp. 189-195, 2004.
27. Goehler, T., Schwalbe, C., Svoboda, J., Affeldt, E., and Singer, R. F., "Discussing the Effect of Gama Prime Coarsening on High Temperature Low Stress Creep Deformation with Respect to the Role of Refractory Elements", *TMS (The Minerals, Metals & Materials Society)*, pp. 655-664, 2016.
28. Cheng, K. Y., Jo, C. Y., Kim, D. H., Jin, T., and Hu, Z. Q., "Influence of Local Chemical Segregation on the  $\gamma'$  Directional Coarsening Behavior in Single Crystal Superalloy CMSX-4", *Materials Characterization*, No. 60, pp. 210-218, 2009.
29. Epishin, A., Link, T., Brückner, U., Fedelich, B., and Portella, P. D., "Effects of Segregation in Nickel-Based Superalloys: Dendritic Stresses", *Superalloys 2004, The Minerals, Metals & Materials Society, Pennsylvania, PA*, pp. 537-743, 2004.
30. Zacherl Shang, C. L., Kim, D. E., Wang, Y., and Liu, Z. K., "Effects of Alloying Elements on Elastic, Stacking Fault, and Diffusion Properties of FCC Ni from First-Principles: Implications for Tailoring the Creep Rate of Ni-Based Superalloys", *Superalloys 2012, 12<sup>th</sup> International symposium on superalloys, TMS (The Mineral, Metals and Materials Society)*, pp. 455-461, 2012.