

## کاوش تجربی اثر بهره‌برداری بر خواص مکانیکی و ارتعاشی DIN X12CrNi2521 در شرایط فوق گرمايش

محمد حمیسی<sup>۱</sup>  
دانشجوی دکترا

سید ابراهیم موسوی  
ترشیزی<sup>۲</sup>  
دانشیار

ایده اصلی این پژوهش، برپایه ارتباط بین خواص ارتعاشی و مکانیکی ماده و تغییرات ساختاری آن در اثر بهره‌برداری در دماهای بالا استوار است. در این راستا نمونه‌هایی از فولاد DIN X12CrNi2521 در ۳ دمای کاری مختلف به مدت ۳ شبانه روز پیرسازی شدند که منجر به تشکیل رسوبات و افزایش فاز سیگما گردید. با مقایسه نتایج حاصل از آزمون‌های تجربی، شاهد افزایش فرکانس طبیعی ۵ مود اول، ضرایب میرایی، مدول کشسانی و سختی ویکرز با افزایش دمای پیرسازی خواهیم بود. این پژوهش، امکان‌سنجی تدوین روشی نوین و غیرمخرب جهت تخمین عمر باقیمانده را با استفاده از ضرایب میرایی در شرایط بهره‌برداری فوق‌گرمايش قطعات نیروگاهی بررسی می‌نماید.

واژه‌های راهنما: تغییرات ساختاری، پیرسازی، تخمین عمر باقیمانده، ضریب میرایی، فرکانس طبیعی

### ۱- مقدمه

یکی از موضوعات مهم در صنعت نیروگاهی، تخمین عمر قطعاتی است که در دمای بالا بهره‌برداری می‌شوند. ارزیابی عمر باقیمانده قطعات و تجهیزات با سه روش محاسباتی، آزمون‌های مخرب و آزمون‌های غیرمخرب امکان‌پذیر است. در این روش‌ها بر اساس تاریخچه بهره‌برداری، تغییر خواص مواد، تغییرات ساختاری و ... عمر باقیمانده قطعات تخمین زده می‌شود. پره‌های توربین گاز و لوله‌های بویلر در هنگام بهره‌برداری، تحت بیش‌تر گرمايش بلند مدت، خزش و به‌ویژه تغییرات ساختاری قرار می‌گیرند. شرایط بیش‌تر گرمايش بلند مدت به معنای قرارگیری طولانی مدت قطعات در دماهایی است که در آن به تدریج تغییرات ساختاری رخ می‌دهد [۱]. در راستای این پژوهش، نفاخ و همکاران تاثیر پیرسازی بر ریزساختار و خواص مکانیکی جوش اینکونل ۶۵۷ با فولاد زنگ‌نزن ۳۱۰ را بررسی نمودند [۲]. رهنما و همکاران بر لوله فولادی D6AC به منظور بررسی تأثیر پارامترهای مختلف عملیات حرارتی بر خواص نمونه مطالعه و خواص مکانیکی و تغییرات ریزساختار پوسته شکل‌دهی شده را بررسی نموده‌اند که موجب افزایش استحکام، چقرمگی شکست مناسب و نرمی فولاد گردید [۳].

<sup>۱</sup> دانشجوی دکترا، دانشکده مهندسی مکانیک و انرژی، دانشگاه شهید بهشتی، تهران mohamadhamisi@gmail.com

<sup>۲</sup> نویسنده مسئول، دانشیار، دانشکده مهندسی مکانیک و انرژی، دانشگاه شهید بهشتی، تهران e\_moussavi@sbu.ac.ir

محمدی و همکاران به تعیین چقرمگی شکست فولاد AISI D۲ از طریق شبیه‌سازی المان محدود و روش نشرآوایی پرداختند. نتایج این پژوهش نشان می‌دهد که روش نشرآوایی می‌تواند به عنوان روشی کارآمد به منظور تعیین چقرمگی شکست مواد مهندسی استفاده شود [۴]. سالمی و همکاران خواص مکانیکی ریزساختار مارتنزیت بازگشت داده شده با ریزساختار سه فازی فریت-بینیت-مارتنزیت در فولاد کم آلیاژ پر استحکام ۴۲Cr۴Mo را بررسی کرده‌اند [۵]. فولادهای زنگ نزن آستنیتی، کاربردهای وسیعی در پزشکی، پتروشیمی، صنایع غذایی و دماهای بالا دارند. همچنین از مقاومت خوردگی، قابلیت جوشکاری، ثبات فاز و شکل‌پذیری مطلوبی برخوردارند. DIN X12CrNi2521 یکی از متداول‌ترین گزینه‌های مورد استفاده برای کاربردهای درجه حرارت بالا است [۶]. ریزساختار این فولادها شامل آستنیت ( $\gamma$ ) بعنوان زمینه در کنار کاربید اولیه ( $M_{23}C_6$ ) حاصل از انجماد و فریت دلتا ( $\delta$  ferrite) باقی‌مانده از دماهای بالا می‌باشد. با انجام عملیات پیرسازی در زمان‌های کوتاه، در ابتدا نوارهایی از رسوب فاز سیگما ( $\sigma$ ) از فریت دلتا باقی‌مانده شکل می‌گیرند [۷] تشکیل سیگما از آستنیت به دماهای بالاتر از ۸۰۰ درجه سانتی‌گراد احتیاج دارد [۸]. در عمل پس از یک ساعت پیرسازی در دمای ۷۰۰ درجه سانتی‌گراد اثری از فریت دلتا باقی نمی‌ماند [۹]. بیشترین رسوب فاز سیگما در محدوده دمایی ۵۰۰ تا ۹۰۰ درجه سانتی‌گراد رخ می‌دهد [۱۰] و دمای ۸۶۵ درجه سانتی‌گراد بالاترین دمای بحرانی جهت تشکیل فاز سیگما گزارش شده است [۱۱] تشکیل فاز سیگما باعث کاهش چکش‌خواری و مقاومت به خوردگی می‌شود. ساختار اتمی با لایه‌های کاملاً فشرده، سختی فاز سیگما را بالا می‌برد [۱۲] که منجر به مسایل متعدد صنعتی می‌گردد و عمر مفید قطعات را کاهش می‌دهد [۱۳، ۱۴]. رسوب فاز سیگما اثرات مشابهی بر فولاد ضد زنگ دوبلکس دارد [۱۵، ۱۶] و سختی را نیز افزایش می‌دهد [۱۵، ۱۷]. پژوهش‌های قبلی نشان داده است که رسوب فاز سیگما می‌تواند علت شکست فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی مورد استفاده در دماهای بالا باشد [۱۸، ۱۹].

فاز سیگما در مرزدانه‌ها بویژه در مرز مشترک سه‌دانه [۲۰] همچنین در مرز دوقلوبی‌ها و در مجاورت کاربید رشد می‌کند [۲۱]. کاربیدهای کروم بین‌دانه‌ای باعث افزایش مقاومت خزشی و در مقابل باعث کاهش نرمی، چقرمگی در دمای پایین و مقاومت در برابر خوردگی می‌شوند [۲۲]. کاربیدهای ثانویه نیز در دماهای زیر ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد رسوب می‌نمایند [۲۳] فولادهای زنگ نزن آستنیتی به‌طور گسترده‌ای برای کار در دماهای بالا مورد استفاده قرار می‌گیرند [۶].

در این پژوهش با هدف اندازه‌گیری عمر باقیمانده و ارتباط آن با تغییرات ساختاری، اثر تغییرات ساختاری بر فرکانس طبیعی و میرایی نمونه‌هایی از فولادهای زنگ نزن آستنیتی DIN X12CrNi2521 به صورت تجربی اندازه‌گیری و گزارش شده است. اگر تغییرات ساختاری بر فرکانس طبیعی و میرایی نمونه فولاد زنگ نزن مورد بررسی تأثیر قابل ملاحظه داشته باشد، در این صورت انتظار می‌رود با توسعه این روش و با اندازه‌گیری فرکانس طبیعی و میرایی از طریق آزمون ضربه چکش، بتوان تغییرات ساختاری را بدون انجام آزمونهای متالوگرافی، ارزیابی نموده و عمر باقی‌مانده را تخمین زد. هدف از این پژوهش به دست آوردن اثبات رابطه موثر بین تغییرات ساختاری بوجود آمده در حین بهره‌برداری و معرفی روشی نوین جهت تخمین عمر باقیمانده قطعات می‌باشد. کاربرد اصلی این روش در صنعت نیروگاهی از جمله پره‌های توربین گاز است.

## ۲- آنالیز مودال

آنالیز مودال، فرآیند تعیین خواص ذاتی دینامیکی یک سیستم در قالب فرکانس‌های طبیعی، ضرایب میرایی، شکل مودها و به‌کارگیری آن‌ها به‌منظور ایجاد مدلی ریاضی از رفتار دینامیکی سیستم می‌باشد. این مدل ریاضی، مدل مودال سیستم و اطلاعات مربوط به مشخصات آن، داده‌های مودال نامیده می‌شوند. آنالیز مودال بر پایه این حقیقت استوار است که پاسخ ارتعاشات یک سیستم دینامیکی خطی ثابت با زمان را می‌توان به‌صورت ترکیب خطی یک مجموعه حرکت هارمونیک ساده که مودهای طبیعی ارتعاشی نام دارند، نمایش داد [۲۴]. انجام آنالیز مودال برای درک بهتر رفتار دینامیکی سازه‌ها و بهینه‌سازی خصوصیات دینامیکی آن‌ها ضروری است و با بهره‌گیری از داده‌های حاصل از آن می‌توان سازه‌هایی سبک‌تر، ایمن‌تر، مقاوم‌تر و با بازده بالاتر ساخت. آنالیز مودال تجربی و عددی با روش اجزای محدود، دو رکن اساسی در دینامیک سازه می‌باشند [۲۵].

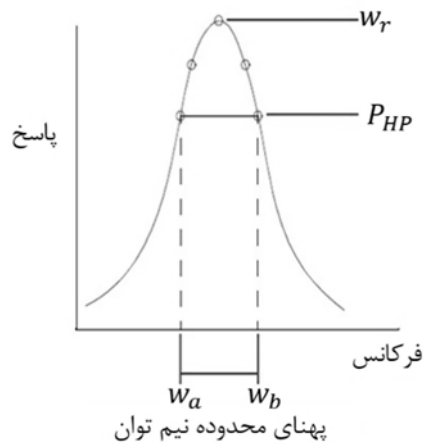
### ۲-۱ آنالیز مودال تئوری

با توجه به اینکه در این پژوهش، ابعاد نمونه‌ها به صورت تیر دارای مقطع مستطیل شکل بوده و نسبت طول به ضخامت تیر بیش از ۸ است، و از تغییر مکان (خیز) حاصل از نیروی برشی عرضی در مقابل خمش می‌توان صرف‌نظر کرد. بنابراین از تئوری تیر اولر-برنولی استفاده می‌شود. فرکانس طبیعی اول تیر دو سر آزاد به‌صورت رابطه ۱ است [۲۴].

$$f_1 = \frac{1}{2\pi} \left[ \frac{22.373}{L^2} \right] \sqrt{\frac{EI}{\rho A}} \quad (1)$$

### ۲-۲ آنالیز مودال تجربی

آنالیز مودال در حوزه فرکانسی بر اساس برازش منحنی روی داده‌های آزمون به کمک یک مدل ریاضی از پیش تعیین‌شده روی سازه مورد نظر می‌باشد. این مدل شامل اطلاعات مربوط به تعداد درجات آزادی سازه، مدل میرایی و احتمالاً تعداد مودهای ارتعاشی در محدوده فرکانسی اندازه‌گیری می‌باشد. فرضیات مدل، عبارات ریاضی برازش منحنی مربوط به هر پاسخ فرکانسی را دیکته می‌کند. در نتیجه، کار اصلی در این بخش برازش منحنی به‌منظور استخراج پارامترهای مودال به کمک داده‌های تجربی می‌باشد. روش‌های زیادی برای آنالیز مودال وجود دارد، روش مورد استفاده در این پژوهش، روش نیم توان یا پیک پیکینگ است. در این روش با داده‌ها در محدوده رزونانس، مانند داده‌های یک سیستم یک درجه آزادی برخورد می‌شود [۲۶]. به نحوی که فرکانس طبیعی مود انتخاب شده با توجه به مقدار پیک تابع پاسخ فرکانسی حاصل می‌شود. میرایی نیز از این نمودار بدست می‌آید. میرایی خاصیتی از ماده است که به‌وسیله‌ی آن انرژی مکانیکی در یک سیستم ارتعاشی تلف می‌شود و معمولاً به‌صورت تبدیل انرژی مکانیکی به انرژی گرمایی است. اندازه‌گیری خصوصیات میرایی مواد، با استفاده از روش پاسخ ضربه فرکانسی، با ارتعاشات تیر دو سر آزاد در دمای اتاق انجام می‌گیرد. پس از تحریک نمونه با ضربه چکش، فرکانس ارتعاشی و کاهش دامنه به وسیله‌ی شتاب‌سنج اندازه‌گیری شده و به رایانه منتقل می‌شود.



شکل ۱- نمودار بیشینه دامنه تابع پاسخ فرکانسی

کاهش دامنه، تابع زمان و مود ارتعاشی است که با استفاده از نرم‌افزارهای پردازش پالس تشخیص داده می‌شود. همان‌طور که در شکل (۱) نشان داده شده است در ابتدا، پاسخ فرکانسی بیشینه دامنه ( $w_r$ ) که مربوط به فرکانس طبیعی اول (مود اول ارتعاشی) سیستم است به دست می‌آید.

سپس فرکانس‌های متناظر با نقطه نیم‌توان ( $P_{HP}$ ) یعنی  $w_a$  و  $w_b$  و نهایتاً نسبت میرایی سازه‌ای ( $\xi$ ) ضریب اتلاف میرایی ( $\eta_r$ ) با توجه به عرض پیک رزونانسی و مطابق روابط ۲ و ۳ بدست می‌آیند [۲۷].

$$P_{HP} = \frac{w_r}{\sqrt{2}} \quad (۲)$$

$$\xi = \frac{w_b^2 - w_a^2}{4w_r^2} \quad (۳)$$

اصطکاک داخلی ( $Q^{-1}$ ) با استفاده از پهنای باند ( $\Delta w$ ) به دست می‌آید و برای میرایی‌های کوچک ( $\xi \ll 1$ ) پارامتر کاهش لگاریتمی ( $\delta$ ) به صورت رابطه ۴ است [۲۷].

$$\delta = \pi Q^{-1} = \pi \frac{\Delta w}{w_r} = \pi \frac{w_b - w_a}{2w_r} \quad (۴)$$

ضریب اتلاف میرایی ( $\eta_r$ ) نیز دو برابر نسبت میرایی سازه‌ای ( $\xi$ ) تعریف می‌شود.

### ۳- مواد و تجهیزات آزمایش

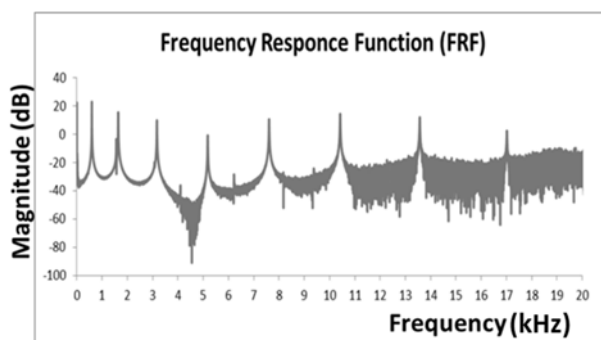
فولاد مورد استفاده در این پژوهش فولاد DIN X12CrNi2521 است. ترکیب شیمیایی نمونه برحسب درصد وزنی در جدول (۱) آمده است. این ترکیب توسط آزمون کوانتومتری نمونه‌ها نیز تایید گردیده است. آنالیز مودال تجربی شامل سه مرحله آماده‌سازی برای آزمون، اندازه‌گیری پاسخ فرکانسی و استخراج پارامترهای مودال می‌باشد. برای بالا بردن ضریب اطمینان و کاهش خطا، از هر نمونه سه قطعه تهیه می‌شود.

جدول ۱- ترکیب شیمیایی فولاد زنگ نزن DIN X12CrNi2521

عناصر	C	Si	Mn	Ni	Cr
مرجع	۰/۰۵۴۲	۰/۶۰۵	۱/۷۶۶	۲۰/۴۱	۲۴/۶۵
آزمون کوانتومتری	۰/۰۵۳۹	۰/۵۹۰	۱/۷۶۱	۲۰/۱۷	۲۴/۴۳

وجود تجهیزات تخصصی پیشرفته داده برداری با قابلیت نمونه برداری چند کاناله حین انجام تست بصورت بلادرنگ یکی از قابلیت های آنالیز مودال می باشد. استفاده از تکنیک های پیشرفته و منطبق بر استانداردهای داده برداری با بهره مندی از تجهیزات حرفه ای آنالیز مودال و داده برداری بوسیله انواع شتابسنج های پیزوالکتریک با دقت و سطح عملکرد مناسب هر تست، امکان انجام آزمون را بر روی هر نمونه ای فراهم نموده است. ابعاد نهایی نمونه ها پس از عملیات حرارتی  $300 \times 30 \times 10$  mm می باشد. ابعاد تمامی نمونه ها با دقت  $0.02$  میلیمتر با هم برابر شده اند. سپس همه ی نمونه ها با دقت  $0.02$  گرم برابر  $711/00$  گرم شده اند.

نوع چکش استفاده شده در آزمون مودال  $AU0.2$  و نوع شتابسنج  $AP2019$  از آلیاژ تیتانیوم و به وزن  $0.14$  گرم می باشد که کمتر از  $0.002$  وزن نمونه و در پاسخ آزمون بی تاثیر است. پس از اندازه گیری سیگنال های زمانی پاسخ و ضربه و اعمال تبدیل فوریه سریع به آن، تابع پاسخ فرکانسی محاسبه می گردد. آزمون فرکانس در این پژوهش با شرایط مرزی دوسر آزاد برای نمونه ها انجام می گیرد. آزمون فرکانس از هر نمونه، پنج بار گرفته و فرکانس نهایی ارایه شده، میانگین فرکانس های اندازه گیری شده است. نتایج پاسخ فرکانسی و پارامترهای مودال از طریق نرم افزار EDM (Engineering Data Management) برای نمونه اولیه، در شکل (۲) نشان داده شده است، همانطور که ملاحظه می شود پنج پیک اول نمودار بدون نویز است و بررسی های این پژوهش در محدوده پنج مود ارتعاشی اول انجام پذیرفته است.



شکل ۲- نمودار دامنه برحسب فرکانس آزمون مودال

#### ۴- عملیات حرارتی

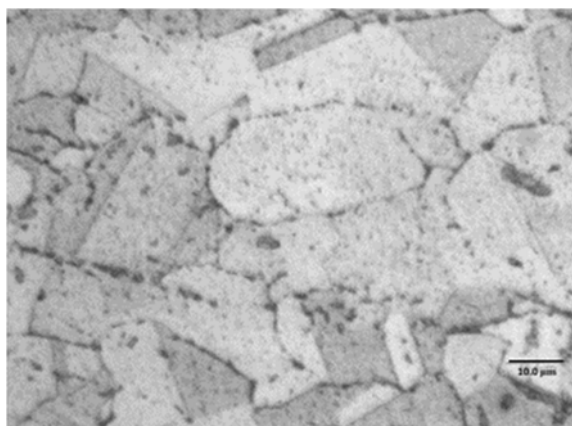
یکی از روش‌های ایجاد شرایط بهره‌برداری در فولادها، عملیات حرارتی پیرسازی شتابدار نمونه است. برای تغییرات ساختاری سریع فولاد مورد بررسی، که از نوع فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی است، عملیات حرارتی پیرسازی به مدت ۷۲ ساعت و در سه گروه مجزا در دماهای ۷۵۰، ۸۵۰ و ۹۵۰ درجه سانتی‌گراد عملیات حرارتی شدند.

در نتیجه، در راستای پژوهش‌های قبلی [۲۹]، انتظار می‌رود افزایش دما در محدوده ۷۰۰-۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد موجب رسوب فاز سیگما، افزایش سختی و کاهش عمر باقیمانده شود.

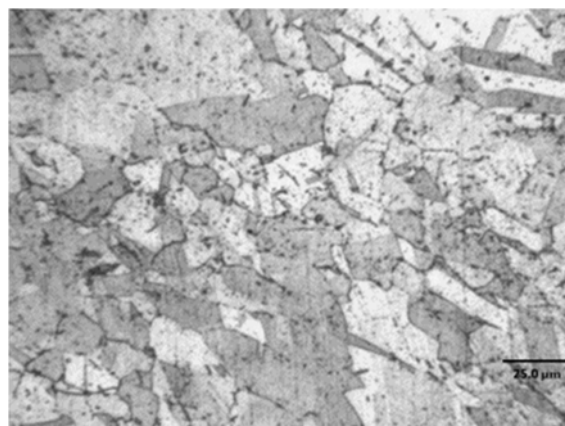
#### ۵- بررسی و تحلیل نتایج

در ابتدا نمونه‌ها متالوگرافی شد تا اطمینان حاصل شود که عملیات حرارتی پیرسازی بر تغییر ساختار اثر داشته است. محلول اچانت استفاده شده در این آزمون شامل ۱۵ml اسید کلریک، ۱۰ml اسید نیتریک و ۱۰ml اسید استیک است. با متالوگرافی نمونه‌ها، تغییرات ساختاری بسیار شدید در اثر عملیات حرارتی مشاهده شد. شکل (۳) ساختار نمونه عملیات حرارتی نشده را نشان می‌دهد که ازین پس آن را نمونه اولیه می‌نامیم. وفق مطالعات انجام شده در مرجع ۲۹، فاز زمینه، آستنیت است و فریت دلتا و کاربید کروم در آن رسوب مختصری دارند. به تدریج با انجام عملیات حرارتی پیرسازی بر روی نمونه‌ها، در میکروساختار ماده تغییرات شدیدی ایجاد می‌گردد، به طوری که نمونه پیرسازی شده در دمای ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد، علاوه بر کاربید کروم، رسوبات بسیار کوچکی از یک فاز جدید را نشان می‌دهد مطابق شکل (۴).

فاز جدید رسوب شده در نواحی بین دانه‌ای و روی مرز دانه‌ها تشکیل شده و از فریت دلتا موجود در نمونه اولیه ایجاد می‌شود. بر اساس پژوهش‌های قبلی [۶-۹] و نتایج حاصل از طیف‌سنجی پراش انرژی پرتو ایکس یا EDX (Energy Dispersive X ray) مشخص می‌شود، فاز جدید رسوب یافته با درصد عناصر موجود در فاز سیگما تطبیق می‌یابد. این نتایج در شکل (۵) نشان داده شده است.

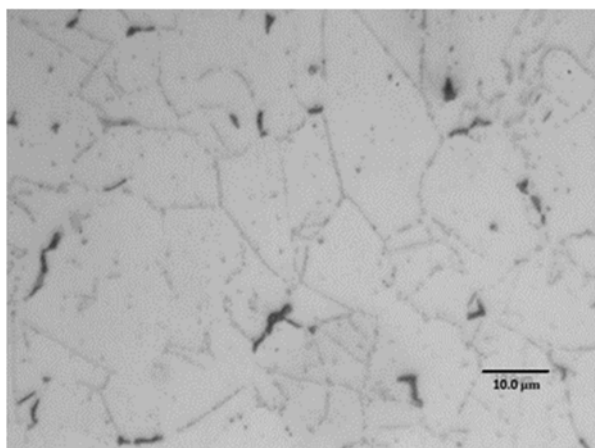


(ب)

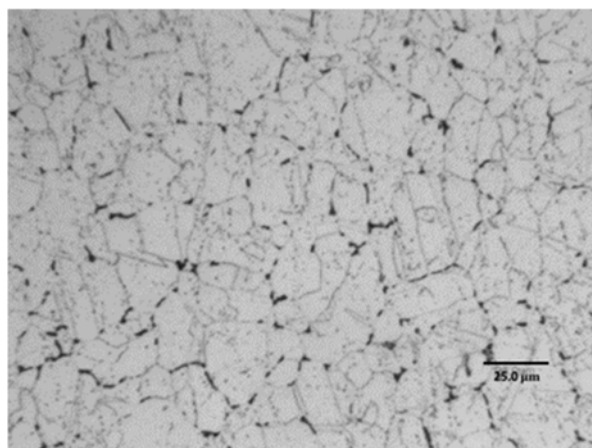


(الف)

شکل ۳- ریزساختار نمونه اولیه با بزرگنمایی الف- X200، ب- X500

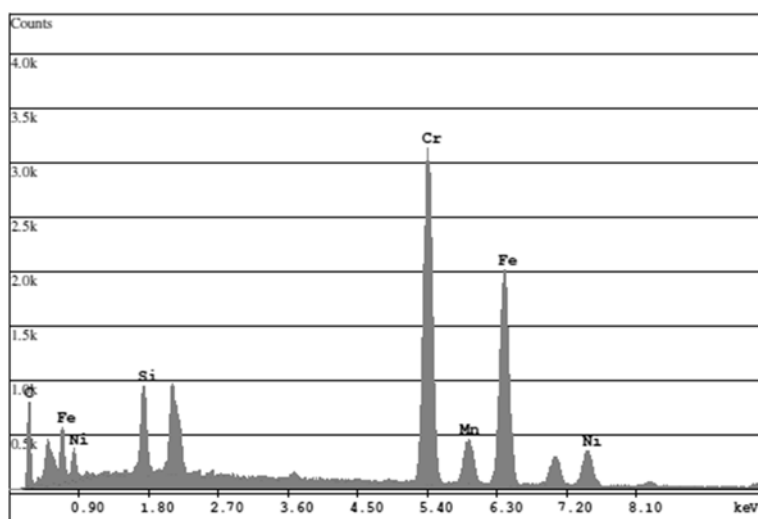


(ب)



(الف)

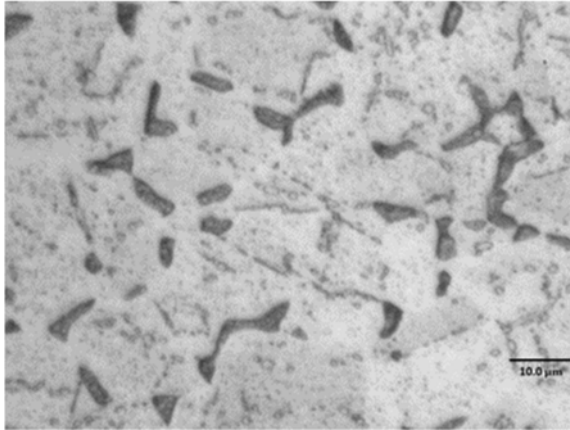
شکل ۴- ریزساختار نمونه پس از ۷۲ ساعت عملیات حرارتی در  $750^{\circ}\text{C}$  با بزرگنمایی الف- $\times 200$ ، ب- $\times 500$



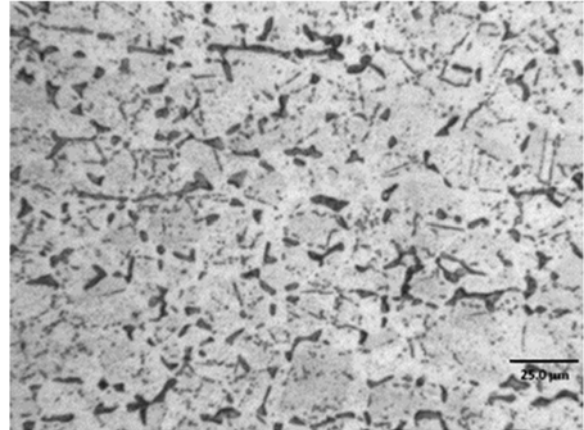
شکل ۵- طیف‌سنجی فاز جدید رسوب یافته در نمونه‌ها بعد از عملیات حرارتی

با ادامه عملیات حرارتی در دماهای ۸۵۰ و ۹۵۰ درجه سانتی‌گراد، همانطور که در شکل (۶) مشاهده می‌شود، در کنار کاربید کروم، اندازه ذرات فاز سیگما افزایش می‌یابد. این رسوبات علاوه بر مرز دانه‌ها در درون دانه‌های آستنیت نیز قابل مشاهده‌اند.

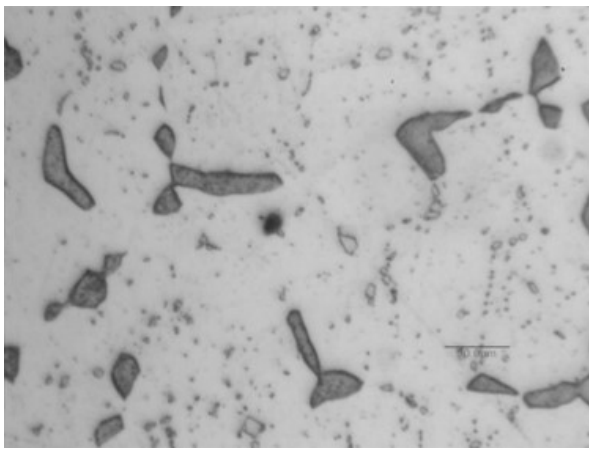
شکل (۷) فازهای مختلف موجود در فولاد پیرسازی شده را نشان می‌دهد. همان‌طور که از نتایج بدست آمده در پژوهش‌های قبلی نیز انتظار می‌رفت رسوب شدید بین‌دانه‌ای کاربید کروم در تمام دمای آزمایش شده از  $750^{\circ}\text{C}$  تا  $950^{\circ}\text{C}$  مشاهده می‌شود.



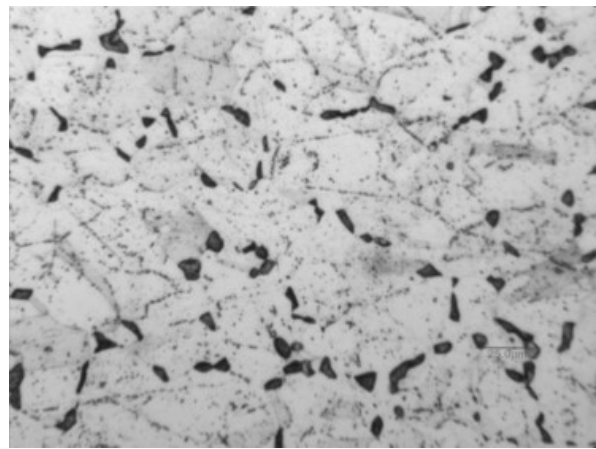
(ب)



(الف)



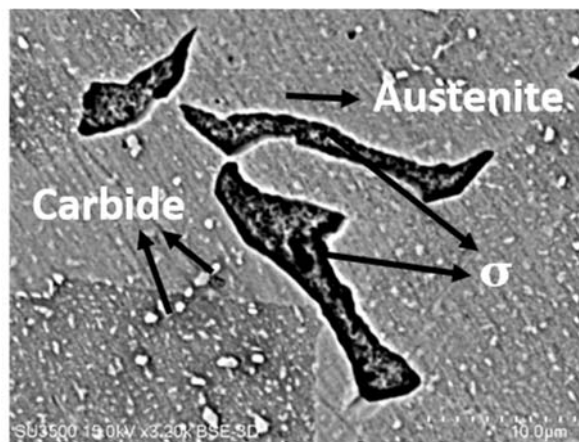
(د)



(ج)

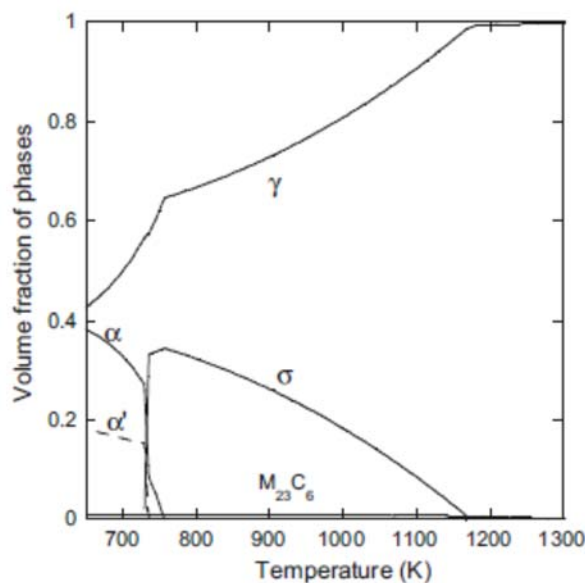
شکل ۶- ریزساختار نمونه پس از ۷۲ ساعت عملیات حرارتی در الف-  $850^{\circ}\text{C}$  با بزرگنمایی  $\times 200$ ، ب-  $850^{\circ}\text{C}$  با

بزرگنمایی  $\times 500$  ج-  $950^{\circ}\text{C}$  با بزرگنمایی  $\times 200$ ، د-  $950^{\circ}\text{C}$  با بزرگنمایی  $\times 500$



شکل ۷- فازهای موجود در ریزساختار نمونه‌های عملیات حرارتی شده این پژوهش با بزرگنمایی  $\times 3200$





شکل ۸- درصد حجمی فازها در دماهای مختلف فولاد DINX12CrNi2521 [۳۰]

در راستای پژوهش‌های قبلی و مطابق شکل (۸) [۳۰] فریت دلتا در محدوده دمایی بالای ۷۰۰ درجه سانتی‌گراد حذف می‌شود. این موضوع موید نتایج حاصل از تصاویر متالوگرافی نمونه‌های این پژوهش می‌باشد. در شکل (۸) فازهای آستنیت ( $\gamma$ )، فریت ( $\alpha$ )، کاربید ( $M_{23}C_6$ ) و سیگما ( $\delta$ ) به همراه درصد حجمی حضور هر فاز در دماهای مختلف نشان داده شده است.

بر اساس آزمون مودال فرکانس‌های طبیعی تمامی نمونه استخراج و در جدول (۲) ارائه شده است. همانطور که مشاهده می‌شود فرکانس طبیعی مود اول نمونه‌ها با افزایش دمای عملیات حرارتی افزایش می‌یابد تا جایی که فرکانس طبیعی اول نمونه‌ای که در ۹۵۰ درجه سانتی‌گراد پیرسازی شده است، ۱۵/۲٪ بیشتر از فرکانس طبیعی نمونه اولیه است.

جدول ۲- فرکانس طبیعی اول نمونه‌ها بدست آمده از آنالیز مودال

ردیف	نوع نمونه	فرکانس طبیعی (Hz)	(افزایش %)
۱	نمونه اولیه	۵۷۳	-
۲	نمونه ۷۵۰ °C	۶۲۸	۹/۶
۳	نمونه ۸۵۰ °C	۶۴۳	۱۲/۳
۴	نمونه ۹۵۰ °C	۶۶۰	۱۵/۲

جدول ۳- ضرایب میرایی نمونه‌ها ۱۰۳\*

ردیف	نوع نمونه	ضریب میرایی	نسبت میرایی	کاهش لگاریتمی	(افزایش %)
۱	نمونه اولیه	۱۹/۱۹۷	۹/۵۹۹	۶۰/۳۰۸	
۲	نمونه C ۷۵۰°	۲۸/۸۷۵	۱۴/۴۳۸	۹۰/۷۱۲	(/۵۰/۴)
۳	نمونه C ۸۵۰°	۳۵/۳۲۶	۱۷/۶۶۳	۱۱۰/۹۷۷	(/۸۴/۰)
۴	نمونه C ۹۵۰°	۴۷/۲۷۳	۲۳/۶۳۶	۱۴۸/۵۰۷	(/۱۴۶/۲)

جدول (۳) ضرایب میرایی تجربی شامل ضریب میرایی ( $\eta_r$ )، نسبت میرایی ( $\xi$ ) و کاهش لگاریتمی ( $Q^{-1}$ ) را با استفاده از روابط ۲ الی ۴ برای نمونه‌های مختلف نشان می‌دهد. جهت بررسی دقیق‌تر اثر تغییرات ساختاری بر خواص ارتعاشی نمونه‌ها، مودهای بعدی ارتعاشی نیز مورد مطالعه قرار گرفتند. به نحوی که مودهای دوم تا پنجم نمونه‌ها نیز از پاسخ فرکانسی بدست آمدند. همانطور که مشاهده می‌شود، تمامی ضرایب میرایی با افزایش دمای پیرسازی، افزایش می‌یابند به نحوی که ضرایب میرایی نمونه‌ای که در ۹۵۰ درجه سانتی‌گراد پیرسازی شده است، ۱۴۶/۲٪ بیشتر از ضرایب میرایی نمونه اولیه است. این افزایش چشم‌گیر نویدبخش آنست که می‌توان ضریب میرایی را بعنوان شاخصی موثر در بررسی نقش بهره‌برداری بر ماده در شرایط فوق‌گرمایش دانست.

در جدول (۴) فرکانس طبیعی دوم تا پنجم هر چهار گروه از نمونه‌ها نشان داده شده است. این نتایج از بررسی پیک‌های دوم تا پنجم نمودار تابع پاسخ فرکانسی هر نمونه استخراج می‌گردد و جهت بررسی اثر شماره مود فرکانسی بر میزان تغییر فرکانس طبیعی آن استخراج گردیده است. نتایج حاکی از آنست که نمونه C ۷۵۰° بین ۹/۵ تا ۱۰ درصد نمونه اولیه افزایش فرکانس دارد و مطابق جدول (۲) مقدار افزایش برای فرکانس طبیعی اول ۹/۶٪ می‌باشد بنابراین دامنه تغییرات فرکانس طبیعی مودهای اول تا پنجم فرکانسی کمتر از ۳٪ است. همچنین که نمونه C ۸۵۰° بین ۱۱/۹ تا ۱۲/۴ درصد نمونه اولیه افزایش فرکانس دارد و مطابق جدول (۲) مقدار افزایش برای فرکانس طبیعی اول ۱۲/۳٪ می‌باشد بنابراین دامنه تغییرات فرکانس طبیعی مودهای اول تا پنجم فرکانسی حدود ۲٪ است و درنهایت، که نمونه C ۹۵۰° بین ۱۵/۲ تا ۱۵/۵ درصد نمونه اولیه افزایش فرکانس دارد و مطابق جدول (۲) مقدار افزایش برای فرکانس طبیعی اول ۱۵/۲٪ می‌باشد بنابراین دامنه تغییرات فرکانس طبیعی مودهای اول تا پنجم فرکانسی حدود ۱٪ است. بنابراین، می‌توان گفت تغییرات فرکانس طبیعی ماده در اثر پیرسازی مستقل از مود ارتعاشی آن است و تفاوتی ندارد که کدامیک از مودهای ارتعاشی ماده در این پژوهش مورد ارزیابی قرار گیرد.

جدول ۴- فرکانس طبیعی دوم تا پنجم نمونه‌ها بدست آمده از آنالیز مودال (Hz)

شماره فرکانس	نمونه اولیه	نمونه ۷۵۰°C (٪اختلاف)	نمونه ۸۵۰°C (٪اختلاف)	نمونه ۹۵۰°C (٪اختلاف)
۲	۱۴۹۰	۱۶۳۶ (٪۹,۸)	۱۶۶۷ (٪۱۱,۹)	۱۷۱۸ (٪۱۵,۳)
۳	۳۰۸۵	۳۳۷۸ (٪۹,۵)	۳۴۵۸ (٪۱۲,۱)	۳۵۶۰ (٪۱۵,۴)
۴	۴۰۲۸	۴۴۳۱ (٪۱۰)	۴۵۲۷ (٪۱۲,۴)	۴۶۵۲ (٪۱۵,۵)
۵	۴۹۹۱	۵۴۶۵ (٪۹,۵)	۵۵۹۰ (٪۱۲)	۵۷۵۰ (٪۱۵,۲)

همچنین در جدول (۵) ضریب میرایی متناظر با مودهای ارتعاشی دوم تا پنجم ارایه گردیده است. این نتایج با استفاده از روش پیک پیکینگ و نمودار تابع پاسخ فرکانسی هر نمونه استخراج می‌گردد و جهت بررسی اثر شماره مود فرکانسی بر میزان تغییر ضریب میرایی استخراج گردیده است. با مقایسه درصد اختلاف نتایج با جدول (۳)، مشاهده می‌شود که دامنه تغییر نتایج کمتر از ۱٪ می‌باشد و می‌توان گفت تغییرات میرایی ماده در اثر پیرسازی مستقل از مود ارتعاشی آن است و تفاوتی ندارد که کدامیک از مودهای ارتعاشی ماده در این بررسی مورد ارزیابی قرار گیرد. سایر ضرایب میرایی شامل نسبت میرایی و کاهش لگاریتمی بعلت وابستگی مستقیم به ضریب میرایی و خودداری از اطناب بحث اشاره نشده است.

همان‌طور که در جداول (۳) و (۵) مشاهده می‌شود، ضریب میرایی افزایش و مطابق نتایج ارایه شده در جداول (۲) و (۴)، فرکانس‌های طبیعی اول تا پنجم کاهش پیدا کرده است. علت اصلی کاهش فرکانس‌های طبیعی و افزایش ضریب میرایی، ایجاد رسوبات و متعاقباً افزایش سطح مشترک دو فاز زمینه و تقویت‌کننده ناشی از رسوب فاز سیگما و کاربرد ثانویه می‌باشد [۱۳۱].

جهت راستی‌آزمایی نتایج و حصول اطمینان از روند پژوهش، آزمون‌های مکانیکی برای هر نمونه انجام می‌پذیرد. نتایج آزمون کشش و سختی نمونه‌ها بر اساس میانگین نتایج سه آزمون برای هر یک از شرایط عملیات حرارتی گزارش می‌شود. در ادامه نتایج آزمون کشش در جدول (۶) نشان داده شده است.

**جدول ۵- ضریب میرایی نمونه‌ها مربوط به فرکانس‌های دوم تا پنجم  $10^3$ \***

شماره فرکانس	نمونه سالم	نمونه $750^{\circ}\text{C}$	نمونه $1850^{\circ}\text{C}$	نمونه $950^{\circ}\text{C}$
		(%اختلاف)	(%اختلاف)	(%اختلاف)
۲	۱۹/۲۰۷	۲۸/۹۹۲	۳۵/۳۴۴	۴۷/۳۲۸
		(/۰.۵۰/۹)	(/۰.۸۴/۰)	(/۰.۱۴۶/۴)
۳	۱۸/۸۹۲	۲۸/۶۸۱	۳۴/۹۱۲	۴۶/۶۸۳
		(/۰.۵۱/۸)	(/۰.۸۴/۸)	(/۰.۱۴۷/۱)
۴	۱۹/۴۵۹	۲۹/۳۵۱	۳۵/۸۳۶	۴۷/۹۱۷
		(/۰.۵۰/۸)	(/۰.۸۴/۲)	(/۰.۱۴۶/۲)
۵	۱۹/۱۰۵	۲۸/۸۲۶	۳۵/۳۱۱	۴۷/۰۴۰
		(/۰.۵۰/۹)	(/۰.۸۴/۸)	(/۰.۱۴۶/۲)

**جدول ۶- مدول یانگ نمونه‌ها بدست آمده از آزمون کشش**

ردیف	نوع نمونه	مدول یانگ (GPa)	افزایش %
۱	نمونه اولیه	۱۹۸	-
۲	نمونه $750^{\circ}\text{C}$	۲۱۷	۹,۶
۳	نمونه $1850^{\circ}\text{C}$	۲۲۹	۱۵,۷
۴	نمونه $950^{\circ}\text{C}$	۲۴۱	۲۱,۷

با استفاده از رابطه (۱) در خصوص نحوه محاسبه فرکانس طبیعی اول و نتایج تجربی مدول یانگ ارایه شده در جدول (۶)، می‌توان فرکانس طبیعی تمامی نمونه‌ها را استخراج و با نتایج تجربی حاصل از آزمون مودال مقایسه نمود. این بررسی در جدول (۷) ارایه می‌گردد.

## جدول ۷- مقایسه نتایج تحلیلی و تجربی فرکانس طبیعی اول نمونه‌ها

ردیف	نوع نمونه	نتایج تجربی (Hz)	نتایج تحلیلی (Hz)
۱	نمونه اولیه	۵۷۳	۵۶۸
۲	نمونه ۷۵۰ °C	۶۲۸	۶۱۹
۳	نمونه ۸۵۰ °C	۶۴۳	۶۳۴
۴	نمونه ۹۵۰ °C	۶۶۰	۶۵۲

همچنین نتایج سختی ویکرز ۳۰kg Hv-۱۵۰ در جدول (۸) ارائه شده‌اند.

## جدول ۸- سختی نمونه‌ها بدست آمده از آزمون ویکرز ۳۰kg Hv-۱۵۰

ردیف	نوع نمونه	سختی ویکرز	%افزایش
۱	نمونه اولیه	۱۷۴/۲	-
۲	نمونه ۷۵۰ °C	۱۸۴/۷	۶/۰
۳	نمونه ۸۵۰ °C	۱۹۹/۳	۱۴/۴
۴	نمونه ۹۵۰ °C	۲۱۲/۴	۲۱/۹

نتایج آزمون کشش و سختی نمونه‌ها نشان می‌دهد که با افزایش زمان عملیات حرارتی، مدول یانگ و سختی افزایش چشمگیری می‌یابد. این نتایج با مطالعات قبلی همخوانی دارند [۲۰، ۱۸] و علت این تغییرات تشکیل فاز سیگما می‌باشد. فاز سیگما در مرزدانه‌ها بویژه در مرز مشترک سه‌دانه همچنین در مرز دوقلویی‌ها و در مجاورت کاربرد رشد می‌کند. این رسوبات، باعث کاهش چکش‌خواری و مقاومت به خوردگی قطعه می‌شود و ساختار اتمی با لایه‌های کاملاً فشرده فاز سیگما، سختی آن را بالا می‌برد و این امر منجر به مسایل متعدد صنعتی می‌گردد. از آن جمله رسوب فاز سیگما، سختی کل قطعه را افزایش می‌دهد و از سوی دیگر، موجب کاهش عمر مفید قطعات می‌گردد. پژوهش‌های قبلی نشان داده است که رسوب فاز سیگما می‌تواند علت شکست فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی مورد استفاده در دماهای بالا نیز باشد [۱۸، ۱۹]. این آزمون‌ها نشان می‌دهد که تغییرات ساختاری ایجاد شده در اثر عملیات حرارتی (مشابه شرایط بیش‌گرمایش از قطعات در شرایط بهره‌برداری واقعی) روی رفتار ارتعاشی به شدت موثر است. بنابراین با اندازه‌گیری تغییرات رفتار ارتعاشی این فلز می‌توان به تغییرات ساختاری پی برده و از رابطه‌ی موجود بین این دو کمیت در تخمین عمر باقیمانده قطعات در شرایط بهره‌برداری واقعی استفاده نمود.

## ۶- نتیجه گیری

تغییرات ساختاری نمونه‌هایی از فولاد زنگ‌نزن آستنیتی DIN X12CrNi2521 با انجام عملیات حرارتی در دماهای ۷۵۰، ۸۵۰ و ۹۵۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۷۲ ساعت در مقایسه با نمونه عملیات حرارتی نشده، مورد بررسی قرار گرفت و نتایج زیر بدست آمد:

- ۱- متالوگرافی نمونه‌ها نشان می‌دهد که در اثر عملیات حرارتی تغییرات ساختاری شدیدی در نمونه‌ها ایجاد شده است و فازهای کاربید کروم و فاز سیگما تشکیل گردیده‌اند. به نحوی که رسوب شدید بین‌دانه‌ای کاربید کروم در تمام دمای آزمایش شده از ۷۵۰°C تا ۹۵۰°C مشاهده می‌شود.
- ۲- رسوب فاز سیگما در نمونه‌هایی که در دمای بالاتر عملیات حرارتی شده‌اند، بیشتر و بزرگتر دیده می‌شود. این رسوب در نمونه‌هایی که در دمای ۷۵۰°C پیرسازی شده‌اند، به مرزهای دانه آستنیت محدود می‌شود و در مقابل، در نمونه‌هایی که در دمای ۸۵۰°C و ۹۵۰°C عملیات حرارتی شده‌اند، در داخل دانه نیز مشاهده می‌شود.
- ۳- عملیات پیرسازی در نمونه‌ها باعث افزایش مدول یانگ تا ۴۶٪ با افزایش دمای عملیات حرارتی می‌شود.
- ۴- تشکیل رسوبات در مرز و درون دانه‌ها بر اثر عملیات پیرسازی در نمونه‌ها، باعث افزایش سختی تا ۲۱/۹٪ می‌شود.
- ۵- فرکانس طبیعی مود اول نمونه‌ها با افزایش دمای عملیات حرارتی تا ۳۲/۳٪ افزایش یافته است. فرکانس طبیعی مودهای دوم تا پنجم فولاد آستنیتی نیز بین ۳۲/۰ تا ۳۲/۸ درصد افزایش می‌یابند. به نظر می‌رسد شماره مود تاثیر قابل ملاحظه‌ای در تغییر درصد افزایش فرکانس طبیعی نمونه‌ها ندارد.
- ۶- با افزایش دمای عملیات حرارتی ضریب میرایی مود اول تا ۱۴۶/۲٪، افزایش می‌یابد. چرا که به دلیل رسوب فاز سیگما، سطح مشترک دو فاز زمینه و تقویت‌کننده افزایش پیدا کرده است. با افزایش زمان عملیات حرارتی ضریب میرایی مودهای دوم تا پنجم هم بین ۱۴۶/۲ تا ۱۴۷/۱ درصد نسبت به میزان اولیه خود، افزایش پیدا کردند که نشان می‌دهد تغییرات ضریب میرایی مستقل از شماره مود ارتعاشی است.
- ۷- نوآوری اصلی و ایده محوری این پژوهش در امکان‌سنجی انجام یک روش نوین تخمین عمر بر پایه تغییرات ضرایب میرایی ناشی از تغییرات ساختاری (شرایط بهره‌برداری در دمای بالا) است. با توسعه این روش و ادامه این مطالعات برای سوپرآلیاژهای مورد استفاده در پره‌های توربین گاز، میتوان روشهای ساده تر و کم هزینه تری برای ارزیابی عمر باقیمانده پره‌های توربین‌های گازی ارایه نمود.

## مراجع

- [1] Hamisi, M., and Moussavi Torshizi, S. E., "Experimental Study of Aging Effect on Mechanical and Vibrational Properties on Carbon Steel SA516, Modares Mechanical Engineering, Vol. 18, No. 04, pp. 832-838, (2018).
- [2] Naffakh, H., Shamanian, M., and Ashrafizadeh, F., "Influence of Artificial Aging on Microstructure and Mechanical Properties of Dissimilar Welds between 310 Stainless Steel and INCONEL 657", Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 39A, pp. 2403-2415, (2008).
- [3] Rahnema, P., Abdollahzade, A., and Mofid, M. A., "The Effect of Heat Treatment Parameters on Mechanical Properties of D6AC Steel", Modares Mechanical Engineering, Vol. 9, No. 37, pp. 83-92, (2009).
- [4] Mohammadi, R., Saedifar, M., Fotohi, M., Teymori, C., and Ahmadi Najafabadi, M., "Determination of Fracture Toughness of Heat Treated AISI D2 Steel using Finite Element and Acoustic Emission Methods", Modares Mechanical Engineering, Vol. 14, No. 11, pp. 1-8, (2015).
- [5] Salemi, A., Abdollah, A., and Mirzaee, M., "Comparison of the Mechanical Properties of the Microstructure of the Returned Martensitic and the Microstructure of Ferrite-binate-martensitic in Steel", Modares Mechanical Engineering, Vol. 10, No. 1, pp. 63-76, (2010).
- [6] Bahrami, A., Ashrafi, A., Rafiaei, S.M., and Yazdanmehr, M., "Sigma Phase-induced Failure of AISI 310 Stainless Steel Radiant Tubes", Engineering Failure Analysis, Vol. 82, pp. 56-63, (2017).
- [7] Vitek, J. M., and David, S. A., "The Sigma Phase Transformation in Austenitic Stainless Steels", Welding Research Supplement, Vol. 12, pp. 106-114, (1986).
- [8] Barcik, J., "The Kinetics of  $\sigma$ -phase Precipitation in AISI310 and AISI316 Steels", Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 14, No. 3, pp. 635-641, (1983).
- [9] Kington, A. V., and Noble, F. W., " $\sigma$  Phase Embrittlement of a Type 310 Stainless Steel", Materials Science and Engineering A, Vol. 138, No. 2, pp. 259-266, (1991).
- [10] Perron, A., Toffolon-Masclat, C., Ledoux, X., Buy, F., Guilbert, T., Urvoy, S., Bosonnet, S., Marini, B., Cortial, F., and Texier, G., "Understanding Sigma-phase Precipitation in a Stabilized Austenitic Stainless Steel (316Nb) through Complementary CALPHAD-based and Experimental Investigations", Acta Mater, Vol. 79, pp. 16-29, (2014).
- [11] Sieurin, H., and Sandstro, R., "Sigma Phase Precipitation in Duplex Stainless Steel 2205", Materials Science and Engineering A, Vol. 444, pp. 271-276, (2007).
- [12] Guimaraes, A. A., and Mei, P. R., "Precipitation of Carbides and Sigma Phase in AISI Type 446 Stainless Steel under Working Conditions", Journal of Materials Processing Technology, Vol. 155-156, pp. 1681-1689, (2004).

- [13] Brozda, J., and Madej, J., "Cracking of the Mixing Chamber Caused by Sigma Phase Precipitation in Austenitic Steel Welded Joints", *Engineering Failure Analysis*, Vol. 15, No. 4, pp. 368-377, (2008).
- [14] Pardal, J. M., Carvalho, S. S., Barbosa, C., Montenegro, T. R., and Tavares, S. S. M., "Failure Analysis of AISI 310S Plate in an Inert Gas Generator used in Off-shore Oil Platform", *Engineering Failure Analysis*, Vol. 18, No. 6, pp. 1435-1444, (2011).
- [15] Nilsson, J.O., Kangas, P., Karlsson, T., and Wilson, A., "Mechanical Properties, Microstructural Stability and Kinetics of  $\sigma$  Phase Formation in a 29Cr-6Ni-2Mo-0.38N Superduplex Stainless Steel", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 31, No. 1, pp. 35-45, (2000).
- [16] Lopez, N., Cid, M., and Puiggali, M., "Influence of  $\sigma$ -phase on Mechanical Properties and Corrosion Resistance of Duplex Stainless Steel", *Corros Science*, Vol. 41, No. 8, pp. 1615-1631, (1999).
- [17] Gunn, R.N., "Duplex Stainless Steels-microstructure, Properties and Applications", Cambridge, Abington Publishing, (2003).
- [18] Brózda, J., and Madej, J., "Cracking of the Mixing Chamber Caused by Sigma Phase Precipitation in Austenitic Steel Welded Joints", *Engineering Failure Analysis*, Vol. 15, No. 4, pp. 368-377, (2008).
- [19] Pandey, R.K., "Failure Analysis of Styrene Reactor Tubes", *Engineering Failure Analysis*, Vol. 13, No. 8, pp. 1314-1325, (2006).
- [20] Villanueva, D. M. E., Junior, F. C. P., Plaut, R. L., and Padilha, A. F., "Comparative Study on Sigma Phase Precipitation of Three Types of Stainless Steels: Austenitic, Superferritic and Duplex", *Materials Science and Technology*, Vol. 22, No. 9, pp. 1098-1104, (2006).
- [21] Hsieh, C. C., and Wu, W., "Overview of Intermetallic Sigma ( $\sigma$ ) Phase Precipitation in Stainless Steels", *International Scholarly Research Network*, Vol. 2012, pp. 1-16, (2012). <https://doi.org/10.5402/2012/732471>
- [22] Shek, C.H., Li, D., Wong, K.W., and Lai, J.K.L., "Creep Properties of Aged Stainless Steels Containing  $\sigma$  Phase", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 266, No. 1-2, pp. 30-36, (1999).
- [23] Tseng, C. C., Shen, Y., Thompson S. W., Mataya, M. C., and Krauss, G., "Fracture and the Formation of Sigma Phase, M23C6, and Austenite from Delta-ferrite in an AISI 304L Stainless Steel", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 25, No. 6, pp. 1147-1158, (1994).
- [24] Singiresu, S. Rao., "*Mechanical Vibrations*", 5th ed, New York, Prentice Hall, (2011).
- [25] Singiresu, S. Rao., "*Vibration of Continuous Systems*", New Jersey, John Wiley & Sons, (2007).



- [26] Bertha, A., and Roesset, J. M., "Analytical Evaluation of the Accuracy of the Half-power Bandwidth Method to Estimate Damping Ratios in a Structure, SHMII-4 2009", Proceedings of the 4th International Conference on Structural Health Monitoring of Intelligent Infrastructure, Winnipeg, Manitoba, Canada, ISHMII; pp. 211-219, (2009).
- [27] Maringer, Robert E., "Damping Capacity of Materials", Ohio, Battelle Memorial Institute, Columbus Laboratories, (1966).
- [28] Mandal, N. K., Rahman, R. A., and Leong, M. S., "Experimental Study on Loss Factor for Corrugated Plates by Bandwidth Method", Ocean Engineering, Vol. 31, No. 10, pp. 1313-1323, (2004).
- [29] Tavares, S. S. M., Moura, V., da Costa, V. C., Ferreira, M. L. R., and Pardal, J. M., "Microstructural Changes and Corrosion Resistance of AISI 310S Steel Exposed to 600–800 °C", Materials Characterization, Vol. 60, pp. 573-578, (2009).
- [30] Parrens, C., Lacaze, J., Malard, B., Jean-Luc, D., and Poquillon, D., "Isothermal and Cyclic Aging of 310S Austenitic Stainless Steel", Metall Mater Trans A, Vol. 48, No. 6, pp. 2834-2843, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 48, pp. 2834-2843, (2017).
- [31] El-Morsy, A. W., and IZ Farahat, A., "Effect of Aging Treatment on the Damping Capacity and Mechanical Properties of Mg-6Al-1Zn Alloy", The Scientific World Journal, Vol. 2015, pp. 1-8, (2015).

### فهرست نمادهای انگلیسی

$P_{HP}$ : نقطه نیم توان

$Q^{-1}$ : اصطکاک داخلی

$\Delta W$ : پهنای باند

$W_a$  و  $W_b$ : فرکانس‌های متناظر با نقطه نیم توان

$W_r$ : پاسخ فرکانسی بیشینه دامنه

### نمادهای یونانی

$\alpha$ : فاز آلفا

$\gamma$ : فاز آستنیت

$\delta$ : کاهش لگاریتمی

$\zeta$ : نسبت میرایی سازه‌ای

$\eta$ : ضریب اتلاف میرایی

**Abstract**

The basic idea of this study is based on the relationship between the vibrational and mechanical properties of matter and its structural changes due to operation at high temperatures. In this regard, samples of DIN X12CrNi2525 steel were aged at three different working temperatures for a full three days and nights, which led to the formation of precipitation and increased sigma phase. By comparing the results of experimental tests, we see a very strong relationship between the properties of matter. By comparing the results of experimental tests, we see as the temperature of aging rises, the natural frequency of the first five modes and the damping coefficients increase. Also, the tensile modulus and the hardness of the Vickers increase, as the temperature of aging rises. This study examines the feasibility of developing a new and non-destructive method for estimating residual life using damping coefficients in the conditions of super-heating of power plant parts.