



پژوهش‌نامه ریخته‌گری

مقاله پژوهشی:

بررسی اثر انحراف جهت رشد دانه‌ها بر رفتار خزشی سوپر آلیاژ پایه نیکلی GTD111DS

مریم طرفه^۱، سیدمحمدحسین میرباقری^{۲*}، جمشید آقازاده^۳، سهیل نخودچی^۴

۱- دکتری، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی دانشگاه صنعتی امیرکبیر، تهران، ایران

۲- دانشیار، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی دانشگاه صنعتی امیرکبیر، تهران، ایران

۳- استاد، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی دانشگاه صنعتی امیرکبیر، تهران، ایران

۴- استادیار، دانشکده مهندسی مکانیک دانشگاه صنعتی خواجه نصیر طوسی، تهران، ایران

* نویسنده مکاتبه کننده: تلفن: ۰۲۱-۳۶۴۵۴۲۹۶۱، E-mail: smhmirbagheri@aut.ac.ir

چکیده:

دریافت: ۱۴۰۰/۰۹/۰۸

پذیرش: ۱۴۰۰/۱۰/۱۳

هدف از پژوهش حاضر بررسی رفتار خزشی سوپرآلیاژ پایه نیکل GTD111 تولید شده به روش انجماد جهت‌دار است. ابتدا استوانه‌هایی از این آلیاژ به روش بریجمن رشد داده شدند. سپس با تهیه نمونه، تحت آزمون خزش در دمای ۸۷۰°C و تنش‌های متفاوت، متناسب با شرایط کاری پره‌های توربین، قرار گرفتند. رفتار خزشی و تغییرات ریزساختاری این آلیاژ مورد توسط آزمون‌های مختلف اندازه‌گیری و بررسی شدند. با توجه به این که هدف این پروژه، شناسایی رفتار خزشی سوپرآلیاژ مذکور در شرایطی است که دانه‌های ستونی از زاویه ایده‌آل طی انجماد جهت‌دار انحراف پیدا کنند، ابتدا دانه‌بندی در نمونه‌های ریخته‌گری تعیین شد، سپس با تعیین میزان انحراف دانه‌ها، رفتار مکانیکی آنها بررسی شد. همچنین، از شبیه‌سازی کامپیوتری بهره گرفته شد تا دانه‌بندی نمونه‌های ریخته‌گری شده، مدل‌سازی شود. با مدل‌سازی سه‌بعدی دانه‌ها در نمونه‌های خزش و سپس تغییر زاویه رشد دندریت‌ها در هر دانه، تحلیل کامپیوتری رفتار خزشی نمونه با استفاده از معادله نورتون و تغییرات عمر خزشی با تغییر زاویه انحراف دانه‌ها بدست آمد. نتایج نشان داد، افزایش زاویه انحراف طی رشد دندریت‌ها در یک دانه از صفر تا ۳ درجه، موجب ۰/۴ درصد افزایش در تنش متوسط و افزایش زاویه رشد در همان دانه از ۳ به ۱۰ درجه، موجب ۵ درصد افزایش و افزایش از ۱۰ به ۲۰ درجه، موجب ۱۱ درصد افزایش در تنش متوسط در این دانه در مقطع میانی نمونه شد.

واژه‌های کلیدی:

سوپرآلیاژ پایه نیکل،

انجماد جهت‌دار،

خزش،

شبیه‌سازی ریزساختاری،

انحراف دانه.

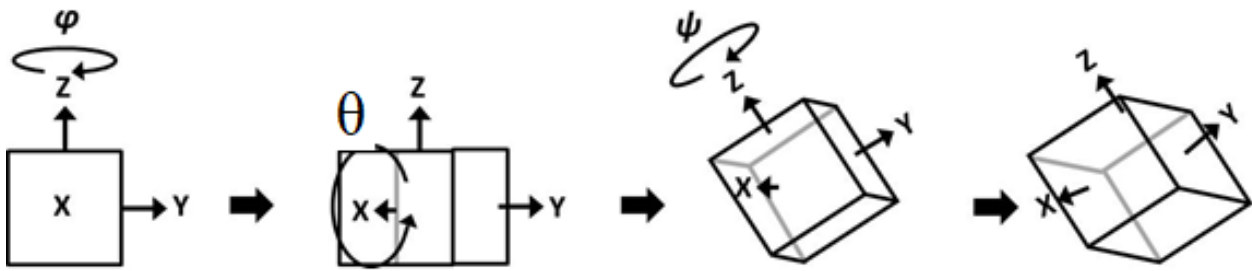
ارجاع به این مقاله:

مریم طرفه، سیدمحمدحسین میرباقری، جمشید آقازاده، سهیل نخودچی، بررسی اثر انحراف جهت رشد دانه‌ها بر رفتار خزشی سوپر آلیاژ پایه نیکلی GTD111DS، پژوهش‌نامه ریخته‌گری، تابستان ۱۴۰۰، جلد ۵، شماره ۲، صفحات ۷۹-۹۲.
شناسه دیجیتال: (DOI): 10.22034/irj.2022.317477.1145

۱- مقدمه

نحوه حرکت نابجایی‌ها، هر یک با تاثیر بر یک یا چند مکانیزم می‌توانند الگوی تغییر شکل را تغییر دهند [۱-۳]. این مساله در مورد آلیاژهای دارای دانه‌های جهت‌دار به دلیل پیچیدگی کنترل جهت رشد دانه‌ها همراه با در نظر گرفتن اثرات انحراف زاویه رشد، بر رفتار خزشی پره‌های جهت‌دار، موضوع مورد چالش محققین این زمینه است. در رشد جهت‌دار، به طور کلی بلورها همسان‌گرد نیستند، به این معنی که خواص آنها در جهات مختلف، متفاوت است [۴]. جهت‌گیری هر بلور در فضای سه‌بعدی را می‌توان توسط قانون زاویه‌ای اویلر ثبت نمود.

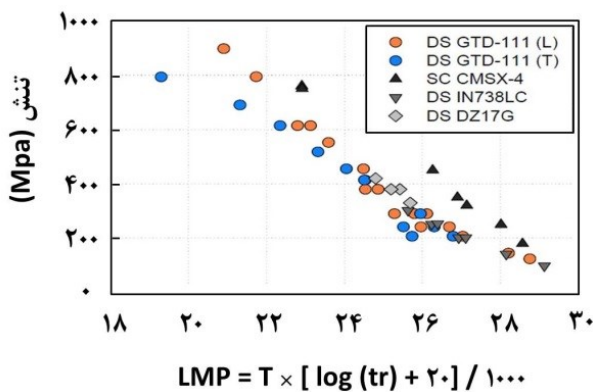
در ایران در سال‌های اخیر زمینه‌ی ورود به حوزه‌ی انجماد جهت‌دار فراهم شده است. سوپرآلیاژ پایه نیکل GTD111DS یکی از آلیاژهای مورد استفاده در ایران برای ساخت پره‌های توربین گازی است. شناسایی خواص متالورژیکی و مکانیکی این آلیاژ، امکان توسعه‌ی بیش‌تر این مواد و نیز بهبود کارایی قطعات تولیدی را فراهم خواهد نمود. خزش یکی از مهم‌ترین مکانیزم‌های تخریب قطعات در دمای بالا و زمان طولانی است. مکانیزم‌های خزش در هر شرایط دما-تنش، شدیداً تحت تاثیر پارامترهای ریزساختاری آلیاژ هستند و پارامترهایی مانند اندازه دانه، اندازه رسوبات، فاصله بین رسوبات، چگالی نابجایی‌ها و



شکل ۱- چرخش شبکه‌ی بلوری به میزان سه زاویه اویلر بر اساس قانون بانج [۵].

کاهش قابل توجه در ناهمسانگردی خواص بین دو جهت <۱۱۱> و <۰۰۱> را نشان داد. همچنین بهترین طول عمر در شرایط یکسان در جهت <۱۱۱> مشاهده شد. بررسی‌های ریزساختاری حاکی از تشکیل ساختار قایقی شکل، هنگام بارگذاری در جهت <۰۰۱> در هر دو دمای آزمایش بود. این در حالی است که در بارگذاری تحت جهت کریستالی <۱۱۱> در دمای 871°C فاز γ' شکل مکعبی خود را حفظ می‌نمود، اما در دمای 1010°C ساختار قایقی شکل ایجاد می‌شد [۹]. ایشیتسوبو و همکارانش [۱۰] ناهمسانگردی ثوابت الاستیک سوپرآلیاژ تک کریستال TMS-26 را در دماهای بالاتر، تفاوت بین E001 و E100 نتیجه رسیدند که در دماهای بالا گزارش نمودند و به این افزایش می‌یابد. همچنین مدول الاستیک در جهات <۱۰۰> برای فازهای γ' و γ یعنی $E_{\gamma'}$ و E_{γ} در دمای محیط با هم یکسان است، اما در دماهای بالا $E_{\gamma'}$ حدود ۲۰٪ بیشتر از E_{γ} است که به دلیل ناهمسانگردی الاستیک در دماهای بالا است [۱۰].

پارامتر لارسون-میلر یعنی $LMP = T (C + \log t_r)$ که در آن t_r زمان گسیختگی بر حسب ساعت، T دما بر حسب کلین و C ثابت وابسته به ماده است، با فرض غالب بودن مرحله دوم خزش به عنوان معیار شکست در اثر خزش، برای طراحی قطعات در دمای بالا استفاده می‌شود. شکل (۲) اختلاف بین نتایج پارامتر لارسون-میلر در جهات طولی و عرضی، برای سوپرآلیاژ GTD111 جهت‌دار را نشان می‌دهد.



شکل ۲- پارامتر لارسون-میلر در شرایط بارگذاری در جهات عرضی و طولی GTD111-DS در مقایسه با سوپرآلیاژهای مختلف [۱۱-۱۶]

سه زاویه اویلر حداقل چرخش لازم برای تبدیل یک جهت‌گیری به جهت‌گیری دیگر را نشان می‌دهند. محاسبه‌ی این سه زاویه در ریاضیات به روش‌های مختلفی انجام می‌گیرد. یکی از قوانین اندازه‌گیری چرخش کریستال بانج (Bunge) نام دارد که متداول‌تر از سایر قوانین است [۵]. در این روش، زوایای اویلر شامل φ ، θ و ψ به ترتیب نشان داده شده در شکل (۱) جهت‌گیری فضایی یک شبکه بلوری را نسبت به دستگاه مختصات استاندارد تعیین می‌کنند. به این صورت که اگر جهت‌گیری اولیه شبکه بلوری منطبق بر دستگاه مختصات استاندارد فرض شود، با سه چرخش، به جهت‌گیری واقعی شبکه بلوری می‌توان دست یافت: (۱) چرخش شبکه‌ی بلوری به میزان φ حول محور Z اولیه. (۲) سپس، چرخش شبکه‌ی بلوری به میزان θ حول محور X حاصل از چرخش (۱) در نهایت، چرخش شبکه‌ی بلوری به میزان ψ حول محور Z حاصل از چرخش (۲). برای اندازه‌گیری جهت‌گیری هر دانه در ریزساختار یک ماده (زوایای اویلر هر دانه)، از تکنیک‌های مختلفی استفاده می‌شود. از جمله این تکنیک‌ها می‌توان به روش‌های لاوه عبوری، لاوه بازتابشی و پراش الکترون برگشتی (EBSD) اشاره نمود [۶، ۷]. ناهمسانگردی در رفتار خزشی سوپرآلیاژهای تک کریستال ناشی از دو ویژگی ذاتی در آن‌ها شامل ساختار بلوری آن‌ها و شکل مکعبی رسوبات γ' است. فرآیندی که در آلیاژ GTD111DS موجب شکست خزشی تحت بارگذاری کششی می‌شود، به شدت وابسته به جهت‌گیری دانه‌ها است. در شرایط بارگذاری قطعه در جهت طولی دانه‌ها، ترک ناشی از خزش از مسیر داخل دانه‌ها و در شرایط بارگذاری در جهت عرضی قطعه، از مرز بین دندریت‌ها عبور می‌کند [۸].

جی. ال. لیو و همکارانش [۹] خواص خزشی یک سوپرآلیاژ تک کریستال را در چند شرایط خزشی متفاوت و تحت سه جهت کریستالی بررسی کرده‌اند. نتایج آزمایش‌های آن‌ها در دمای 871°C ، حاکی از بروز بیشترین میزان ازدیاد طول خزشی تحت بارگذاری در جهت <۱۱۱> و بیش‌ترین طول عمر تحت بارگذاری در جهت <۰۰۱> بود. بارگذاری در جهت <۰۱۱> حاکی از اندک بودن ازدیاد طول و عمر خزشی در این جهت کریستالی بود. نتایج آزمایش‌ها در دمای بالاتر (1010°C),

این پروژه در دو مرحله آزمایشگاهی و شبیه‌سازی عددی انجام گرفته است. در مرحله آزمایشگاهی، ابتدا نمونه‌های اولیه به روش ریخته‌گری جهت‌دار ساخته شدند. این نمونه‌ها پس از بررسی ریزساختاری، جهت نمونه‌سازی برای آزمون‌های خزش مورد استفاده قرار گرفتند. به موازات مرحله آزمایشگاهی، مرحله شبیه‌سازی کامپیوتری انجماد مطابق با پارامترهای واقعی در نرم‌افزار پروکست انجام گرفت و ساختار دانه‌بندی نهایی محصول به دست آمد. پس از دستیابی به نزدیک‌ترین ساختار شبیه‌سازی به محصول آزمایشگاهی، هندسه دانه‌ها و زاویه جهت‌گیری دندریته‌ها در هر دانه، به صورت ابر نقاط از نرم‌افزار پروکست استخراج شد. با کمک این اطلاعات، مدل سه‌بعدی گنج نمونه کشش شامل دانه‌ها ساخته شده و برای انجام تحلیل‌های مکانیکی به نرم‌افزار آباکوس انتقال یافت. سپس، تحلیل‌های مکانیکی شامل خزش با مدل نورتون [۲۳، ۲۴] با هدف بررسی تاثیر انحراف زاویه رشد دانه‌ها از جهت طولی نمونه‌ها انجام گرفت.

لازم به ذکر است که تولید دانه‌هایی با زاویه‌ی انحراف دقیق در پروسه ریخته‌گری جهت‌دار در عمل غیرممکن است، زیرا پارامترهای متعددی در این فرآیند دخیل هستند و کنترل همه‌ی پارامترها با هدف دستیابی به زوایای انحراف دلخواه بسیار پیچیده، زمان‌بر و پرهزینه خواهد بود. لذا در این پروژه، مرحله‌ی شبیه‌سازی کامپیوتری در واقع امکان بررسی تاثیرگذاری پارامترهای مختلف پروسه‌ای و ریزساختاری را فراهم کرده و رفتار خزشی این آلیاژ را نمایش داده است.

روش آزمایشگاهی: برای ساخت نمونه‌های ریخته‌گری، ابتدا مدل مومی آن‌ها به شکل خوشه‌ای (cluster) طراحی و ساخته شد. خوشه‌ی طراحی شده متشکل از ۱۶ استوانه با طول ۱۹۰ mm و قطر ۱۱ mm با وزن هر یک حدود ۱۷۳ g بود. همچنین وزن کل قطعه ریخته شده حدود ۲۴ kg بود. ذوب‌ریزی در سیستم بریجمن انجام شد. قالب سرامیکی در کوره روی یک صفحه‌ی آب‌گرد مسی قرار داده شده و پس از ذوب‌ریزی در دمای 1500°C و پر شدن قالب، مجموعه با سرعت مشخصی به سمت پایین و محفظه‌ی دوم کوره حرکت داده شد تا دانه‌ها به صورت ستونی و جهت‌دار شکل بگیرند. شرایط تولید کاروت یا میله‌های شکل (۳-الف)، رشد داده شده در پژوهش حاضر به این شرح است: سرعت حرکت مجموعه قالب و مبرد به سمت محفظه سرد برابر با $10 \times 10^{-6} \text{ m/s}$ و $6/67 \times 10^{-5}$ و گرادیان دما در نیمه‌ی بالایی استوانه تقریباً ثابت و برابر با $3000-4800 \text{ K/m}$ بود. سرعت رشد نیز حدود $10 \times 10^{-6} \text{ m/s}$ بود [۲۵].

اما از دیدگاه شبیه‌سازی، در دهه‌های پیشین تلاش بسیاری برای شبیه‌سازی انجماد قطعات به منظور پیش‌بینی دانه‌بندی و ریزساختار آنها انجام شده است. راپاز و گاندین [۱۷، ۱۸] در سال ۱۹۹۳ مدلی را بر پایه‌ی روش اتوماتای سلولی (Cellular Automaton) برای مدل‌سازی انجماد ارائه دادند [۱۹]. مدل‌سازی انجماد با این روش، از طریق در نظر گرفتن جهت کریستالی دانه‌ها و سینتیک رشد نوک دندریته‌ها به صورتی تابعی از فوق تبرید انجام شده است. پس از آن ترکیب الگوریتم این روش با محاسبات انتقال حرارت در مذاب به روش المان محدود امکان پیش‌بینی روند رشد دانه‌ها در حین انجماد را فراهم نموده است [۲۰-۲۲]. در این پروژه، تلاش شده است تا با شبیه‌سازی ساختار دانه‌بندی حاصل از ریخته‌گری جهت‌دار در سوپرآلیاژ پایه نیکل GTD111DS به شکلی نوآورانه دستیابی به مدل سه‌بعدی هندسه و جهت کریستالی دانه‌ها به صورت غیرمخرب فراهم شود و سپس با اعمال معادلات خزش ناهمسان‌گرد بر روی مدل سه‌بعدی، رفتار خزشی آلیاژ بررسی شود. هدف از این کار، فراهم شدن امکان انجام بررسی تاثیرات مستقیم دانه‌بندی بر خواص خزشی است که به طور عملی و تجربی غیرممکن هستند. در کنار شبیه‌سازی، مراحل ریخته‌گری جهت‌دار به روش بریجمن، بررسی ریزساختاری، آزمون‌های خزش بر روی نمونه‌های ریخته شده و تحلیل رفتار خزشی به صورت تجربی نیز انجام گرفته و با نتایج شبیه‌سازی در هر مرحله مقایسه و صحت‌گذاری شده است.

۲- مواد و روش‌ها

آلیاژ مورد استفاده در این پروژه، سوپرآلیاژ پایه نیکل GTD111DS است که در حال حاضر برای ساخت پره‌های متحرک توربین مورد استفاده قرار می‌گیرد. ترکیب شیمیایی این آلیاژ که به روش کوانتومتری اندازه‌گیری شده است، به همراه محدوده‌ی استاندارد بر حسب درصد وزنی در جدول (۱) ارائه شده است.

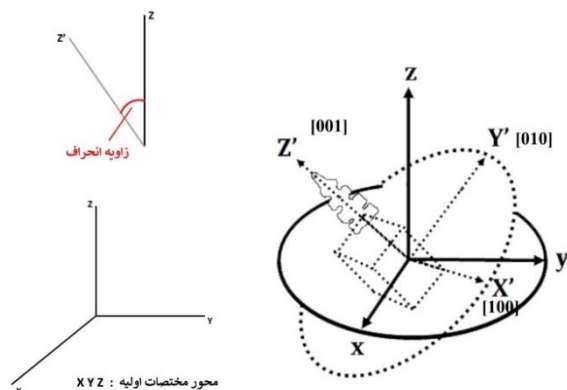
جدول ۱- مقایسه آنالیز مذاب، قبل از ریخته‌گری با ترکیب استاندارد آلیاژ پایه نیکل GTD-111-DS بر حسب درصد وزنی.

عنصر	کروم	کبالت	تنگستن	تانالتوم
مقدار در مذاب	۱۳/۴۴	۹/۵۰	۴/۱۸	۲/۶۲
محدوده استاندارد	۱۴/۳-۱۳/۳	۱۰/۰-۹/۰	۴/۲-۳/۵	۳/۱-۲/۵
عنصر	تیتانیوم	آلومینیوم	مولیبدن	کربن
مقدار در مذاب	۴/۷۱	۳/۰۷	۱/۸	۰/۰۸
محدوده استاندارد	۵/۱-۴/۷	۳/۲-۲/۸	۱/۸-۱/۴	۰/۱۲-۰/۰۸

دستگاه خزش مورد استفاده از نوع Dead weight بوده و آزمون‌ها در بار ثابت انجام شدند. حرارت مورد نظر در آزمون‌ها توسط یک کوره مقاوم‌تی تامین شد. این دستگاه امکان آزمون دو نمونه به طور هم‌زمان را تا دمای 1600°C دارا است، در شرایطی که غیریکنواختی دما در طول گیج نمونه کم‌تر از ۲ درجه سانتی‌گراد است. جابجایی در گیج نمونه‌ها توسط یک اکستنسومتر غیرتماسی اندازه‌گیری شده است. کلیه آزمون‌های خزشی با توجه به دمای بدنه پره در شرایط کاری، در دمای 870°C انجام شدند که دمای متوسطی برای سوپر آلیاژ GTD111DS محسوب می‌شود. همچنین سه مقدار تنش اعمالی ۴۵۰، ۳۸۰ و ۳۱۰ مگاپاسکال، بر اساس مطالعه منابع، برای آزمون‌های خزش در نظر گرفته شد [۲۳، ۲۵] و هر حالت دو بار تکرار شد.

روش شبیه‌سازی: دانه‌بندی نهایی قطعه ریختگی در ماژول CA-FE نرم‌افزار پروکست بدست آمده و شباهت ریزساختاری دانه‌های ستونی در دو جهت رشد و عمود بر جهت رشد، در دو حالت شبیه‌سازی و تجربی، پیش‌تر بررسی و اثبات شده است [۲۵]. در تحقیق حاضر، شبیه‌سازی میکرو-ماکرو دانه‌بندی و خزش ارائه خواهد شد. مطابق شکل (۴)، جهت‌گیری دانه‌ها معیاری است که نمایش‌گر زاویه‌ی بین جهت مرجع رشد دندریت (در آلیاژهای FCC جهت کریستالوگرافی $\langle 100 \rangle$) و جهت طولی انتقال حرارت است. نرم‌افزار پروکست این معیار را که در واقع زاویه‌ی بین محور Z مدل سه‌بعدی و محور اصلی سلول واحد است، برای هر دانه پیش‌بینی می‌کند.

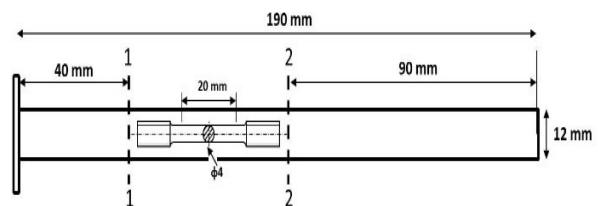
شبیه‌سازی رفتار خزشی نمونه‌های جهت‌دار GTD111DS با نرم‌افزار آباکوس براساس مدل‌های سه‌بعدی حاوی دانه‌های ستونی بدست آمده از نتایج شبیه‌سازی انجام‌داده، انجام گرفته است. مدل دقیق دانه‌ها شامل هندسه‌ی سه‌بعدی کلیه دانه‌ها از نرم‌افزار پروکست استخراج شد. این کار به صورت استخراج ابر نقاط مرزهای دانه با استفاده از کد نرم‌افزاری تهیه شده توسط نویسندگان انجام گرفت.



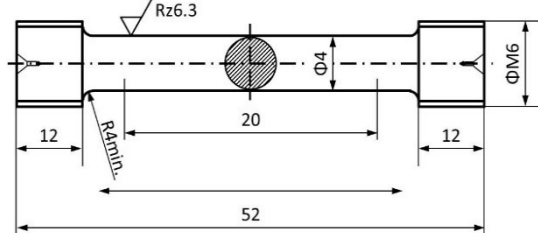
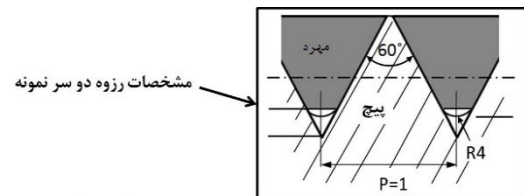
شکل ۴- شماتیکی از زاویه انحراف رشد ستونی دندریت (mis-orientation) از جهت طولی انتقال حرارت.



الف



ب



ج

شکل ۳- الف) خوشه‌ی ریخته‌گری شده به روش بریجمن، ب) محل برش نمونه‌های خزش از استوانه‌های ریخته‌گری، ج) ابعاد نمونه آزمون خزش طبق استاندارد.

به منظور ساخت نمونه‌های خزش، نمونه‌های استوانه‌ای بدست آمده از فرآیند ریخته‌گری دقیق، برای ماشین‌کاری ارسال شدند. مطابق شکل (۳-الف)، نمایی از خوشه تهیه شده به روش بریجمن را نشان می‌دهد. در طرح شماتیک شکل (۳-ب)، استوانه‌های ریخته‌گری از فاصله ۴۰ میلی‌متر از محل شروع انجماد و ۹۰ میلی‌متر از انتهای دیگر استوانه توسط وایرکات برش داده شدند (سر و ته نمونه‌ها حذف شدند). سپس قطعه میانی برای ساخت نمونه‌های آزمون بر اساس استاندارد DIN50125 مطابق شکل (۳-ج)، استفاده شد. آزمون‌های خزش در دپارتمان فیزیک و مکانیک مواد موسسه ISAE-ENSMA فرانسه مطابق استاندارد ASTM E139 انجام گرفته است.

به همین صورت برای شبیه‌سازی رفتار خزشی و میزان تاثیرگذاری انحراف جهت‌گیری دانه‌ها بر عمر خزشی، از سه مدل هندسی نمایانگر سه دانه‌بندی تک‌کریستال، مرزدانه‌های کاملاً عمودی و مرز دانه‌های مطابق ریزساختار تجربی استفاده شد. ثوابت ناهمسان‌گرد الاستیک در دمای ۸۷۰°C این آلیاژ بر اساس داده‌های جدول (۲) هستند.

۳- نتایج و بحث

شکل (۵)، روند رشد دانه‌ها و جهت‌گیری مرز بین آنها را پس از عملیات ماکرو-اچ با محلول $\text{FeCl}_3 + \text{HCl} + \text{H}_2\text{O}$ در دمای ۷۰°C ، در راستای طولی نشان می‌دهد. جوانه‌زنی دانه‌ها از سطح پایین استوانه، محل تماس با صفحه‌ی خنک‌کننده مسی آغاز شده و با محدود کردن شرایط انتقال حرارت تنها در جهت طولی استوانه، دانه‌هایی که جهت مرجح $\langle 001 \rangle$ آنها نزدیک‌تر به جهت انتقال حرارت هستند، سرعت رشد بیش‌تری داشته و دانه‌ها با اختلاف جهت‌گیری زیاد، در رقابت حذف شده‌اند.

به این ترتیب ساختار نهایی، حاوی دانه‌هایی خواهد بود که جهت $\langle 001 \rangle$ آنها با کمترین انحراف از محور طولی نمونه قرار گرفته است. زاویه مرزها نیز از بیش از ۳۰ درجه انحراف در پایین نمونه به حداکثر $۴/۵$ درجه انحراف در نواحی بالاتر رسیده است.

تصاویر میکروسکوپی نوری از دندریت‌ها در مقطع طولی استوانه در شکل (۶)، فاصله بین بازوهای اولیه (PDAS) و نیز بازوهای ثانویه (SDAS) را نشان می‌دهند. میزان انحراف جهت رشد دندریت‌ها در هر تصویر نسبت به محور طولی نمونه اندازه‌گیری شده و بیشترین میزان انحراف جهت، در هر تصویر ذکر شده است. در مرکز نمونه تصاویر حاکی از ۸ درجه انحراف از محور طولی نمونه، و در نواحی بالاتر (مراحل انتهایی انجماد) زاویه انحراف حداکثر $۲/۴$ بود. مقدار SDAS در نواحی مختلف از طول نمونه اندازه‌گیری شدند. بنظر می‌رسد که تغییرات SDAS در طول نمونه همواره در محدوده $۵۰-۱۰۰$ میکرون بوده است. در این مورد، گوردون [۱۱] تغییرات SDAS را تابعی از گرادیان دما در نزدیکی فصل مشترک مایع/جامد و سرعت حرکت جبهه انجماد ذکر کرده است. همچنین ایبانز [۲۷] برای SDAS در مقاطع ریختگی به شکل پره از جنس GTD111DS، محدوده تقریباً ثابت $۹۷-۱۲۴$ میکرون را گزارش کرده است.

ساختار متالوگرافی: ماکروساختار استوانه‌های ریختگی در شکل (۷) نشان داده شده است. در سمت چپ شکل (۷)، مقاطع عرضی استوانه که به صورت ۱-۱ و ۲-۲ نام‌گذاری و مشخص شده‌اند، دانه‌بندی را در فاصله کمی از دو انتهای محل نمونه‌برداری نشان می‌دهند.

سپس ساخت مجدد هندسه‌ی دانه‌ها بر اساس ابر نقاط با نرم‌افزار Catia انجام شد. مدل‌های سه‌بعدی مورد نظر با المان‌های مکعبی (Brick) خطی از نوع C3D8R مش‌بندی شدند. همچنین زوایای اوپلر هر دانه که جهت‌گیری فضایی آن را مشخص می‌کنند، نیز از نتایج شبیه‌سازی ریزساختار استخراج و به هر دانه به اندازه‌ی زوایای اوپلر آن نسبت داده شد. از طرفی با توجه به این که هر دانه بر اساس تعریف به صورت یک تک‌کریستال است، رفتار مکانیکی ناهمسان‌گرد دارد. در این پروژه برای سادگی فرض شد، هر دانه در مقطع عرضی (صفحه X-Y) همسان‌گرد است و ناهمسان‌گردی در جهت طولی (Z) دانه وجود دارد. بر این اساس مدول کششی و برشی و ضرایب پواسون ماده از فرضیات زیر پیروی می‌کنند [۲۶]:

$$E_1 = E_2 = E_T$$

$$\nu_{21} = \nu_{21}, \nu_{13} = \nu_{23}, \nu_{31} = \nu_{32}$$

$$\nu_{31} / E_3 = \nu_{13} / E_1$$

$$G_{13} = G_{23}$$

در نتیجه ماتریس معادله تنش- کرنش الاستیک این ماده که در شبیه‌سازی مکانیکی به کار گرفته شد، به صورت رابطه (۱) است.

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ \varepsilon_{12} \\ \varepsilon_{23} \\ \varepsilon_{13} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_1} & -\frac{\nu_{12}}{E_1} & -\frac{\nu_{31}}{E_3} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{12}}{E_1} & \frac{1}{E_1} & -\frac{\nu_{31}}{E_3} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{13}}{E_1} & -\frac{\nu_{13}}{E_1} & \frac{1}{E_3} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1}{2G_{13}} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{2G_{13}} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1+\nu_{12}}{E_1} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{12} \\ \sigma_{23} \\ \sigma_{13} \end{bmatrix} \quad (1)$$

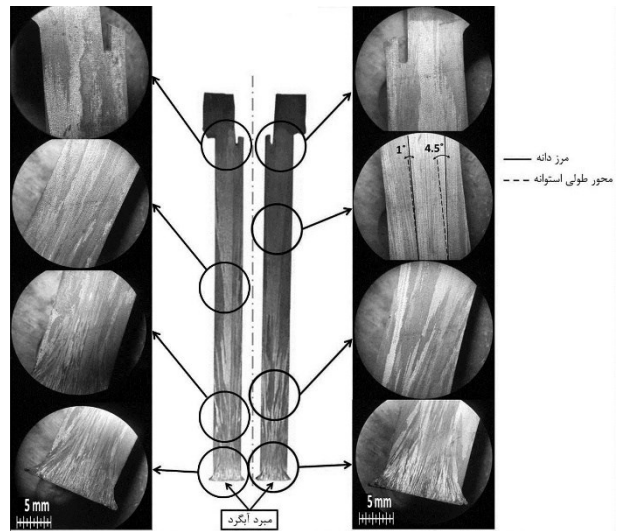
برای شبیه‌سازی تغییر شکل پلاستیک این ماده در حین کشش از معادله‌ی تنش معادل ناهمسان‌گرد هیل استفاده شد که در آن از ثوابت F, G, H, M, L و N حاصل از آزمون‌های کشش تجربی در جهات مختلف بر آلیاژ GTD111DS استفاده شد [۲۷].

جدول ۲- ثوابت ناهمسان‌گرد الاستیک و پلاستیک آلیاژ GTD111DS برای کشش در دمای ۸۷۰°C [۲۷، ۲۸].

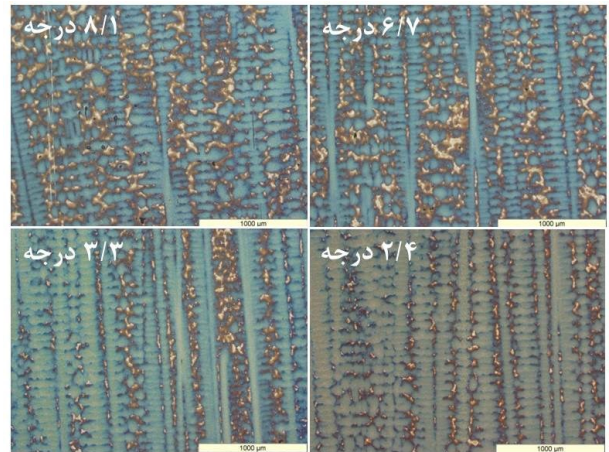
ثوابت الاستیک	ثوابت پلاستیک
E_1, E_2 (GPa)	۱۲۶
E_3 (GPa)	۹۵
ν_{13}, ν_{31} (-)	۰/۱۹۵
ν_{12} (-)	۰/۴
G_{23}, G_{13} (MPa)	۹۰
G_{12} (MPa)	۴۵
	F (-)
	G (-)
	H (-)
	L (-)
	M (-)
	N (-)

همچنین ابعاد و محل قرارگیری گیج نمونه در مقطع طولی نیز در سمت راست شکل (۷) مشخص شده است. مشاهده می‌شود که میانگین قطر دانه‌ها در مقطع عرضی ۱-۱ حدود ۰/۶۲mm بوده است که در ادامه روند رشد جهت‌دار، به ۱/۱۳mm در مقطع عرضی ۲-۲ افزایش یافته است.

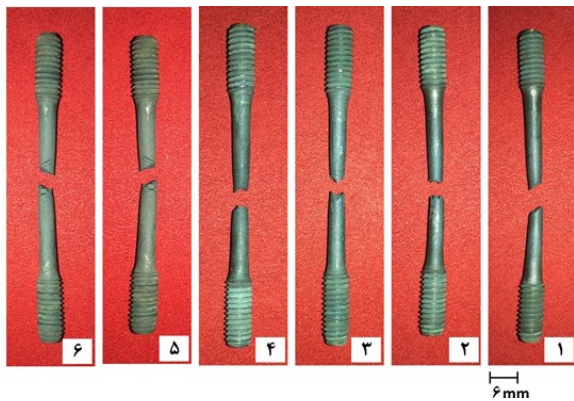
نمونه‌های آزمون پس از گسیختگی در شکل (۸-الف)، نشان داده شده‌اند. کلیه نمونه‌ها از نواحی میانی گیج دچار شکست شدند. همچنین، منحنی‌های کرنش-زمان حاصل از آزمون‌ها برای GTD111DS در شکل (۸-ب)، نمایش داده شده‌اند. بر اساس این نمودارها، زمان گسیختگی با کاهش تنش اعمالی افزایش قابل توجهی یافته است. به این صورت که ۷۰ مگاپاسکال کاهش تنش اعمالی از ۴۵۰ MPa به ۳۸۰ MPa، موجب ۴۳ ساعت افزایش زمان گسیختگی شده است. به عبارت دیگر ۱۶٪ کاهش در تنش ۴۵۰ MPa موجب شده است زمان گسیختگی ۵ برابر شود. از طرفی ۷۰ مگاپاسکال کاهش تنش اعمالی از ۳۸۰ MPa به ۳۱۰ MPa، موجب ۲۴۸ ساعت افزایش زمان گسیختگی شده است، یا ۱۸٪ کاهش در تنش ۳۸۰ MPa موجب شده است زمان گسیختگی حدوداً ۶ برابر شود.



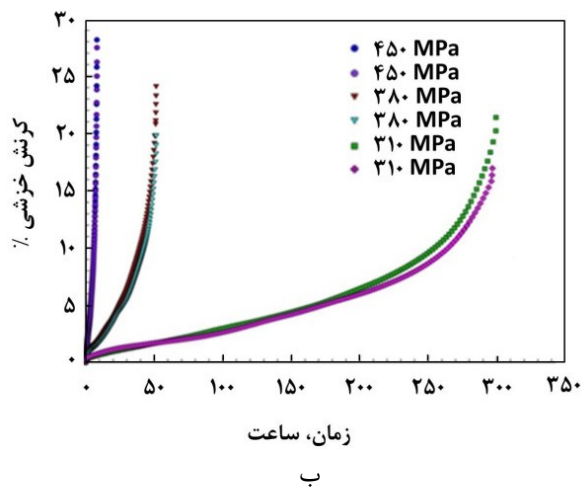
شکل ۵- ریزساختار دانه‌بندی مقطع طولی یک استوانه. در شکل سمت راست انحراف دو مرز دانه نمایش داده شده است که مرز دانه با خط پر رنگ و محور طولی نمونه با خط چین مشخص شده‌اند (محلول اچ حاوی $FeCl_3+HCl+H_2O$ در دمای $70^{\circ}C$ و مدت ۱۵ دقیقه).



شکل ۶- بازوهای اولیه و ثانویه دندریتها در مقاطع طولی از میله‌های شکل (۵) در هر تصویر بیشترین زاویه انحراف دندری از محور طولی، اندازه‌گیری و ذکر شده است.

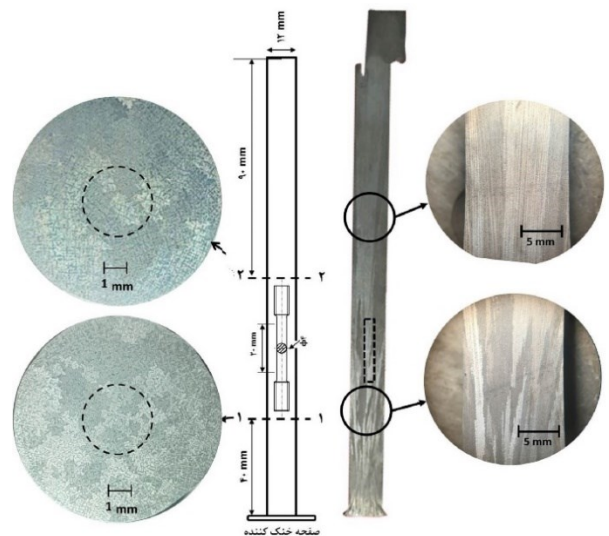


الف



ب

شکل ۸- نمودارهای کرنش-زمان حاصل از آزمون‌های تنش-گسیختگی برای GTD111DS در $870^{\circ}C$



شکل ۷- ساختار دانه‌بندی در مقاطع عرضی و طولی بالاتر و پایین‌تر از نمونه خزش

مقادیر LMP بدست آمده برای آلیاژ GTD111DS برحسب تنش آزمون در شکل (۹) رسم شده‌اند. طبق انتظار، در این نمودار با کاهش تنش اعمالی، پارامتر لارسون-میلر افزایش یافته است. همچنین در شکل (۹)، پارامتر لارسون-میلر گزارش شده برای آلیاژ انجماد جهت‌دار GTD111DS [۳۲] در جهت طولی دانه‌ها، و آلیاژهای هم‌محور GTD111EA [۳۳] و IN738LC [۱۵] ارائه شده‌اند تا بتوان دید دقیق‌تری از رفتار آلیاژهای انجماد جهت‌دار بدست آورد.

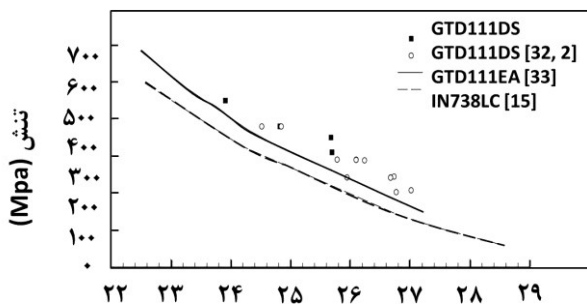
مدل مانکنم-گرانته: جهت مطابقت رفتار خزشی سوپرآلیاژ پایه نیکل GTD111DS با مدل مانکنم-گرانته، لگاریتم زمان گسیختگی بر حسب لگاریتم حداقل نرخ خزش حاصل از کلیه شرایط مورد آزمون رسم شد و ثوابت $m=0.9443$ و CMG $=0.149$ از رابطه‌ی (۲) بدست آمدند. توان m این رابطه برای آلیاژ GTD111DS، نزدیک به ۱ است که مطابق نظر برخی محققان می‌توان آن را برابر با ۱ فرض نمود [۱۵].

$$t_r \cdot \dot{\epsilon}_{min}^m = C_{MG} \quad (2)$$

مدل نورتون-بیلی: با استفاده از قانون توانی خزش در رابطه‌ی (۳) مورد استفاده قرار گرفت [۱۱، ۲۷]. برای هر محدوده‌ی دمایی و تنشی، ثوابت n و A تغییر خواهند کرد.

$$\dot{\epsilon}_{min}^m = A \cdot \sigma^n \quad (3)$$

این ثوابت برای این آلیاژ $A=1E-43$ و $n=10.66$ بدست آمدند. ثوابت بدست آمده برای آلیاژ GTD111DS با مقادیر گزارش شده در مقالات [۲۹، ۱۴، ۳۳] مطابقت قابل قبولی داشتند. علاوه بر مقاطع طولی، مقاطع عرضی نمونه‌ها به خصوص در نزدیکی محل شکست نمونه مورد بررسی قرار گرفتند. شکل (۱۰)، تصاویر SEM از ریزساختار نمونه‌ها در بزرگنمایی ۲۰ هزار برابر را نشان می‌دهد که رسوبات γ' اولیه و ثانویه در آن نمایان هستند.



$$LMP = T \times [\log (tr) + 20] / 1000$$

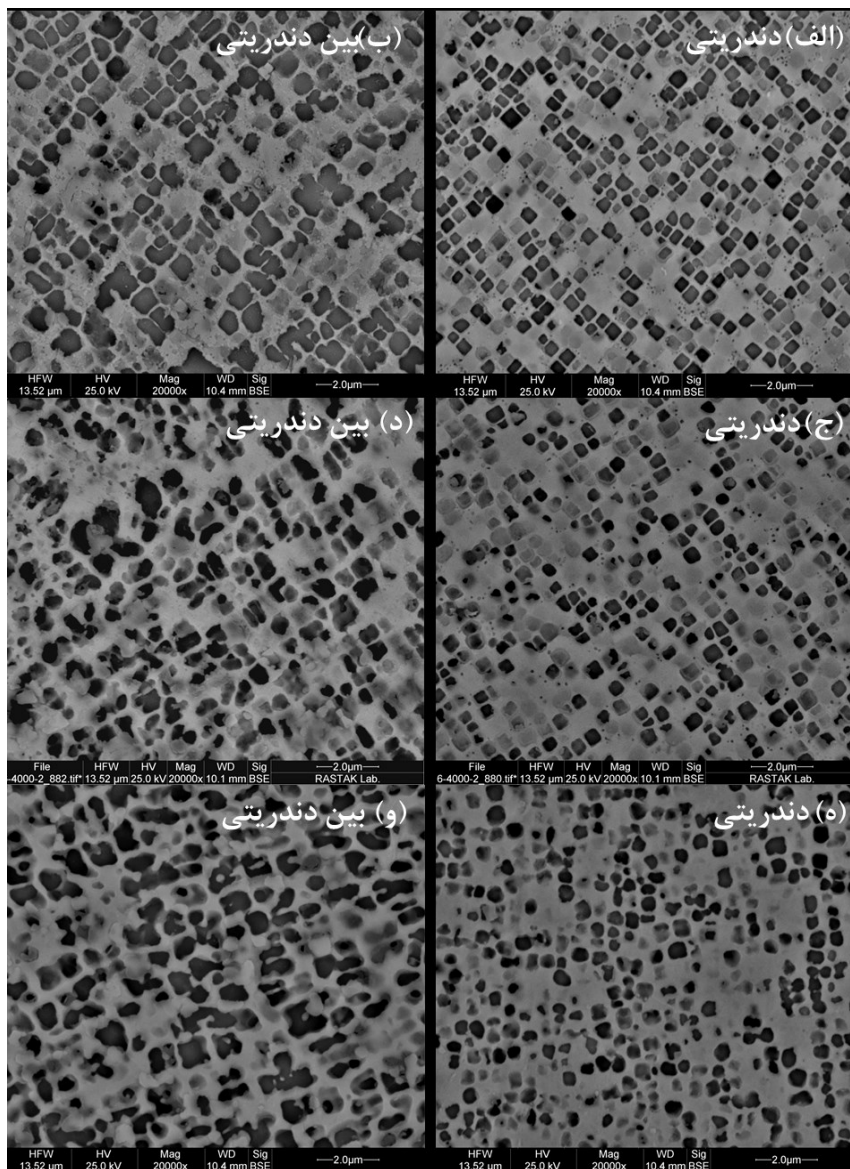
شکل ۹- مقایسه پارامتر لارسون-میلر $T \times (\log tr + 20)$ برای آلیاژ GTD111DS و سوپرآلیاژهای مشابه.

جزئیات نتایج آزمون‌های تنش-گسیختگی انجام شده در جدول (۳) ارائه شده است. به علاوه، نتایج این آزمون در شرایط دمایی مشابه ($870^\circ C$) و تنش‌های متفاوت برای این سوپرآلیاژ که توسط سایر پژوهشگران گزارش شده بود، نیز در جدول (۳) آورده شده است.

مدلسازی ریاضی: مدل لارسون-میلر: برای بررسی رفتار خزشی آلیاژ GTD111DS و امکان مقایسه آن با آلیاژهای مشابه، نتایج آزمون‌های تنش-گسیختگی در مدل‌های ریاضی خزشی رایج جای‌گذاری و تحلیل شدند. پارامتر لارسون-میلر $(LMP = T \times (\log t_r + C))$ با در اختیار داشتن دما و زمان گسیختگی در هر آزمون محاسبه شد. برای محاسبه‌ی پارامتر لارسون-میلر، ثابت C که وابسته به جنس ماده است، برابر با ۲۰ در نظر گرفته شده است [۱۱، ۲۷].

جدول ۳- شرایط و نتایج آزمون‌های تنش-گسیختگی برای آلیاژ GTD111DS

منبع	تنش (Mpa)	دما ($^\circ C$)	حداقل نرخ خزش (s^{-1})	زمان گسیختگی (hr)	افزایش طول (%)
پروژه حاضر	۴۵۰	۸۷۰	$2/43 \times 10^{-6}$	۸/۲۱	۲۹/۶۰
پروژه حاضر	۴۵۰	۸۷۰	$2/78 \times 10^{-6}$	۸/۲۴	۲۹/۱۰
پروژه حاضر	۳۸۰	۸۷۰	$3/0 \times 10^{-7}$	۵۱/۴۲	۲۵/۴۵
پروژه حاضر	۳۸۰	۸۷۰	$2/74 \times 10^{-7}$	۵۱/۳۵	۲۰/۹۰
[۲۹]	۳۷۹/۵	۸۷۱	$1/64 \times 10^{-7}$	۵۴	۲۴
[۲۹]	۳۷۹/۵	۸۷۱	$5/56 \times 10^{-7}$	۲۸	۱۴
پروژه حاضر	۳۵۰	۸۷۰	$8/22 \times 10^{-8}$	۲۸۸/۹	۲۳/۷۵
پروژه حاضر	۳۱۰	۸۷۰	$6/55 \times 10^{-8}$	۲۹۹/۴۴	۲۲/۴۵
پروژه حاضر	۳۱۰	۸۷۰	$4/3 \times 10^{-8}$	۲۹۶/۸۳	۱۷/۶۵
[۲۹]	۲۹۰	۸۷۱	$1/33 \times 10^{-8}$	۶۷۳	۱۲
[۲۹]	۲۹۰	۸۷۱	$3/06 \times 10^{-8}$	۳۵۵	۱۴
[۳۰]	۲۸۹	۸۷۱	$4/3 \times 10^{-8}$	۶۷۲/۲	۱۱/۷
[۲۹]	۲۸۸	۸۷۱	$1/56 \times 10^{-8}$	۸۹۴	۲۹
[۲۹]	۲۴۴	۸۷۱	$4/44 \times 10^{-9}$	۲۴۱۳	۲۱
[۲۹]	۲۴۱/۵	۸۷۱	$1/44 \times 10^{-8}$	۴۹۵	۱۲
[۲۹]	۲۴۱/۵	۸۷۱	$4/17 \times 10^{-9}$	۲۱۴۹	۱۹
[۳۰]	۲۴۱	۸۷۱	$4/49 \times 10^{-9}$	۲۱۴۹	۱۸/۸
[۲۹]	۲۰۷	۸۷۱	$1/36 \times 10^{-9}$	۴۲۹۱	۱۱
[۳۱]	۲۰۲	۸۷۱	$1/59 \times 10^{-9}$	۲۵۹۵/۷۸	۲/۹۴

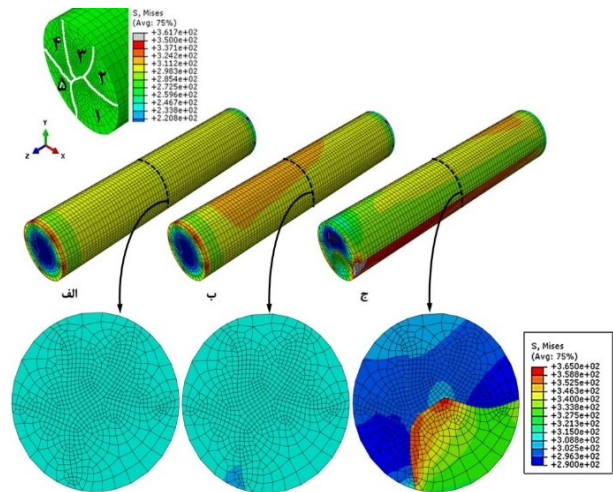


شکل ۱۰- تاثیر زمان گسیختگی بر شکل و کسر حجمی رسوبات γ در مناطق دندریتی و بین دندریتی (الف، ب) آزمون در تنش ۴۵۰ MPa و زمان ۸/۲۴ ساعت، (ج و د) آزمون در تنش ۳۸۰ MPa و زمان ۵۱/۴۲ ساعت (ه و و) آزمون در تنش ۳۱۰ MPa و زمان ۲۹۹/۴۴ ساعت.

جهت‌دار انجام شده است. در حالت اول، مدل با مرزهای کاملاً صاف و عمودی ایجاد شده بود. جهت‌گیری داخل هر دانه یا همان طور که پیش‌تر اشاره شد، جهت رشد دندریت‌ها در هر دانه در سه حالت مورد بررسی قرار گرفت. شکل (۱۱) توزیع تنش فون-میزز در ساختار دارای مرز دانه‌های کاملاً صاف و عمودی را در سه شرایط متفاوت جهت‌گیری زاویه‌ای برای دمای ۸۷۰°C و تنش ۳۱۰ MPa نشان می‌دهد. مشاهده می‌شود توزیع تنش در این سه حالت، متفاوت است. افزایش زاویه‌ی اوپلر θ از ۰ تا $۳/۱$ درجه باعث شده است تا حداکثر تنش در ارتفاع میانی گیج در دانه‌ی شماره‌ی ۱؛ از $۳۱۰/۳$ به $۳۱۱/۶$ مگاپاسکال برسد. همچنین افزایش زاویه اوپلر θ از $۳/۱$ تا ۲۰ درجه، باعث شده حداکثر تنش در مقطع مشابه؛ در دانه‌ی شماره‌ی ۱ از $۳۱۱/۶$ به ۳۶۵ مگاپاسکال افزایش یابد.

به طور کلی رسوبات γ در نواحی بین دندریتی درشت‌تر از نواحی مغز دندریتی هستند، زیرا عناصر سازنده این رسوبات (Al و Ti) سبک‌تر بوده و در حین انجماد تمایل به جدایش در نواحی بین دندریتی را دارند [۳۵، ۳۶]. این اختلاف ابعاد در شکل (۱۰) به وضوح قابل تشخیص است. نکته‌ی دیگر در این شکل، تاثیر کاهش تنش اعمالی و به موازات آن، افزایش زمان گسیختگی در این آلیاژ است که سبب شد رسوبات γ ثانویه حل شوند و رسوبات γ اولیه رشد نموده و از مورفولوژی مکعبی به کروی شکل، تغییر پیدا کنند. همچنین بررسی آنالیز تصویری با نرم‌افزار نشان داد که با تغییر از زمان گسیختگی ۸ ساعت به ۲۹۹ ساعت، کسر حجمی رسوبات γ حدود ۱۰ درصد کاهش پیدا کرده است. شبیه‌سازی خزش: این شبیه‌سازی در دو مدل با مرز دانه‌های صاف و عمودی و با مرز دانه‌های مطابق ساختار شبیه‌سازی انجماد

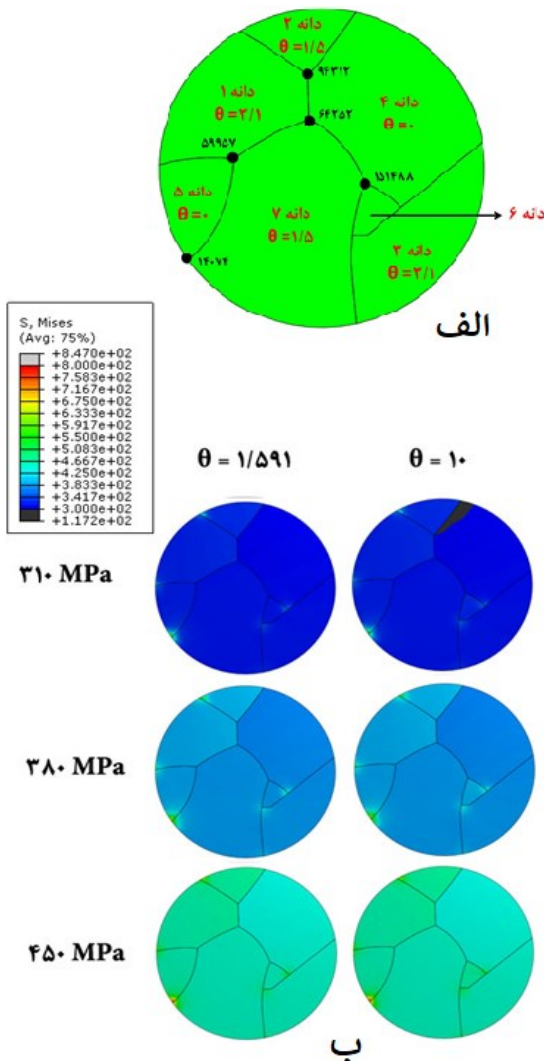
در نهایت رفتار خزشی این آلیاژ مورد بررسی قرار گرفت. معادلات تخمین عمر خزشی رایج عموماً دارای این ضعف هستند که اثر ریزساختار و مکانیزم‌های تغییر شکل را در نظر نمی‌گیرند. برای رفع این ضعف، دانه‌بندی در ریزساختار نمونه‌های خزشی شبیه‌سازی شده و مورد تحلیل محاسباتی با روش المان محدود قرار گرفت. مزیت اصلی این کار این بود که امکان وارد کردن تاثیر جهت رشد دندریتها در هر دانه به معادلات تخمین عمر خزشی فراهم شد. به این صورت که تنش‌های ایجاد شده در داخل دانه‌ها، مورد استفاده قرار گرفت. در حالتی که مدل سه‌بعدی گیج نمونه با مرزهای دانه صاف و موازی محور طولی ایجاد شده بود و به عبارت دیگر اثر انحراف زاویه‌ی مرزهای دانه حفظ شده بود، افزایش زاویه رشد دندریتها در یک دانه از صفر تا ۳ درجه موجب ۰/۴ درصد افزایش در میانگین تنش فون-مییز در این دانه در مقطع میانی نمونه شد.



شکل ۱۱- مقایسه توزیع تنش فون-مییز پس از خزش تحت دمای ۸۷۰°C و تنش ۳۱۰ MPa در دانه‌بندی با مرزهای عمودی در الف) انحراف زاویه کلیه دانه‌ها برابر صفر، ب) انحراف زاویه دانه‌ها مطابق جدول ۴، ج) دانه شماره ۱ با زاویه $\theta=20^\circ$ باقی دانه‌ها مشابه حالت ب).

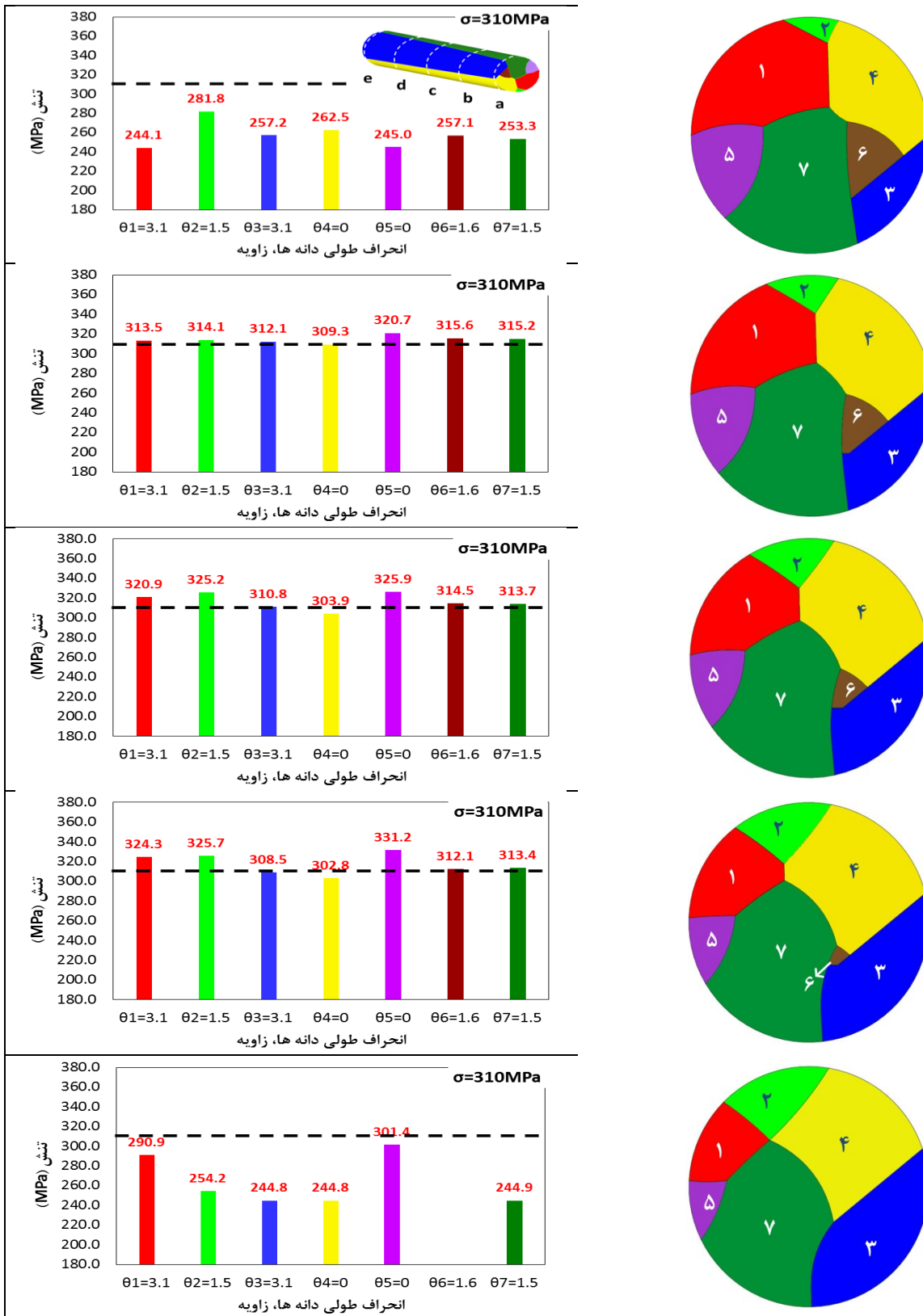
جدول ۴- جهت گیری هر دانه در مدل سه بعدی شامل دانه‌بندی در شبیه‌سازی انجماد جهت‌دار.

زوایای اوپلر			شماره دانه
Φ	θ	ψ	
۴/۱۵	۳/۰۸	۱/۰۹	۱
۶/۲۱	۱/۵۴	۰/۰۵	۲
۴/۱۵	۳/۰۸	۱/۰۹	۳
۰	۰	۰	۴
۰	۰	۰	۵
۲/۸۳	۱/۵۹	۰/۰۰۱	۶
۶/۲۱	۱/۵۴	۰/۰۵	۷



شکل ۱۲- توزیع تنش فون-مییز در مرزهای دانه در مقطع میانی نمونه با تغییر زاویه انحراف دانه شماره ۶ در $\theta=1/6^\circ$ و $\theta=10^\circ$ پس از خزش تحت دمای ۸۷۰°C و تنش‌های ۳۱۰، ۳۸۰ و ۴۵۰ مگاپاسکال.

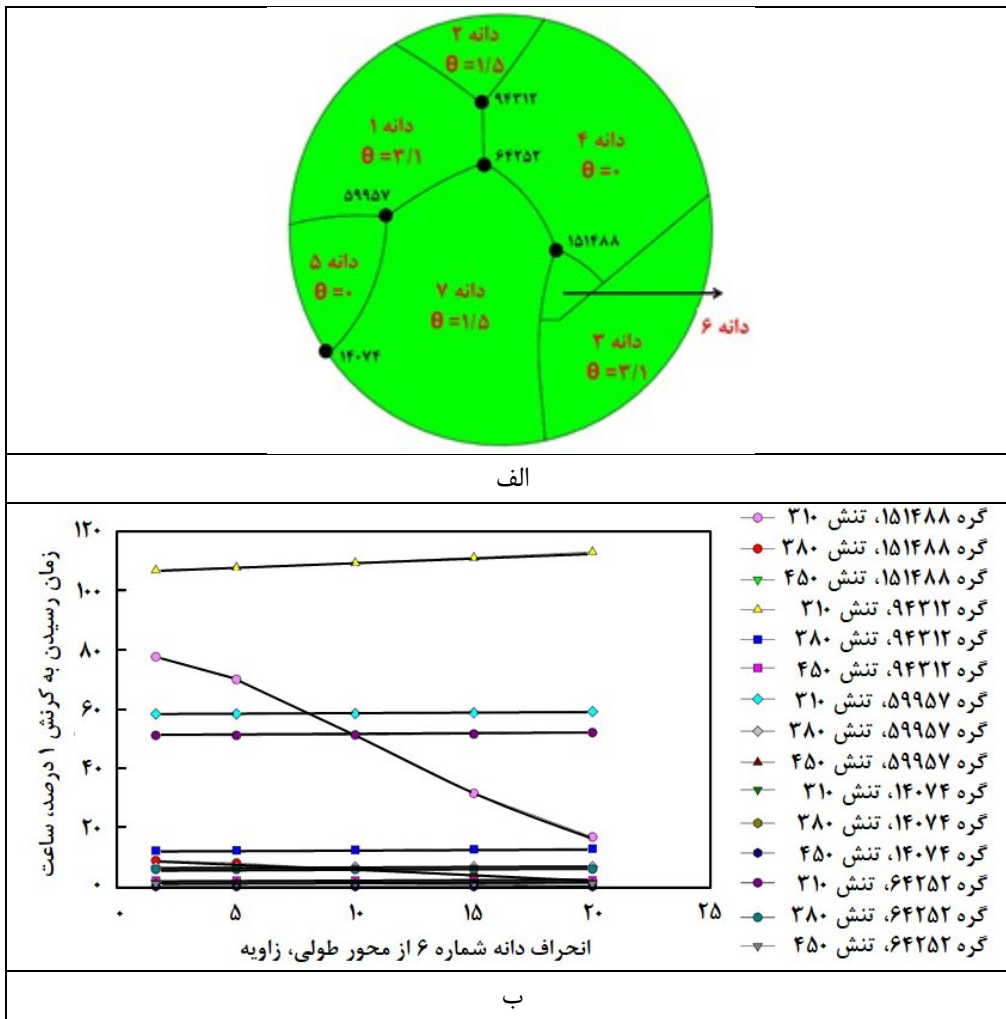
در مرحله‌ی بعد مدل سه بعدی شامل هندسه‌ی دانه‌ها در ریزساختار ریخته‌گری که با استفاده از ابر نقاط مرزهای دانه تهیه شده بود، مش‌بندی شده و مورد بررسی عددی قرار گرفت. شکل (۱۲-الف)، نحوه شماره‌گذاری دانه‌ها در مقطع عرضی میله رشد داده شده، را نشان می‌دهد. زوایای اوپلر مربوط به هر یک از دانه‌های ۱ الی ۷، در جدول (۴) ارائه شده است. در شکل (۱۲-ب)، افزایش تنش در مرزهای دانه‌ها، بواسطه‌ی افزایش تنش اعمالی از ۳۱۰ MPa تا ۴۵۰ MPa حین آزمون در دو حالت با زاویه θ برابر با ۱/۶ و ۱۰ درجه نشان داده شده است. از طرفی تاثیر افزایش زاویه‌ی θ در دانه‌ی شماره‌ی ۶ که کاملاً بین سایر دانه‌های نمونه محصور شده است، مورد بررسی قرار گرفت. افزایش این زاویه از ۱/۶ تا ۱۰ موجب شد، تنش در مقطع میانی نمونه در محل بین دانه‌های ۳، ۴ و ۶ از ۵۲۲/۶ به ۵۴۲/۱ مگاپاسکال افزایش یابد.



شکل ۱۳- مقایسه تنش متوسط فون-میزر در دانه‌ها با زوایای انحراف مختلف در ۵ مقطع عرضی تحت خزش ۳۱۰ MPa (که با خط‌چین در نمودارها مشخص شده است) و دمای ۸۷۰ °C

شود برای مثال، در اثر افزایش زاویه‌ی رشد دندریت‌ها در یک دانه از ۳ به ۲۰ درجه در شرایط خزشی ۳۱۰ MPa و ۸۷۰ °C، میانگین تنش فون-میزر در همان دانه در مقطع میانی گیج از ۳۱۱/۶ به ۳۶۵ مگاپاسکال افزایش یافته است.

همچنین افزایش زاویه رشد دندریت‌ها در همان دانه از ۳ به ۱۰ درجه موجب ۵ درصد افزایش و افزایش از ۱۰ به ۲۰ درجه موجب ۱۱ درصد افزایش در میانگین تنش فون-میزر در این دانه در مقطع میانی نمونه شد. جهت تشریح بهتر این تاثیر اشاره می



شکل ۱۴- مقایسه زمان رسیدن به کرنش خزشی ۱٪ در گره‌ها و تنش‌های مختلف.

اثر افزایش زاویه‌ی انحراف رشد دندریت‌ها همواره تمرکز تنش در دانه‌ها افزایش نمی‌یابد. برای مثال دانه‌های شماره‌ی ۱ و ۳ که جهت رشد دندریت‌ها در هر دو دارای زاویه ۳/۱ درجه با محور طولی نمونه بود، در مقطع b تنش میانگین مشابهی در حدود ۳۱۲ مگاپاسکال را نشان می‌دهند. در حالی با پیشروی در جهت رشد دانه‌ها، تغییرات هندسی دانه‌ها موجب شده است که اختلاف تنش متوسط این دو دانه در مقطع c به ۱۰ مگاپاسکال و در مقطع d به ۱۶ مگاپاسکال برسد. همچنین دانه‌های شماره ۱ و ۴ که رشد دندریت‌ها در آنها بدون انحراف در نظر گرفته شده بود، اختلاف تنش قابل توجهی را در کلیه مقاطع نشان می‌دهند.

از طرفی مشاهده شد افزایش زاویه‌ی جهت‌گیری یک دانه تا ۲۰ درجه، بر توزیع تنش در مرزهای همان دانه و نیز مرزهای دانه‌های دیگر تأثیر می‌گذارد. بر اساس ثوابت معادله نورتون که پیش‌تر بدست آمد، تغییرات حداقل نرخ خزش بر حسب تنش در نقاط مرز سه‌گانه مشخص شده در شکل (۱۴-الف) محاسبه شد و زمان رسیدن این نقاط به کرنش خزشی ۱٪ که کرنش

همچنین مشخص شد که توزیع تنش در داخل و مرزهای دانه متفاوت است. در مدل سه‌بعدی گنج نمونه شامل هندسه‌ی اصلی دانه‌ها، افزایش زاویه رشد دندریت‌ها در یک دانه از ۱/۶ تا ۱۰ درجه موجب ۳ درصد افزایش تنش در مرز سه‌گانه بین این دانه و دانه‌های مجاور در مقطع میانی نمونه شد. در نمودارهای شکل (۱۳) میانگین تنش فون-میزز در کلیه‌ی دانه‌ها در تنش خزشی ۳۱۰ MPa نشان داده شده است. این بررسی در پنج مقطع در طول گنج نمونه انجام شده است که مقطع a نزدیک‌ترین مقطع به محل شروع جوانه‌زنی دانه‌ها بوده و به تدریج با رسیدن به مقطع e برخی دانه‌ها (شامل ۲، ۳، ۴ و ۷) درشت‌تر شده‌اند و در نتیجه برخی دانه‌ها (شامل ۱ و ۵) کوچک‌تر و حتی دانه‌ی شماره ۶ حذف شده است.

تنش در مقاطع میانی (شامل b, c, d) بالاتر از مقاطع ابتدایی و انتهایی است که با محل شکست در نمونه‌های خزشی تجربی (شکل ۸-الف) تطابق دارد. این نمودارها به وضوح نشان می‌دهند که با ورود اثر هندسه‌ی دانه‌ها و مرزهای دانه به محاسبات، روند ملاحظه شده‌ی پیشین لزوماً صحیح نیست. به عبارت دیگر، در

۰/۴ درصد افزایش در تنش متوسط در این دانه در مقطع میانی نمونه شد. همچنین افزایش زاویه رشد دندریتها در همان دانه از ۳ به ۱۰ درجه موجب ۵ درصد افزایش و افزایش از ۱۰ به ۲۰ درجه موجب ۱۱ درصد افزایش در تنش متوسط در این دانه در مقطع میانی نمونه شد.

۸- در مدل شامل هندسه‌ی اصلی دانه‌ها، مشخص شد با ورود اثر هندسه‌ی مرزهای دانه به محاسبات، رفتار خزشی دانه‌ها متغیر بوده و در اثر افزایش زاویه‌ی انحراف رشد دندریتها میانگین تنش در دانه‌ها همواره افزایش نمی‌یابد. همچنین تمرکز تنش در مرزهای دانه در اثر تغییر زاویه‌ی انحراف دندریتها تغییر می‌کند و منجر به عمر خزشی متفاوتی می‌شود.

مراجع

- [1] Greenwood G., Deformation mechanism maps and microstructural influences. *Materials Science and Engineering A*, 2005, 410, 12-15.
 - [2] Quedstedt P., Henderson P., and McLean M., Observations of deformation and fracture heterogeneities in a nickel-base superalloy using electron back scattering patterns, *Acta Metallurgica*, 1988, 36(10) 2743-2752.
 - [3] Unocic R., Viswanathan G., Sarosi P., Karthikeyan S., Li J., Mills M., Mechanisms of creep deformation in polycrystalline Ni-base disk superalloys, *Materials Science and Engineering: A*, 2008, 483, 25-32.
 - [4] Reed-Hill R.E., Abbaschian R., and Abbaschian R., *Physical metallurgy principles*, Van Nostrand New York, 1973.
 - [5] Maitland T., Sitzman S., *Electron backscatter diffraction (EBSD) technique and materials characterization examples*, Springer Berlin, 2007.
 - [6] Reed-Hill R.E., Abbaschian R., *Physical Metallurgy Principles*, PWS-KENT, Boston, 1992.
 - [7] صادقی ف.ا.، کرمانپور ا.، رضایی م.، صرامی ن.، ریاضی ح.ر.، ارزیابی تاثیر جهت‌گیری کریستالی یک سوپرآلیاژ پایه نیکل تک کریستال بر خواص مکانیکی دما بالا پنجمین کنفرانس بین‌المللی مواد و متالورژی و دهمین کنفرانس مشترک انجمن مهندسی متالورژی ایران و انجمن علمی ریخته‌گری ۱۳۹۵، شیراز.
 - [8] Woodford D., Frawley J., The effect of grain boundary orientation on creep and rupture of IN-738 and nichrome, *Metallurgical Transactions*, 1974, 5(9) 2005-2013.
 - [9] Liu J., Jin T., Sun X., Zhang J., Guan H., Hu Z., Anisotropy of stress rupture properties of a Ni base single crystal superalloy at two temperatures, *Materials Science and Engineering: A*, 2008, 479(1) 277-284.
 - [10] Ichitsubo T., Koumoto D., Hirao M., Tanaka K., OSawa M., Yokokawa, T., and Harada, H., Elastic anisotropy of rafted Ni-base superalloy at high temperatures, *Acta Materialia*, 2003, 51(16) 4863-4869.
 - [11] Gordon A.P., Crack initiation modeling of a directionally-solidified nickel-base superalloy, *Georgia Institute of Technology*, 2006.
 - [12] Daleo J.A., Wilson J.R., GTD111 alloy material study, *Journal of Engineering for Gas Turbines and Power*, 1998, 120(2) 375-382.
 - [13] Woodford D. A., Creep analysis of directionally solidified GTD111 based on stress relaxation testing, *Materials at High Temperatures*, 1997, 14(4) 413-420.
- خزشی بحرانی در پره‌های توربین است، در نمودار شکل (۱۴) - (ب) رسم شده است. به طور مثال، این افزایش زاویه موجب شده است تا عمر در گره‌ی شماره ۱۵۱۴۸۸ در شرایط خزش تحت 310 MPa به میزان ۶۰ ساعت کاهش یابد.
- از طرفی بر اساس نمودار لارسون-میلر که برای این آلیاژ در شکل (۹) بدست آمد، افزایش حداکثر تنش موجب تغییر پارامتر لارسون میلر از 25700 به 24800 می‌شود و بر این اساس زمان گسیختگی نمونه از ۲۹۹ ساعت به ۴۹ ساعت کاهش می‌یابد.
- ### ۵- نتیجه‌گیری
- رفتار خزشی سوپرآلیاژ پایه نیکل GTD111DS با ساختار جهت‌دار دارای انحراف به دو صورت تجربی و شبیه‌سازی کامپیوتری مورد بررسی قرار گرفت. یک خوشه ۱۶ تایی شامل استوانه‌هایی از این آلیاژ در کوره بریجمن ریخته‌گری و رشد داده شد. با رشد دانه‌ها در طول استوانه، تغییرات زیر در نمونه‌های تجربی مشاهده شد:
- ۱- انحراف مرزهای دانه در نواحی پایین استوانه بیش از ۳۰ درجه و در نواحی بالایی استوانه حداکثر ۴/۵ درجه بود.
 - ۲- میانگین قطر دانه‌ها در مقطع با ارتفاع یک‌پنجم طول استوانه $0/62$ میلی‌متر بود که در مقطع میانی استوانه به $1/13$ میلی‌متر افزایش یافته بود.
 - ۳- طول بازوهای ثانویه دندریت از محل شروع جوانه‌زنی در طول استوانه تا نواحی انتهایی انجماد، حدود ۶ برابر افزایش پیدا کرد.
 - ۴- در نمونه‌های تجربی زاویه بین بازوی اولیه دندریتها از محور طولی نمونه، حداکثر ۸ درجه انحراف در ارتفاع میانی استوانه، و در نواحی بالاتر (مراحل انتهایی انجماد) حداکثر ۲/۴ درجه را نشان داد. در نمونه‌ی شبیه‌سازی شده، زاویه‌ی انحراف دانه‌ها با جهت طولی در ارتفاع میانی استوانه به طور متوسط ۴ درجه و در نواحی پایانی انجماد به طور متوسط ۲/۵ درجه بود.
 - ۵- آزمون تنش-گسیختگی در دمای 870°C ، در سه تنش 310 ، 380 و 450 مگاپاسکال انجام شد. مشاهده شد که در کلیه شرایط، مرحله سوم خزش غالب بوده است. به این صورت که به طور متوسط ۹۱٪ از کرنش کل و ۸۲٪ از زمان گسیختگی در مرحله‌ی سوم طی شده بود.
 - ۶- افزایش تنش آزمون از 310 تا 450 مگاپاسکال موجب شد تا زمان گسیختگی ۳۶ برابر کاهش یابد و درصد افزایش طول نمونه $1/5$ برابر و حداقل نرخ کرنش 50 برابر افزایش یابد.
 - ۷- در شرایط مرزهای دانه صاف و موازی محور طولی، افزایش زاویه رشد دندریتها در یک دانه از صفر تا ۳ درجه موجب

- [25] طرفه، م.، میرباقری م. ح.، آقازاده ج.، بررسی تاثیر ضرایب انتقال حرارت در انجماد جهت‌دار در سوپرآلیاژ پایه نیکل GTD111. پژوهش‌نامه ریخته‌گری، ۱۳۹۸، ۳(۱) ۱۱-۲۰.
- [26] Dieter G.E., Bacon D.J., Mechanical metallurgy, McGraw-hill New York, 1976.
- [27] Ibanez A. R., Modeling creep behavior in a directionally solidified nickel base superalloy, 2003.
- [28] Shenoy M., McDowell D., Neu R., Transversely isotropic viscoplasticity model for a directionally solidified Ni-base superalloy, International journal of plasticity, 2006, 22(12) 2301-2326.
- [29] Ibanez A., Srinivasan V., Saxena A., Creep deformation and rupture behaviour of directionally solidified GTD 111 superalloy, Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 2006, 29(12) 1010-1020.
- [30] Stewart C. M., Gordon A. P., Hogan E. A., and Saxena A., Characterization of the Creep Deformation and Rupture Behavior of DS GTD-111 Using the Kachanov-Rabotnov Constitutive Model, Journal of Engineering Materials and Technology, 2011, 133(2) 021013.
- [31] Kumar K. S., ORuganti R., Chatterjee P., X-Ray Rocking Curve Measurements of Dislocation Density and Creep Strain Evolution in Gamma Prime-Strengthened Ni-Base Superalloys, Metallurgical and Materials Transactions A, 2019, 50(1) 191-198.
- [32] Viswanathan R., Gas turbine blade superalloy material property handbook, Electric Power Research Institute, Palo Alto, CA, 2001.
- [33] Sajjadi S.A., Nategh S., Guthrie R.I., Study of microstructure and mechanical properties of high performance Ni-base superalloy GTD-111, Materials Science and Engineering: A, 2002, 325(1-2) 484-489.
- [34] Donachie M. J., Donachie S. J., Superalloys: A technical guide, ASM international, 2002.
- [35] Nörtershäuser P., Frenzel J., Ludwig A., Neuking K., Eggeler G., The effect of cast microstructure and crystallography on rafting, dislocation plasticity and creep anisotropy of single crystal Ni-base superalloys, Materials Science and Engineering: A, 2015, 626, 305-312.
- [14] Guo J., Yuan C., Yang H., Lupinc V., Maldini M., Creep-rupture behavior of a directionally solidified nickel-base superalloy, Metallurgical and Materials Transactions A, 2001, 32(5) 1103-1110.
- [15] Aghaie-khafri M., Noori M., Life prediction of a Ni-base superalloy, Bulletin of Materials Science, 2011, 34, 305-309.
- [16] MacLachlan D., Knowles D., Modelling and prediction of the stress rupture behaviour of single crystal superalloys, Materials Science and Engineering: A, 2001, 302(2) 275-285.
- [17] Rappaz M., Modelling of microstructure formation in solidification processes, International Materials Reviews, 1989, 34(1) 93-124.
- [18] Rappaz M., Gandin C.A., Probabilistic modelling of microstructure formation in solidification processes, Acta Metallurgica et Materialia, 1993, 41(2) 345-360.
- [19] Torrens P. M., O'Sullivan D., Cellular automata and urban simulation: where do we go from here?, SAGE Publications Sage UK: London, England, 2001. 1398T
- [20] Gandin C. A., Rappaz M., West D., Adams B., Grain texture evolution during the columnar growth of dendritic alloys, Metallurgical and Materials Transactions A, 1995, 26(6) 1543-1551.
- [21] Gandin C.A., Desbiolles J.L., Rappaz M., Thevoz P., A three-dimensional cellular automaton-finite element model for the prediction of solidification grain structures, Metallurgical and Materials Transactions A, 1999, 30(12) 3153-3165.
- [22] Gandin C.A., Rappaz M., A 3D cellular automaton algorithm for the prediction of dendritic grain growth, Acta Materialia, 1997, 45(5) 2187-2195.
- [23] May D., Gordon A., Segletes D. The application of the Norton-Bailey law for creep prediction through power law regression, ASME Turbo Expo 2013: Turbine Technical Conference and Exposition, 2013.
- [24] Bråthe L., Josefson L., Estimation of Norton-Bailey parameters from creep rupture data, Metal Science, 1979, 13(12) 660-664.

IRANIAN FOUNDRYMEN'S
SOCIETY

Founding Research Journal

Research Paper:

Investigation of the Effect of Misorientation Grain Growth on the Creep Behavior of Nickel-Based GTD111DS Superalloy

Maryam Torfeh¹, Seyed Mohammad Hossein Mirbagheri^{2*}, Jamshid Aghazadeh³, Soheil Nokhodchi⁴

1. Ph.D, Department of Mining and Metallurgical Engineering, Amirkabir University of Technology, Tehran, Iran
2. Associated Professor, Department of Mining and Metallurgical Engineering, Amirkabir University of Technology, Tehran, Iran
3. Professor, Department of Mining and Metallurgical Engineering, Amirkabir University of Technology, Tehran, Iran
4. Assistance Professor, Department of Mechanical Engineering, K.N.Toosi University of Technology, Tehran, Iran

* **Corresponding Author:** Tel/Fax: +98 21 64542900, E-mail: smhmirbagheri@aut.ac.ir

Paper history:

Received: 29 November 2021

Accepted: 03 January 2022

Abstract

The aim of this study was to investigate the creep behavior of GTD111 nickel base superalloy produced by directional solidification method. First, a cluster of cylinders of this alloy were cast by Bridgman method. Then, by preparing the tensile specimens, they were subjected to creep test at 870°C and different stresses. Creep behavior and microstructural changes of this alloy were measured and evaluated by various tests. Considering that the aim of this project is to identify the creep behavior of the superalloy in the condition that the grains deviate from the ideal angle during directional solidification, first the grain structure was determined in casting samples, and then their mechanical behavior was investigated by determining the grain deviation. Also, numerical simulation was used to model the grain size of the cast samples. By three-dimensional modeling of grains in creep specimens and then changing the growth angle of dendrites in each grain, numerical analysis of the creep behavior of the specimen using Norton equation and changes in creep life by changing the deflection angle of the grains was obtained. The results showed that increasing the angle of deviation during the growth of dendrites in a grain from zero to 3 degrees caused a 0.4% increase in mean stress and increasing the growth angle in the same grain from 3 to 10 degrees, caused a 5% increase and an increase from 10 to 20 degrees caused an 11% increase in mean stress in this grain in the middle section of the sample.

Keywords:

Nickel base superalloy,
Directional solidification,
Creep,
Microstructural
simulation,
Grain misorientation.

Please cite this article using:

Maryam Torfeh, Seyed Mohammad Hossein Mirbagheri, Jamshid Aghazadeh, Soheil Nokhodchi, Investigation of the effect of misorientation grain growth on the creep behavior of nickel-based GTD111DS superalloy, in Persian, Founding Research Journal, 2021, 5(2) 79-92.

DOI: 10.22034/frj.2022.317477.1145

Journal homepage: www.foundingjournal.ir