

## Research Paper

# Effect of MCrAlY coating on crack formation during thermal fatigue testing of a directionally solidified Nickel based superalloy

Alimohammad Fazeli<sup>1</sup>, Hasan Farhangi<sup>2</sup> \*

1-School of Metallurgy and Materials, College of engineering, Tehran, Iran

2-School of Metallurgy and Materials, College of engineering, Tehran, Iran

Received: 2023/08/05

Revised: 2023/11/05

Accepted: 2023/11/06

Use your device to scan and read the article online



DOI:

[10.30495/jnm.2023.31984.2008](https://doi.org/10.30495/jnm.2023.31984.2008)

### Keywords:

Thermal fatigue, superalloy, coating, directionally solidified, oxidation, Nickel, Titanium, Chromium, oxide voids

### Abstract

**Introduction:** Nickel based superalloys are widely used in gas turbine components such as blades due to their excellent mechanical properties at high temperatures. These blades are subjected to extensive temperature fluctuations which induce thermal fatigue damage. In this research, thermal fatigue properties and behavior of directionally solidified Nickel based superalloy was investigated.

**Methods:** Thermal fatigue specimens were coated with CoNiCrAlY powder using the HVOF method. Test temperature fluctuated between minimum of 400 and maximum of 800°C such that each cycle lasted for 1h. All the samples were weighted before and after the test with the precision of 10<sup>-4</sup>g. X-ray diffraction method was used to identify oxide phases. Scanning electron microscopy was also used to study microstructure of all the samples. Elemental analysis of the microstructure was carried out by energy dispersive spectroscopy.

**Findings:** It was found out that oxidation was the main reason of crack formation while thermal fatigue testing. The weight change of the coated sample is 100 times less than the bare. The cracks in the bare alloy formed from the surface mainly at the interface of Carbide particles and the  $\gamma$  matrix, while crack formation at coating/substrate interface was found to be the preferential location in the coated samples.

**Citation:** Alimohammad Fazeli, Hasan Farhangi, Effect of MCrAlY coating on crack formation during thermal fatigue testing of a directionally solidified Nickel based superalloy, Quarterly Journal of New Materials. 2023; 13 (50): 81-97.

\*Corresponding author: Hasan Farhangi

**Address:** School of Metallurgy and Materials, College of engineering, Tehran, Iran

**Tell:** +982182084076

**Email:** hfarhangi@ut.ac.ir

## Extended Abstract

### Introduction

Nickel based superalloys are widely used in gas turbine blades due to their excellent mechanical properties at high temperatures. These blades are subjected to large temperature fluctuations, which induce thermal fatigue damage. Different approaches have been used to enhance the performance and durability of superalloys while in service. Thermal barrier coatings as a heat resistant layer to protect the superalloy against high inlet gas temperatures. In this work, the effect of an overlay metallic coating on a directionally solidified nickel-based superalloy and its properties during thermal cycling has been investigated.

### Materials and method:

Nickel based superalloy bars were investment casted in a vacuum induction-melting furnace. Disk shape samples were machine out of the bars.

Half of the thermal fatigue specimens were coated with CoNiCrAlY powder using the HVOF method. Test temperature fluctuated between minimum of 400 and maximum of 800°C such that each cycle lasted for 1h. All the samples were weighted before and after the test with the precision of  $10^{-4}$ g. X-ray diffraction method was used to identify oxide phases. Scanning electron microscopy was also used to study microstructure of all the samples. Elemental analysis of the microstructure was carried out by energy dispersive spectroscopy.

### Findings and Discussion

The results showed that the oxidation of the alloy was drastically reduced in the presence of the coating and the weight gain was 100 times less relative to the non-

coated alloy. XRD analysis also did not reveal the formation of complex oxides after the tests. The scale contained oxides of Nickel, Titanium, Aluminum and Chromium. In the bare alloy, oxidation was found to occur preferentially by the diffusion of Titanium and Nickel on the free surface. As a result,  $\gamma'$  free zone formed near the free surface with an average depth of 6-8 $\mu$ m. Cracks were formed from the surface at the interface of the carbide particles and the  $\gamma$  matrix. Diffusion of Aluminum results in the formation of a dense oxide layer on top of the coating. Oxidation of Aluminum decreased its concentration in the coating and this is compensated by the dissolution of  $\gamma'$  and  $\beta$  (NiAl) phases. This led to the formation of  $\gamma'$  and  $\beta$  free zones at the interface of the coating and the superalloy. Oxide formation is accompanied by the formation of voids in the coating/alloy interface and clustering of the voids at the interface result in discontinuity and cracks.

### Conclusion

Coating the samples decreased the inward oxygen diffusion rate. As a result, the formation of transverse cracks formed at the coating/substrate interface. However, in the non-coated sample, longitudinal crack formed from the free surface at the interface of carbide particles and  $\gamma$  matrix. Formation of cavities due to oxidation play a major role in crack formation in coated, as well as bare samples.

### Ethical Considerations compliance with ethical guidelines

The cooperation of the participants in the present study was voluntary and accompanied by their consent.

### Funding

The Project is funded by Mapna Group's Research and Technology V.P.

### **Authors' contributions**

Design of experiments and perform:  
Alimohammad Fazeli

Results and Data analysis: Alimohammad  
Fazeli, Hasan Farhangi

Supervision: Hasan Farhangi

Final writing: Alimohammad Fazeli

### **Conflicts of interest**

The authors declared no conflict of interest.

## مقاله پژوهشی

## بررسی اثر پوشش فلزی بر تشکیل ترک خستگی حرارتی در سوپرآلیاژ پایه نیکل با ریزساختار انجماد جهت دار

علی محمد فاضلی تهرانی<sup>۱</sup>، حسن فرهنگی<sup>۲\*</sup>

۱- دانشجوی دکتری دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، پردیس دانشکده های فنی، دانشگاه تهران، تهران ایران

۲- دانشیار دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، پردیس دانشکده های فنی، دانشگاه تهران، تهران ایران

## چکیده

**مقدمه:** امروزه از سوپرآلیاژهای پایه نیکل به دلیل خواص مکانیکی بالا در قطعات داغ توربین های گاز و موتورهای هوایی استفاده می شود. این قطعات داغ حین سرویس و به دلیل نوسان های دمایی، تنش های ناشی از ارتعاش و دوران تحت مکانیزم های تخریبی نظیر خستگی دمای بالا، خستگی حرارتی و اکسیداسیون قرار می گیرند. لذا برای افزایش عمر این قطعات از روش های مختلفی استفاده می شود. استفاده از پوشش سد حرارتی فلزی و سرامیکی و نیز کاهش تعداد مرزهای دانه به کمک ریخته گری ریزساختار های انجماد جهت دار و تک بلور از جمله روش های متداول است.

**روش:** در این پژوهش اثر پوشش فلزی بر تشکیل ترک خستگی حرارتی در یک سوپرآلیاژ پایه نیکل با ریزساختار انجماد جهت دار بررسی شد. نمونه های دیسکی شکل از استوانه های ریخته شده سوپرآلیاژ با ریزساختار انجماد جهت دار تهیه شد. نیمی از نمونه ها بدون پوشش و نیم دیگر به صورت پوشش داده شده با پودر  $\text{CoNiCrAlY}$  و به روش HVOF، تحت آزمون های خستگی حرارتی با سیکل های حرارتی یک ساعته بین دو دمای  $400^{\circ}\text{C}$  و  $800^{\circ}\text{C}$  به تعداد ۲۴، ۴۸، ۹۶، ۱۵۰ سیکل قرار گرفت. آزمون ها داخل کوره باکسی مجهز به کنترل کننده دقیق شیب حرارتی انجام شد. پس از خارج شدن نمونه ها از کوره مذکور، تغییرات وزن آنها نسبت به حالت اولیه با دقت  $10^{-4}\text{g}$  اندازه گیری شد. از روش پراش پرتو ایکس برای شناسایی فازها و از میکروسکوپ نوری و الکترونی روبشی مجهز به حسگر EDS برای بررسی تاثیر پوشش و اجزای ساختاری بر تشکیل ترک های خستگی حرارتی استفاده شد.

**یافته ها:** تغییرات وزن در نمونه های پوشش دار حدود ۱۰۰ برابر کمتر از نمونه های بدون پوشش است. هنگام انجماد، با تشکیل ذرات کاربیدی در سوپر آلیاژ، گرادیان غلظتی عناصر آلیاژی، در فصل مشترک ذره کاربیدی و زمینه اتفاق می افتد. در نتیجه با اکسیداسیون ترجیحی عناصر آلیاژی نظیر کروم، نیکل و تیتانیوم در این فصل مشترک، فازهای سوزنی شکل اکسیدی ایجاد شدند. همزمان با نفوذ اکسیژن به سطح فاز  $\gamma'$  اکسید شده و منطقه تهی از  $\gamma'$  به وجود می آید. با تشکیل فازهای اکسیدی، حفرات اکسیدی و از به هم پیوستن این حفرات شیارهای ریز تشکیل می شود. گسترش ترک ها از بهم پیوستن شیارهای اکسیدی و از سطح نمونه اتفاق می افتد. در نمونه های پوشش دار با اکسید شدن آلومینیم در سطح پوشش، غلظت آلومینیم در پوشش کاهش یافته حفرات اکسیدی و ریز ترک درون پوشش ایجاد می شود. میزان فاز اکسیدی و اندازه متوسط آنها نسبت به نمونه بدون پوشش کاهش یافته است. کاهش همزمان غلظت نیکل و آلومینیم درون زیرلایه و در مجاورت فصل مشترک، باعث انحلال فاز  $\gamma'$  در فاز  $\gamma$  می شود و در نتیجه منطقه تهی از فاز  $\gamma'$  ایجاد می شود.

**نتیجه گیری:** مشاهده شد که با اعمال پوشش، محل تشکیل ترک از سطح نمونه به فصل مشترک پوشش و زیرلایه منتقل می شود. در نمونه های بدون پوشش تشکیل ترک به دلیل اکسیداسیون ذرات کاربیدی، شکسته شدن آنها و تشکیل حفره های اکسیدی است. در حالی که در نمونه پوشش دار با انحلال فاز  $\gamma'$  استحکام فصل مشترک پوشش و زیرلایه کاهش یافته و ترک در امتداد فصل مشترک تشکیل می شود.

تاریخ دریافت: ۱۴۰۲/۰۵/۱۴

تاریخ داوری: ۱۴۰۲/۰۸/۱۴

تاریخ پذیرش: ۱۴۰۲/۰۸/۱۵

از دستگاه خود برای اسکن و خواندن مقاله به صورت آنلاین استفاده کنید



DOI:

[10.30495/jnm.2023.31984.2008](https://doi.org/10.30495/jnm.2023.31984.2008)

**واژه های کلیدی:** خستگی حرارتی، سوپر آلیاژ، پوشش، انجماد جهت دار، نیکل

\* نویسنده مسئول: حسن فرهنگی

نشانی: دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، پردیس دانشکده های فنی دانشگاه تهران، خیابان کارگر شمالی، تهران، ایران

تلفن: ۰۲۱۸۲۰۸۴۰۷۶

پست الکترونیکی: [hfarhangi@ut.ac.ir](mailto:hfarhangi@ut.ac.ir)

## مقدمه

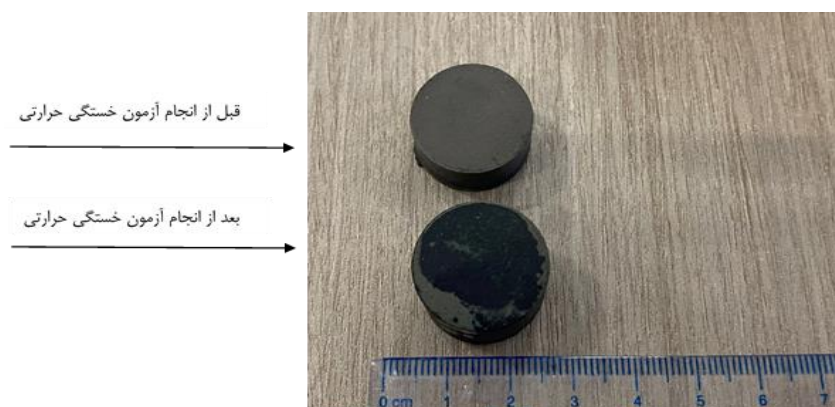
دارد. از آنجایی که این از آلیاژ در ردیف ۱ پره ها استفاده می شود و در تماس مستقیم با گاز داغ قرار دارد، جهت افزایش عمر آن از پوشش های فلزی استفاده می شود [۴۳].

قطعاتی مانند پره های ثابت و متحرک که در بخش های داغ توربین ها به کار می روند، حین سرویس به طور مداوم تحت تنش های حرارتی قرار دارند. از آنجایی که گرم شدن و سرد به صورت یکنواخت اتفاق نمی افتد، قطعات دچار تنش های حرارتی نا متوازن می شوند. تکرار این بارگذاری حرارتی باعث تشکیل و رشد ترک در قالب مکانیزم خستگی حرارتی می شود. در بسیاری از تحقیقات انجام شده گفته شده که تشکیل ترک های خستگی حرارتی از ذرات کاربید، کاربید های اکسید شده، ذرات اکسیدی مرزهای بین فازی و مرزهای دانه آغاز می شود [۳-۶].

در این پژوهش به بررسی اثر پوشش  $MCrAlY$  بر تشکیل ترک های خستگی حرارتی در یک سوپر آلیاژ پایه نیکل با ریزساختار انجماد جهت دار پرداخته شد. هدف این مطالعه، بررسی اثر تغییرات دما نزدیک به شرایط واقعی سرویس و نیز شناخت نحوه ایجاد ترک در قطعات داغ هنگامی است که بار مکانیکی اعمالی به قطعه صفر است.

## مواد و روش تحقیق

استوانه هایی از جنس سوپرآلیاژ پایه نیکل در دمای  $1500^{\circ}C$  و تحت خلا ریخته گری شد. دیسک هایی به قطر ۲۰ و ارتفاع ۵mm از این استوانه ها ماشین کاری شد. در شکل ۱ نمونه های خستگی حرارتی قبل و بعد از آزمون خستگی حرارتی نشان داده شده است. پس از ریخته گری سوپرآلیاژ، برای نیمی از نمونه ها عملیات حرارتی محلول سازی در دمای  $1120^{\circ}C$  به مدت ۲ ساعت انجام شد سپس نمونه ها به مدت ۲۴ ساعت در دمای  $845^{\circ}C$  پیر شدند.



شکل ۱- دیسک های آماده و پوشش داده شده پس از عملیات حرارتی کامل برای آزمون خستگی حرارتی

امروزه از سوپرآلیاژهای پایه نیکل به دلیل خواص مکانیکی قابل قبول در دمای بالا برای ساخت قطعات داغ توربین ها و موتورهای هوایی استفاده می شود. با این حال در دمای بالا، اکسیداسیون و خوردگی داغ آن بر رفتار این دسته از مواد تاثیر مستقیم دارد. به همین منظور یکی از روش های محافظت سوپرآلیاژها در مقابل این پدیده ها، استفاده از پوشش های سد حرارتی است. این پوشش ها معمولاً از جنس اکسید زیرکونیم پایدار شده با  $7-18\text{wt}\%$  اکسید ایتیریم روی سطح سوپرآلیاژ ایجاد می شوند. به منظور چسبندگی بیشتر و نیز کاهش اختلاف ضریب انبساط حرارتی این پودر سرامیکی با زیرلایه سوپرآلیاژ از یک لایه پوشش فلزی استفاده می شود. این پوشش های فلزی معمولاً به دو روش نفوذی و روکشی روی سطح زیرلایه ایجاد می شوند [۲۱].

در سوپر آلیاژها، مرزهای دانه معمولاً محل های مرجح برای جوانه زنی ترک هستند. دلیل این امر انباشت نابجایی ها پشت مرزها در اثر تسهیل نفوذ در دمای بالاست که در نهایت باعث تمرکز تنش شدید در مرزدانه ها شده و ترک ایجاد می شود. به همین دلیل کاهش مرز دانه حین ریخته گری یکی از روش های مرسوم برای افزایش مقاومت به خستگی و خزش در قطعات داغ است. در روش انجماد جهت دار، رشد در جهت کریستالوگرافی مرجح [۱۰۰] انجام می شود و در نتیجه مرزهای دانه نیز در همین جهت امتداد می یابند و در نهایت قطعه نیز شامل چند دانه در جهت مرجح خواهد بود [۲].

از سوپرآلیاژ مورد مطالعه در این پژوهش معمولاً در پره های توربین های گاز استفاده می شود. این آلیاژ به هر دو ریزساختار هم محور و انجماد جهت دار ریخته گری می شود. این آلیاژ از دسته آلیاژهای رسوب سخت شونده است و خواص آن رابطه مستقیمی با توزیع، اندازه فاز  $\gamma'$

از آزمون خستگی حرارتی، علاوه بر استفاده از حسگر EDS، از روش پراش پرتو ایکس (XRD) نیز استفاده شد.

آزمون پراش پرتو ایکس با دستگاه Siemens D500 انجام شد. پرتو مورد استفاده  $\text{Cu K}\alpha=1.54\text{\AA}$  و میزان انرژی آن  $40\text{ mA}$  -  $30\text{ KV}$  بود. برای مطالعه خواص استحکامی سوپرآلیاژ، آزمون های کشش دمای اتاق و دمای بالا انجام شد. دستگاه مورد استفاده مدل MTS-810 است که سیستم کنترل آن Instron 8850 و نرم افزار آن Wave Matrix V.2 ساخت شرکت Instron بود. دستگاه مذکور مجهز به یک کوره دست ساز است که حداکثر دمای  $850^\circ\text{C}$  را تحمل می نماید. دمای آزمون دائما با سه ترموکوپل که در بالا، پایین و شکم کوره قرار داشتند، اندازه گیری شد. حین تمامی آزمون ها اختلاف دمای هر سه بخش کوره  $\pm 8^\circ\text{C}$  نگه داشته شد.

آزمون های کشش دمای بالا و دمای اتاق مطابق با استاندارد ASTM-E21 و ASTM-E8 و با نرخ کرنش  $0.001\text{ s}^{-1}$  انجام شد. برای این آزمون نمونه های دمبلی شکل با ابعاد M8 مطابق با همین استاندارد ها ساخته شد [۸،۷].

### نتایج

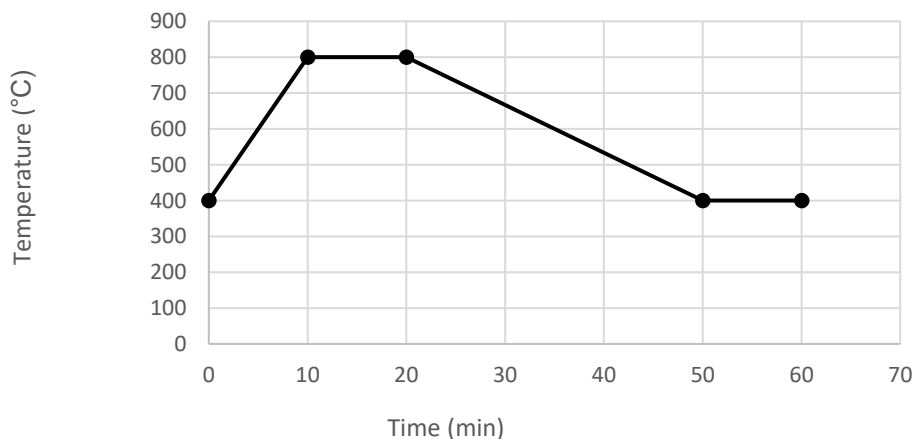
#### ریزساختار و خواص مکانیکی سوپرآلیاژ

در جدول ۱ ترکیب اسمی سوپرآلیاژ زیر لایه و در جدول ۲ ترکیب پوشش آورده شده است. همان طور که در شکل ۳ (الف) مشاهده می شود، ریزساختار سوپرآلیاژ از دو فاز  $\gamma$  و  $\gamma'$  تشکیل شده است. برای بهینه کردن خواص مکانیکی سوپر آلیاژ، از توزیع فازهای منظم  $\gamma'$  در زمینه  $\gamma$  به کمک عملیات حرارتی رسوب سختی استفاده می شود. با توجه

نیم دیگر نمونه ها با پودر  $\text{CoNiCrAlY}$  و به روش HVOF پوشش داده شدند. ضخامت پوشش اعمالی حدود  $200\text{ }\mu\text{m}$  بود که با استفاده از روش جریان های گردابی<sup>۱</sup> برای ۵ نقطه متفاوت اندازه گیری شد. پس از پوشش دهی، عملیات حرارتی محلول سازی و پیرسازی روی نمونه های پوشش دار انجام شد. در نهایت از روش طیف سنجی نشری برای تعیین ترکیب سوپرآلیاژ و پوشش استفاده شد.

آزمون خستگی حرارتی مطابق منحنی شکل ۲ درون کوره باکسی مجهز به کنترل کننده دقیق شیب حرارتی انجام شد. مدت زمان هر سیکل یک ساعت و سرعت گرم شدن نمونه ها  $40^\circ\text{C}/\text{min}$  و سرعت سرد شدن نمونه ها  $13/3^\circ\text{C}/\text{min}$  بود.

قبل از انجام آزمون نمونه ها با دقت  $10^{-4}$  گرم وزن شدند. نمونه ها حین انجام آزمون پس از ۲۴، ۴۸، ۹۶ و ۱۵۰ سیکل از کوره خارج و مجدداً با همان دقت وزن شدند. تغییرات وزن نمونه های مختلف، نسبت به سطح کلی آنها نرمال شد تا اثر هندسه نمونه حذف شود. از میکروسکوپ الکترونی Philips XL30 مجهز به حسگر برای مطالعه مورفولوژی سطحی و نیز سطح مقطع نمونه ها EDX استفاده شد. برای مطالعه سطح مقطع نمونه ها، از روش مانت کردن<sup>۲</sup> سرد در خلا استفاده شد. خلا لازم برای مانت نمونه ها  $10^{-3}\text{ mbar}$  و رزین آن بر پایه اپوکسی بود. نمونه های مانت شده از وسط به وسیله تیغه های برش  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiC}$  بریده و سپس با کاغذ های سمباده با مش ۲۰۰۰ و ۲۵۰۰ پولیش شدند تا سطح آنها کاملاً صاف باشد. به دلیل احتمال تخریب لایه های اکسیدی، نمونه ها به صورت جزیی با محلول  $\text{Fe}_3\text{O}_4$  در  $\text{HNO}_3$  حکاکی<sup>۳</sup> شدند. برای شناسایی اکسیدهای حاصل



شکل ۲- سیکل بارگذاری (دمایی) خستگی حرارتی

<sup>3</sup> -Etching

<sup>1</sup> -Eddy Current

<sup>2</sup> -Mounting

جدول ۲- ترکیب اسمی پوشش فلزی

عنصر	درصدوزنی
Co	باقیمانده
Ni	۳۲
Cr	۲۱
Al	۸
Y	۰/۵

به اینکه میزان کرن، تشکیل فاز کاربیدی در ریزساختار کم خواهد بود. این فاز به شکل جزیره سفید رنگ در بالای شکل ۳(الف) مشخص است. همچنین ساختار یوتکتیک  $\gamma-\gamma'$  نیز در وسط شکل ۳(الف) قابل مشاهده است. ساختار این فاز دوتایی نیز با ساختار هر دو فاز متفاوت است و مشاهده می شود که انطباق این فاز یوتکتیک با زمینه بسیار کم است. شکل ۴ تصاویر میکروسکوپی نوری، هم ساختار دندردی مشاهده می شود که حاصل ترکیب یوتکتیک فازهای  $\gamma'$  و  $\gamma$  است. [۳و۲].

جدول ۳- نتایج آزمون کشش در دمای اتاق و دمای بالا مطابق با استاندارد ASTM-E8 و ASTM-E21

طول سنجه (mm)	دمای اتاق	دمای بالا (۸۰۰°C)
قطر سنجه (mm)	۵	۵
استحکام کششی نهایی (MPa)	۱۱۲۲/۵	۷۹۵/۰۶
تنش تسلیم در کرنش ۰.۲٪ (MPa)	۹۱۹/۵	۶۰۰
میزان تغییر طول تا شکست نهایی (%)	۱۱/۴	۳۱/۸
میزان کاهش سطح مقطع (%)	۶	۴۱/۶

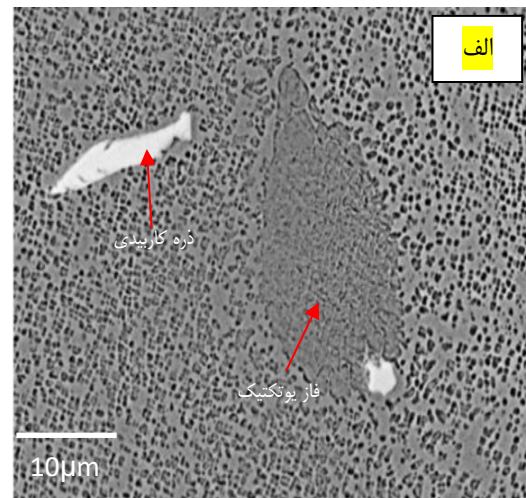
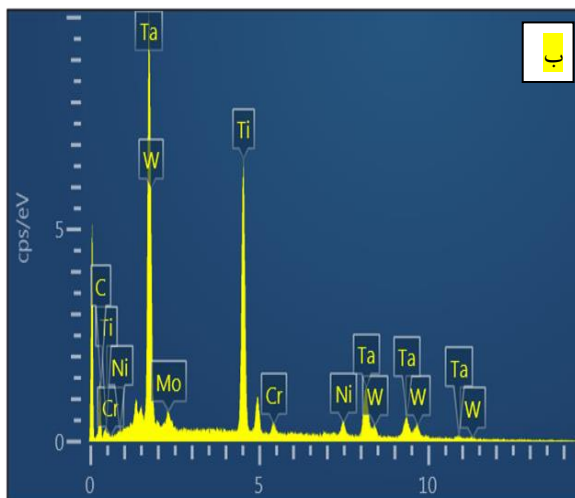
از منظر ریزساختاری پیش بینی می شود که حین آزمون خستگی حرارتی تشکیل ترک از فازهای اکسیدی، ذرات کاربید نزدیک به سطح، ساختار یوتکتیک و مرزهای دانه در صورت وجود آغاز شود [۳و۳].

در جدول ۳، نتایج آزمون های کشش در دمای اتاق و دمای بالا نشان داده شده است.

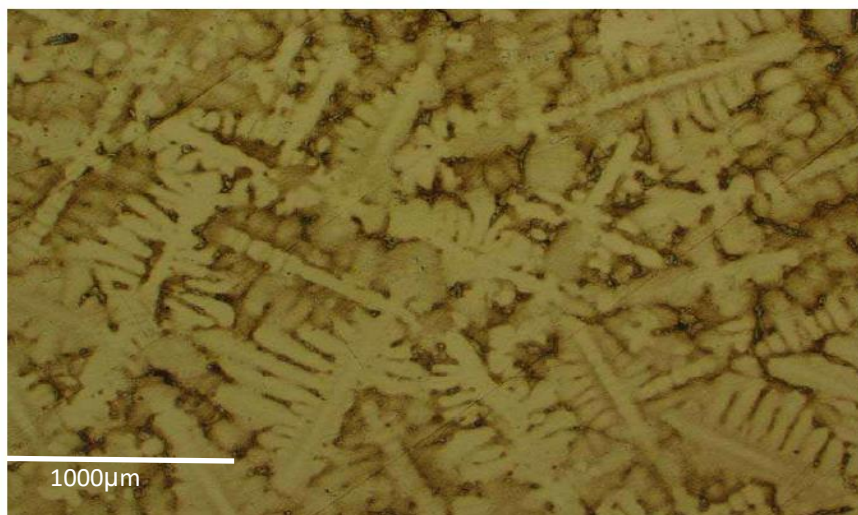
جدول ۱- ترکیب اسمی سوپرآلیاژ مورد مطالعه

عنصر	درصد وزنی
Ni	باقیمانده
Al	۳
Ti	۴/۸
Co	۹/۵
Cr	۱۴
W	۳/۸
Ta	۳
Mo	۱/۵۵
C	۰/۱

در شکل ۵، گراف های مربوط به پراش پرتو ایکس نمونه های با و بدون پوشش پس از خاتمه آزمون خستگی حرارتی نشان داده شده است. مشاهده می شود که لایه اکسیدی از اکسید تیتانیوم، اکسید کروم، اکسید نیکل و اکسید آلومینیم تشکیل شده است.



شکل ۳- (الف) ریزساختار سوپرآلیاژ مورد بررسی (ب) آنالیز EDS فاز کاربید (سفید رنگ) مشخص شده در تصویر

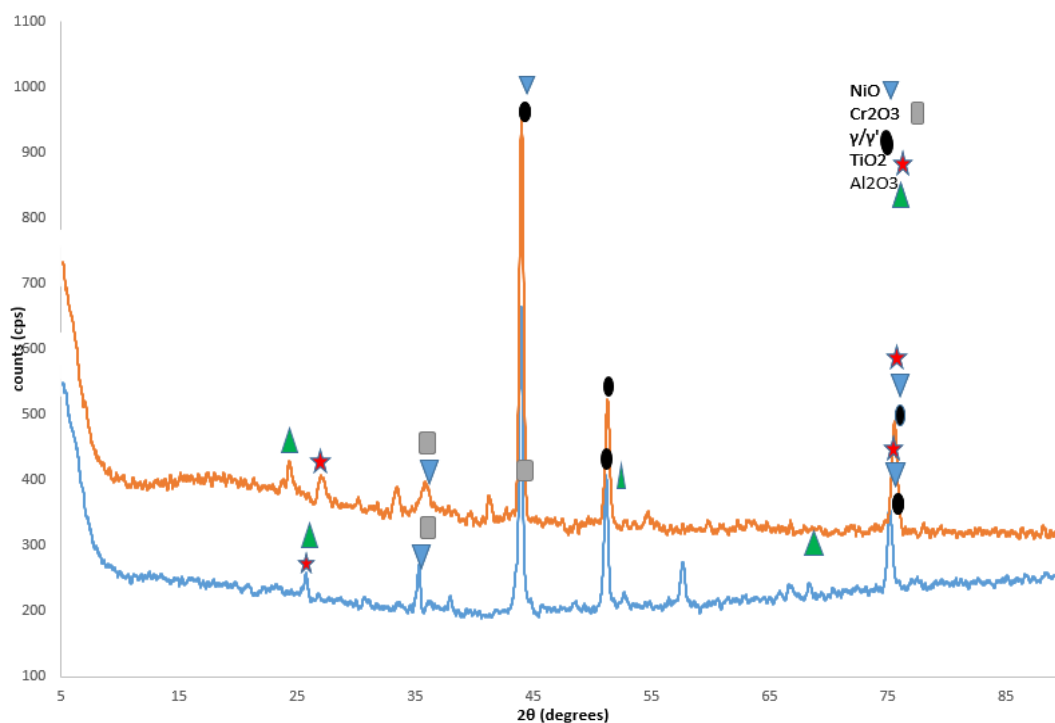


شکل ۴- تصاویر میکروسکوپ نوری از آلیاژ این پژوهش (تصویر عمود بر جهت مرجع تهیه شده است)

### مقایسه تغییرات وزن نمونه‌های پوشش‌دار و بدون پوشش پس از آزمون خستگی حرارتی

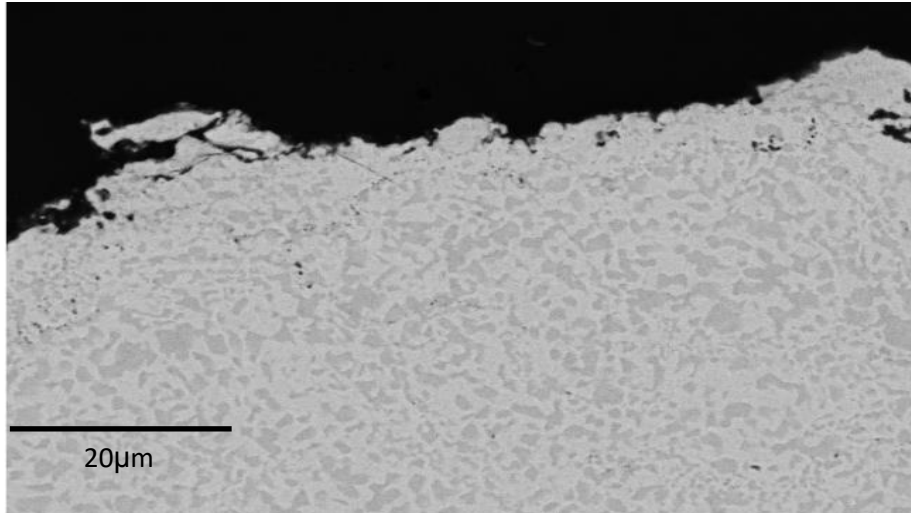
در شکل ۷ (الف) و (ب) افزایش وزن ناشی از اکسیداسیون دمای بالا نمونه‌های مختلف نسبت به حالت اولیه به عنوان تابعی از تعداد سیکل

در شکل ۶، ریز ساختار پوشش پس از عملیات حرارتی کامل نشان داده شده است. ریز ساختار پوشش شامل فاز  $\beta$  (NiAl) است که در زمینه  $\gamma$  پخش شده‌اند. اندازه متوسط فاز  $\beta$  (NiAl)، حدود  $5\mu\text{m}$  است [۶].



شکل ۵- نمودار XRD برای نمونه‌ها پس از پایان آزمون خستگی حرارتی (آبی نمونه بدون پوشش است و نارنجی نمونه پوشش‌دار)





شکل ۶- ریز ساختار پوشش قبل از انجام آزمون خستگی حرارتی فاز  $\beta$  (NiAl)

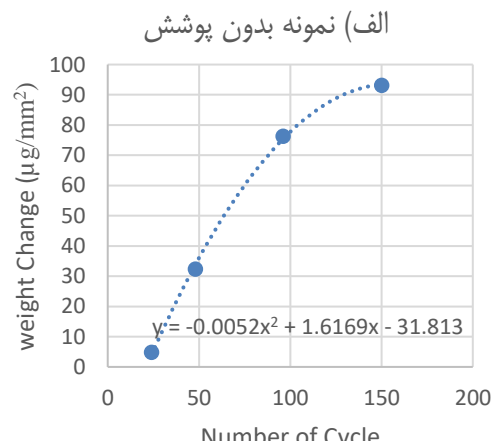
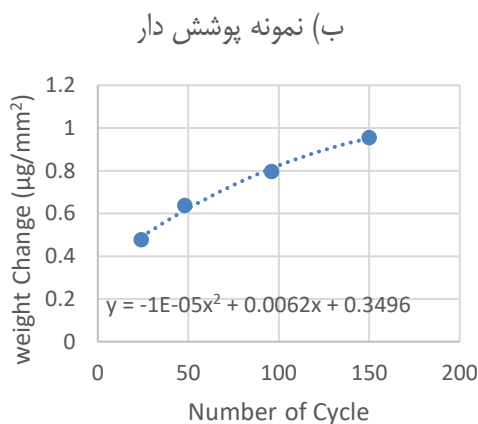
درون زمینه  $\gamma$  یخشی شده است

حالت اولیه، سطح نمونه صاف است و ناپوستگی و فازهای اکسیدی در سطح آن مشاهده نمی شود. فاز های سفید رنگ کاربیدی هم در نزدیکی سطح و هم در عمق نمونه قابل مشاهده است. شکل ۸ (ب) نشان می دهد که پس از ۲۴ سیکل همزمان با اکسیداسیون سطحی، حفرات اکسیدی در مجاورت سطح ایجاد و از بهم پیوستن آنها، شیارهای ریز تشکیل که از سطح نمونه به عمق نمونه امتداد یافته اند. نسبت طول به عرض این شیارها زیاد است در بالای شکل ۸ (ب)، مشاهده می شود که ترک از سطح و در فصل مشترک ذره سفید رنگ کاربیدی و زمینه  $\gamma$  تشکیل شده است. دلیل ایجاد ترک سهولت نفوذ اکسیژن به سطح نمونه و اکسیداسیون ترجیحی عناصر آلیاژی کاربید ساز است که باعث کاهش انطباق فصل مشترک و زیرلایه شده و ترک تشکیل می شود. اکسیداسیون ترجیحی عناصر آلیاژی مانند آلومینیم و تیتانیوم باعث تشکیل فازهای اکسیدی انگشتی شکل (با آنالیز مطابق با شکل ۸(ت)) داخل زیرلایه می شود. تشکیل این فازهای اکسیدی باعث کاهش غلظت آلومینیم و نیکل در نزدیکی سطح نمونه می شود. در

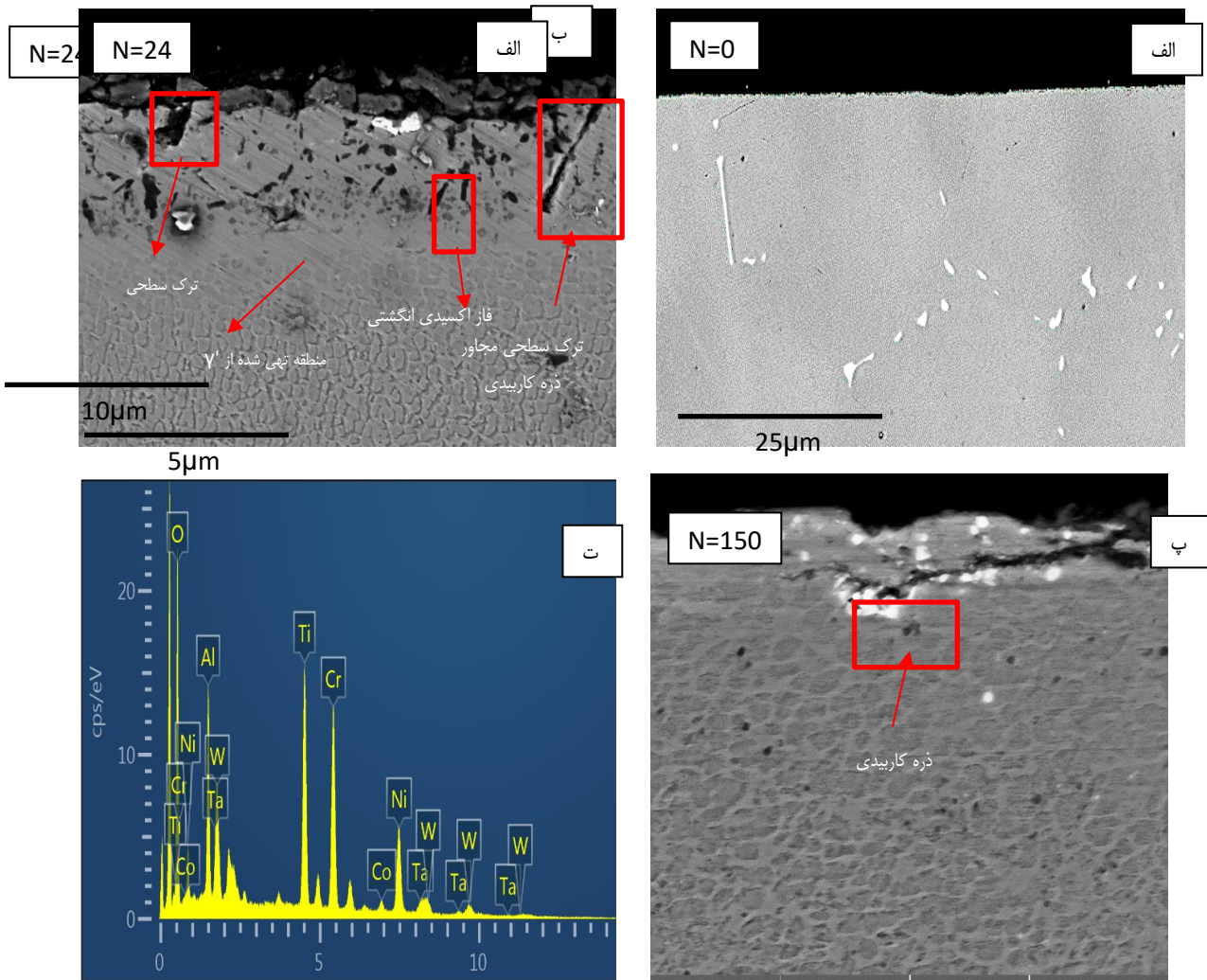
خستگی حرارتی نشان داده شده است. پس از ۲۴ سیکل آزمون، مشاهده می شود که افزایش وزن نمونه بدون پوشش حدوداً ۱۰ برابر نمونه پوشش دار است. پس از ۱۵۰ سیکل این اختلاف به حدود ۱۰۰ برابر می رسد. مشاهده می شود که افزایش وزن نمونه های پوشش دار در اثر اکسیداسیون بسیار کمتر از نمونه های بدون پوشش است که حاکی از دشوار شدن نفوذ اکسیژن به سوپرآلیاژ در نمونه پوشش دار است. همچنین با توجه به منحنی های رسم شده میتوان نتیجه گرفت که افزایش وزن نمونه ها حین آزمون خستگی حرارتی از مدل های تغییر وزن سهموی مرتبط با اکسیداسیون سیکلی پیروی می کند [۲۱].

### ایجاد ترک خستگی حرارتی در سوپرآلیاژ بدون پوشش:

در شکل ۸ (الف)، (ب) و (پ) سطح مقطع نمونه های خستگی حرارتی در حالت اولیه و پس از ۲۴ و ۱۵۰ سیکل نشان داده شده است. در



شکل ۷- نمودار تغییر وزن بر اساس سیکل های بارگذاری حرارتی حین آزمون خستگی حرارتی (الف) نمونه بدون پوشش (ب) نمونه پوشش دار



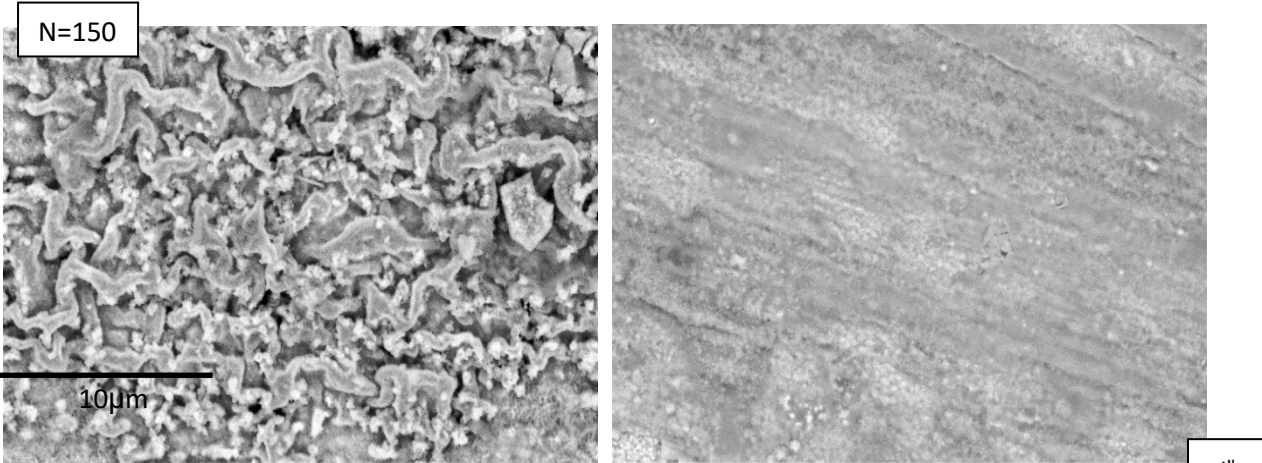
شکل ۸- الف) حالت اولیه (ب) تشکیل فازهای اکسیدی در سطح نمونه و تشکیل حفرات اکسیدی و شیارها از سطح پس از ۲۴ سیکل (پ) پس از ۱۵۰ سیکل، تشکیل ترک از سطح نمونه و گسترش آن زیر ذره کاربیدی با به هم پیوستن شیارهای اکسیدی (ت) آنالیز فازهای انگشتی شکل اکسیدی مشخص شده

می شود. شکل فازهای اکسیدی به صورت ذرات کوچک کروی در سطح مشاهده می شود قطر حدودی این ذرات اکسیدی  $1\ \mu\text{m}$  است. آنالیز XRD (شکل ۵) فازهای اکسیدی نشان می دهد که عمدتاً تیتانیم، کروم، آلومینیم و نیکل اکسید شده اند. در شکل ۹ (ب)، مشاهده می شود که اکسید ریشه و مورفولوژی آن تغییر کرده است. همزمان تعداد و قطر حفرات اکسیدی افزایش یافته است. به توجه به شکل ۹ (ب) به نظر می رسد، اکسیداسیون فاز  $\gamma'$  به صورت ترجیحی روی می دهد. مشاهده شده است که هر چه اندازه ذرات فاز  $\gamma'$  کوچک تر باشد، ضریب نفوذ آلومینیم در شبکه کریستالی افزایش می یابد و در نتیجه با افزایش غلظت آلومینیم، اکسیداسیون این فاز شدت می یابد. حفرات اکسیدی در فاز زمینه و در فواصل میان ذرات  $\gamma'$  تشکیل می شوند [۱۲].

نتیجه به منظور جبران کاهش غلظت آلومینیم و نیکل، انحلال فاز  $\gamma'$  در زمینه  $\gamma$  اتفاق می افتد. مشاهده می شود که انحلال فاز  $\gamma'$  باعث تشکیل منطقه تهی از این فاز<sup>۱</sup> در مجاورت سطح نمونه و با ضخامت  $6-8\ \mu\text{m}$  می شود [۹].

در شکل ۸ (پ) مشاهده می شود که پس از ۱۵۰ سیکل، ترک از سطح و در فصل مشترک ذره کاربیدی و زمینه  $\gamma$  تشکیل شده است. گرادیان غلظتی در مجاورت فصل مشترک ذره کاربیدی، باعث اکسیداسیون ترجیحی می شود. ایجاد حفرات اکسیدی ناشی از اکسیداسیون و به هم پیوستن آنها، باعث شاخه شاخه شدن ترک در مجاورت ذره کاربیدی می شود [۹-۱۱]. در شکل ۹ (الف) و (ب) ریزساختار سطح بالایی نمونه ها پس از آزمون خستگی حرارتی نشان داده شده است. مشاهده می شود که پس از ۲۴ سیکل، اکسیداسیون جزئی در سطح مشاهده

<sup>۱</sup>  $\gamma$ -free zone



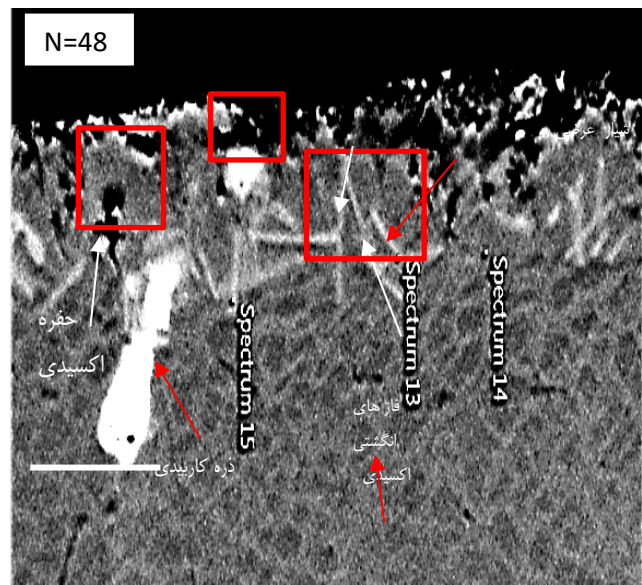
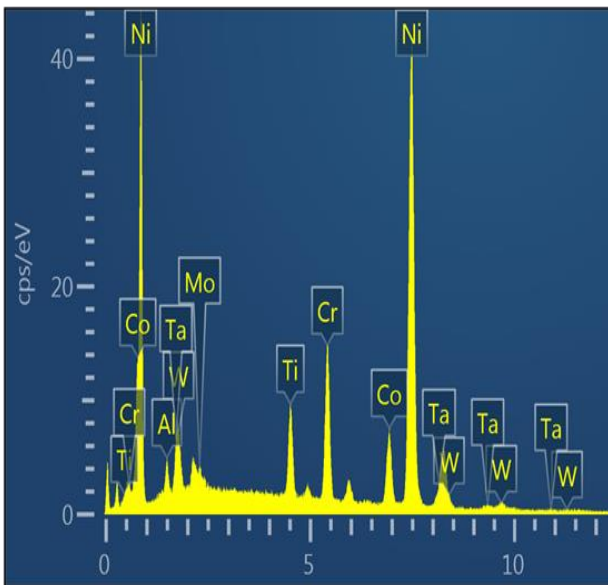
شکل ۹- تصویر سطح نمونه های خستگی حرارتی بدون پوشش پس از الف) ۲۴ سیکل که فازهای کروم اکسیدی سفید رنگ در سطح تشکیل شده اند (ب) پس از ۱۵۰ سیکل، فازهای سوزنی شکل اکسیدی رشد کرده اند و فرم سوزنی خود را از دست داده اند. همزمان تعداد حفرات اکسیدی افزایش یافته است

در جهت عرضی تشکیل شود. به دلیل افزایش حفرات اکسیدی، مشاهده می شود که تعدادی از فازهای انگشتی شکل اکسیدی در مجاورت ذره کاربیدی در مقطع عرضی شکسته و ریز ترک های عرضی در نزدیکی سطح نمونه تشکیل شود.

#### تشکیل ترک خستگی حرارتی در سوپرآلیاژ پوشش دار:

در شکل ۱۱(الف) حالت اولیه نمونه پوشش دار در حالی نشان داده شده که فصل مشترک پوشش و زیرلایه فاقد ناپوستگی است. در شکل ۱۱(ب) فصل مشترک پوشش و زیرلایه پس از ۲۴ سیکل آزمون

مطابق شکل ۱۰ (الف) پس از ۴۸ سیکل، مشاهده می شود که فاز های انگشتی شکل اکسیدی مجاور ذرات کاربیدی تشکیل شده اند. همزمان اندازه حفرات اکسیدی هم افزایش یافته و در شکل ۱۰(ب)، آنالیز EDS نشان می دهد که بخش اصلی این فاز های اکسیدی، اکسید نیکل و مابقی شامل اکسیدهای کروم، کبالت، تانتالم و تیتانیوم است. لذا می توان نتیجه گرفت که ذره کاربیدی به صورت ترجیحی اکسید می شود. با اکسید شدن ذره کاربیدی، ایجاد و به هم پیوستن حفرات اکسیدی اطراف این فاز قابل مشاهده است. این امر سبب می شود تا شیارهای اکسیدی در اطراف ذره کاربیدی هم در جهت طولی و هم

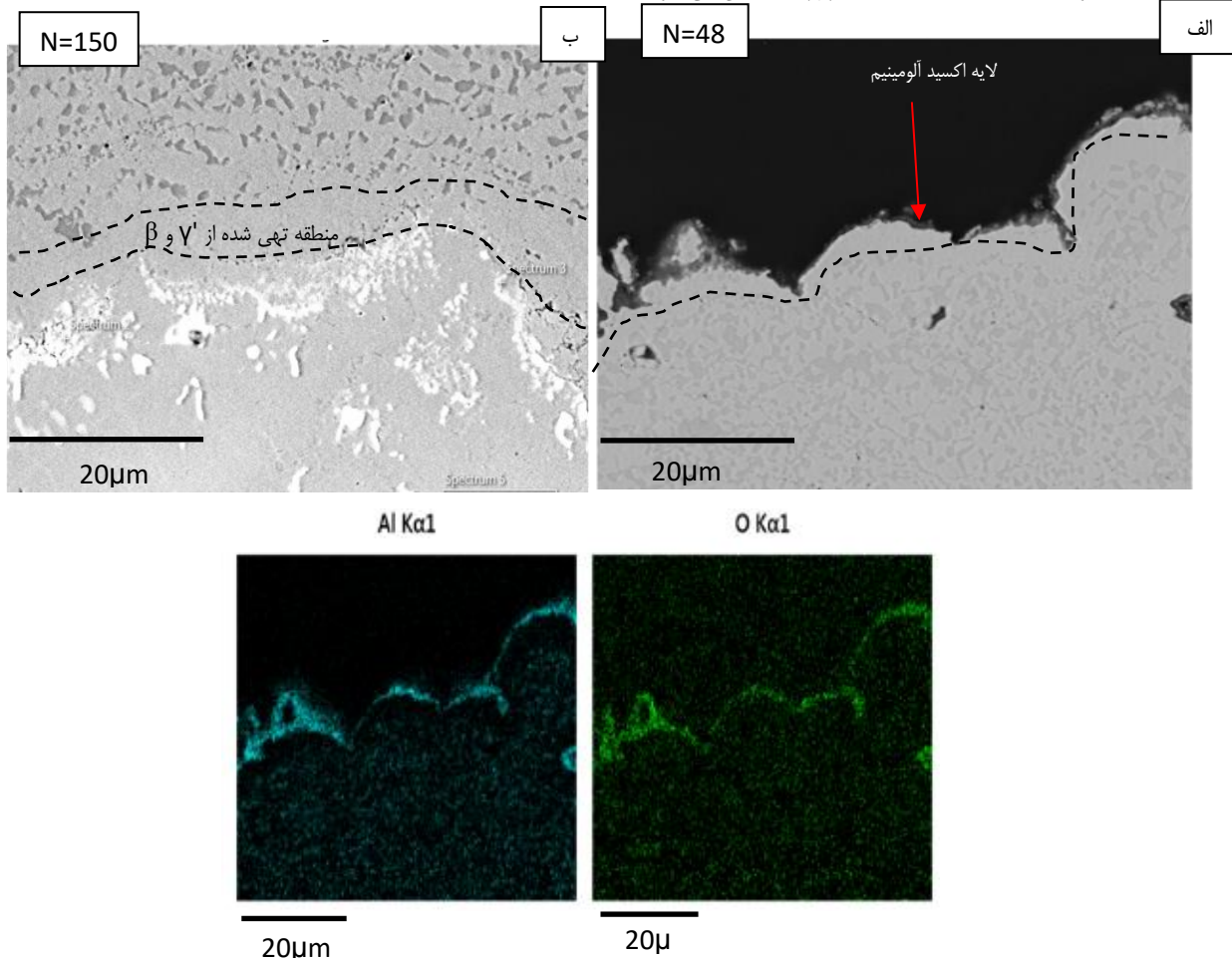


شکل ۱۰- الف) تشکیل شیار ها و فازهای انگشتی شکل اکسیدی تشکیل در مجاورت سطح و نزدیکی فازهای کاربیدی پس از ۴۸ سیکل آزمون خستگی حرارتی ب) آنالیز EDS فازهای انگشتی شکل اکسیدی تشکیل شده مجاور سطح

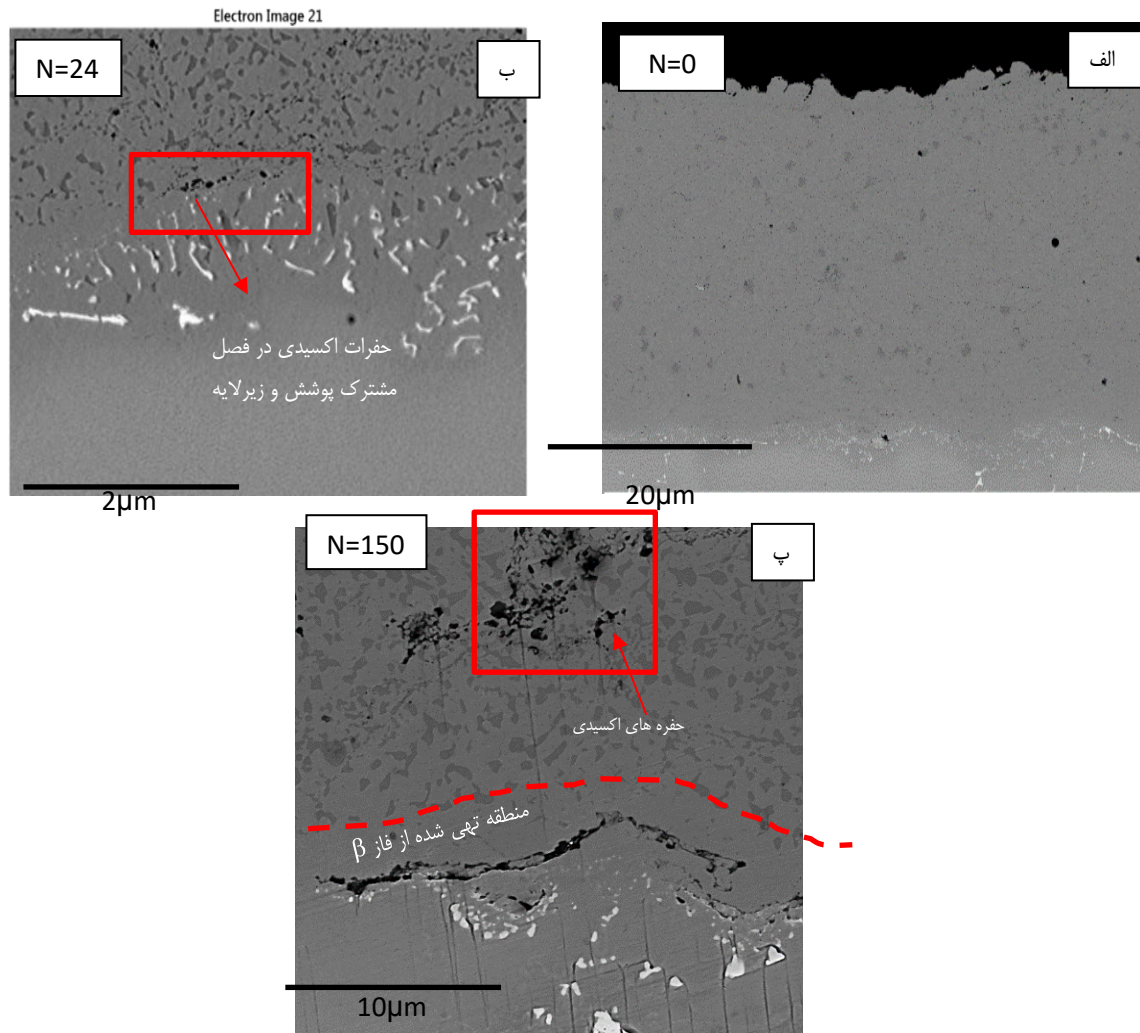
که این لایه اکسید سطحی از جنس اکسید آلومینیم است. لذا نفوذ آلومینیم به سطح پوشش، از ابتدای آزمون روی می دهد. در شکل ۱۲ (ب) پس از ۹۶ سیکل مشاهده می شود که اکسید شدن نیکل، کروم و تیتانیوم در فصل مشترک پوشش و زیرلایه بیشتر شده و اندازه متوسط فاز های اکسیدی افزایش می یابد. همزمان تعداد حفره های اکسیدی افزایش یافته و برخی از این حفرات نیز بزرگتر شده اند. به دلیل کاهش نرخ نفوذ اکسیژن به سمت زیرلایه، نرخ تشکیل فازهای اکسیدی درون زیرلایه کاهش یافته و این فازها معمولاً به صورت جزیره ای و ناپیوسته در مجاورت فصل مشترک تشکیل می شوند. با اکسیداسیون ترجیحی نیکل، آلومینیم و کروم در زیرلایه و در مجاورت فصل مشترک، غلظت این عنصر آلیاژی نیز در فصل مشترک کاهش می یابد. در نتیجه به منظور جبران غلظت نیکل و آلومینیم در فصل مشترک بخشی از فاز  $\gamma'$  در زمینه  $\gamma$  حل می شود. مطابق شکل ۱۲ (ب) مشاهده می شود که در فصل مشترک پوشش و زیرلایه، فاز استحکام دهنده  $\beta$  در فاز زمینه  $\gamma$  حل می شوند. دلیل این امر کاهش غلظت آلومینیم در پوشش به علت تشکیل لایه اکسیدی در سطح نمونه است. اصطلاحاً گفته می

خستگی حرارتی نشان داده شده است. مشاهده می شود که به دلیل نفوذ جزئی اکسیژن به زیرلایه فاز های اکسیدی در فصل مشترک پوشش و زیرلایه تشکیل شده اند. متوسط طول این فازها حدود  $5\mu\text{m}$  و فاصله آنها هم در حدود  $10\mu\text{m}$  است. این فازها، بیشتر از اکسید شدن برخی عناصر آلیاژی نظیر کروم و نیکل تشکیل می شوند [۱۲]. مشاهده می شود که همزمان با تشکیل فازهای اکسیدی در زیرلایه درون پوشش و در مجاورت فصل مشترک حفره های اکسیدی تشکیل می شود.

در شکل ۱۱ (پ)، پس از ۱۵۰ سیکل آزمون خستگی حرارتی، مشاهده می شود که با افزایش میزان اکسیداسیون، تعداد حفرات اکسیدی در فصل مشترک افزایش یافته و با به هم پیوستن این حفرات، انفصال پوشش از زیرلایه در نقاطی از فصل مشترک دیده می شود. همچنین مشاهده می شود که در مجاورت فصل مشترک، ناحیه ای از پوشش از فاز  $\beta$  تهی شده است. مطابق شکل ۱۲ (الف)، پس از ۴۸ سیکل مشاهده می شود که لایه ای پیوسته و چسبنده اکسید در سطح پوشش تشکیل شده است. با توجه به نقشه EDS شکل ۱۲ (پ)، مشخص می شود



شکل ۱۲- الف) تشکیل لایه پیوسته اکسید آلومینیم در سطح پوشش پس از ۴۸ سیکل آزمون خستگی حرارتی  
 ب) تشکیل منطقه تهی از فاز  $\gamma'$  در زیرلایه و فاز های اکسیدی پس از ۹۶ سیکل (پ) آنالیز EDS لایه اکسید



شکل ۱۱- تصاویر ریزساختاری از نمونه پوشش در (الف) حالت اولیه (ب) تشکیل حفرات اکسیدی در مجاورت فصل مشترک در پوشش و فازهای اکسیدی در زیرلایه پس از ۲۴ سیکل (پ) پس از ۱۵۰ سیکل آزمون خستگی حرارتی که نشان دهنده تشکیل منطقه تهی شده از  $\beta$  و  $\gamma'$  در فصل مشترک و همچنین به هم پیوستن حفرات اکسیدی و انفصال فصل مشترک است

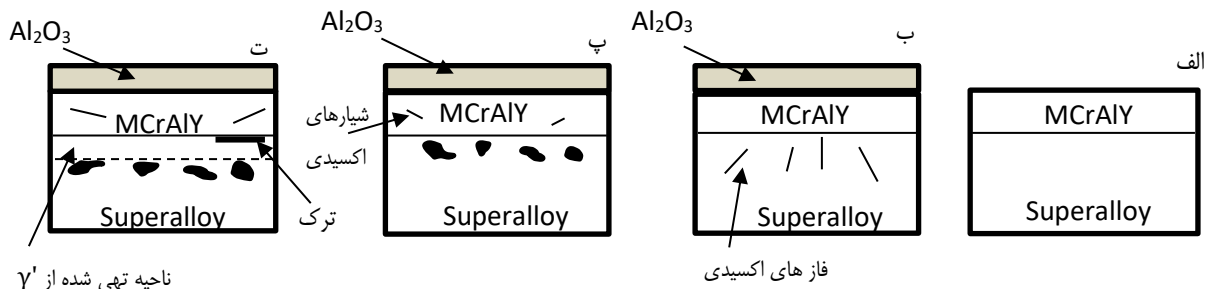
آلیاژی، در فصل مشترک ذره کاربیدی و زمینه اتفاق می افتد. در نتیجه با اکسیداسیون ترجیحی عناصر آلیاژی نظیر کروم، نیکل و تیتانیوم در این فصل مشترک، فازهای انگشتی شکل اکسیدی ایجاد شدند. همچنین مجاور سطح به دلیل سهولت نفوذ اکسیژن، فاز  $\gamma'$  نیز اکسید شده و منطقه تهی از فاز  $\gamma'$  ایجاد می شود. اکسیداسیون عناصر آلیاژی سبب ایجاد حفره های اکسیدی مجاور سطح نمونه می شود. این حفرات سپس به هم پیوسته و تشکیل شیارهای اکسیدی را می دهند. شیارهای اکسیدی محل های مرجح برای شروع تشکیل ترک هستند. نفوذ اکسیژن به داخل حفرات اکسیدی باعث افزایش اکسیداسیون، حفره های اکسیدی جدید و در نتیجه گسترش ترک می شود [۱۷-۱۹].

شود که در پوشش منطقه تهی از فاز  $\beta$  و زیرلایه منطقه تهی از  $\gamma'$  تشکیل شده است. با توجه به انحلال فازهای استحکام دهنده در زمینه هم پوشش و هم در زیرلایه می توان نتیجه گرفت که استحکام فصل مشترک نسبت به پوشش و زیرلایه کاهش یافته و در نتیجه انفصال ناشی از به هم پیوستن حفره های اکسیدی در جدایش پوشش از زیرلایه، تسهیل خواهد شد. [۱۶-۱۳]

## بحث و نتایج

توجه به آنچه گفته شد، می توان نتیجه گرفت که مکانیزم اصلی ایجاد ترک حین انجام آزمون خستگی حرارتی، اکسیداسیون است. هنگام انجماد، با تشکیل ذرات کاربیدی در سوپر آلیاژ، گرادیان غلظتی عناصر

<sup>1</sup> -  $\beta$  phase free zone



شکل ۱۳- شماتیک مکانیزم ایجاد ترک خستگی حرارتی در نمونه پوشش دار (الف) حالت اولیه (ب) ایجاد لایه اکسید آلومینیم در سطح نمونه و ایجاد فازهای اکسیدی در فصل مشترک پوشش و زیرلایه (پ) رشد فازهای اکسیدی همزمان با ایجاد ریز ترک ها درون پوشش (ت) کاهش غلظت آلومینیم و نیکل، تشکیل ناحیه تهی از فاز  $\gamma'$  و نهایتاً تشکیل ترک در فصل مشترک پوشش و زیرلایه

پوشش است. به عبارت دیگر میزان تشکیل فاز اکسیدی حین آزمون داخل زیرلایه به شدت کاهش یافته است. همزمان شیارها و حفرات اکسیدی نیز مانند نمونه بدون پوشش ایجاد نمی شود. تشکیل ترک در فصل مشترک زیرلایه و پوشش نشان دهنده آن است که استحکام فصل مشترک کم و تشکیل ترک های طولی<sup>۱</sup> تبدیل به ترک های عرضی<sup>۲</sup> می شود [۲۰-۲۲].

### نتیجه گیری

در این پژوهش به بررسی اثر پوشش فلزی بر تشکیل خستگی حرارتی در سوپرآلیاژ پایه نیکل با ریزساختار انجماد جهت دار پرداخته شد. آزمون های خستگی حرارتی بین دمای  $400^{\circ}\text{C}$  و  $800^{\circ}\text{C}$  و در سیکل های یک ساعته انجام شد. پس از انجام آزمون ها و مطالعات ریزساختاری نتایج زیر حاصل شد:

- ۱- تغییرات وزن در هر دو نمونه پوشش دار و بدون پوشش نشان داد که رفتار نمونه ها از مدل های سهموی مرتبط با اکسیداسیون سیکنی پیروی می کند. بیشینه تغییرات وزن در نمونه بدون پوشش حدود  $100 \mu\text{g}/\text{mm}^2$  و برای نمونه پوشش دار حدود  $1 \mu\text{g}/\text{mm}^2$  است. در نتیجه اعمال پوشش روی زیرلایه سوپرآلیاژ باعث کاهش حدوداً ۱۰۰ برابری تغییرات وزن می شود.
- ۲- در مجاورت سطح نمونه بدون پوشش، به دلیل سهولت نفوذ اکسیژن و اکسیداسیون آلومینیم و نیکل، منطقه تهی از فاز  $\gamma'$  ایجاد می شود.
- ۳- در نمونه های بدون پوشش، شیارهای اکسیدی به دلیل نفوذ عناصر آلیاژی به سطح و اکسیداسیون ترجیحی آنها

در شکل ۱۳ شماتیک مراحل ایجاد ترک خستگی حرارتی در نمونه پوشش دار را نشان داده شده است. با مقایسه ریزساختار زیر لایه در نمونه های پوشش دار در ابتدا و انتهای آزمون (شکل ۱۳ الف و ت))، مشاهده می شود که با اعمال پوشش، اکسیداسیون زیرلایه در فاصله بیشتری از سطح خارجی نمونه تشکیل می شود. بنابراین می توان نتیجه گرفت که دلیل اصلی کاهش تغییرات وزن در نمونه پوشش دار، سخت شدن نفوذ اکسیژن به فصل مشترک پوشش و زیرلایه است. مطابق شکل ۱۳ (ب)، اکسیداسیون ترجیحی کروم و نیکل به میزان کمتری نسبت به نمونه بدون پوشش اتفاق می افتد. همزمان به دلیل نفوذ آلومینیم به سطح، حفره های اکسیدی درون پوشش تشکیل می شوند. این حفره ها بیشتر در فصل مشترک فاز های  $\beta$  و  $\gamma$  تشکیل می شوند. با گذشت زمان تعداد این حفره ها بیشتر شده و از بهم پیوستن آنها شیار های اکسیدی ایجاد می شود. (شکل ۱۳ پ) [۲۰-۲۲].

به دلیل نفوذ آلومینیم به پوشش از زیرلایه به منظور جبران کاهش غلظت و نیز اکسید شدن آن همراه با نیکل درون زیر لایه و در مجاورت فصل مشترک، غلظت این دو عنصر درون زیرلایه و در نزدیکی فصل مشترک افت می کند. در نتیجه به منظور جبران این کاهش غلظت، فاز  $\gamma'$  در فاز  $\gamma$  حل می شود و در نتیجه منطقه ای در مجاورت زیرلایه به وجود می آید که از فاز  $\gamma'$  تهی است. همزمان به دلیل مهاجرت آلومینیم به سطح نمونه، درون پوشش و در مجاورت فصل مشترک فاز  $\beta$  در فاز زمینه حل می شود. مطابق شکل ۱۳ (ت) گسترش ترک در فصل مشترک زیرلایه و پوشش به دلیل کاهش استحکام زیرلایه نیز اتفاق می افتد. مقایسه تشکیل ترک در نمونه های پوشش دار و بدون پوشش نشان می دهد که ایجاد پوشش، باعث تغییر محل و نیز نحوه تشکیل ترک می شود. همان طور که شکل ۷ توضیح داده شد، میزان تغییرات وزن در نمونه پوشش دار حدود ۱۰۰ برابر کمتر از نمونه بدون

<sup>2</sup>- Transverse Cracks

<sup>1</sup>- Longitudinal Cracks

### ملاحظات اخلاقی پیروی از اصول اخلاق پژوهش

همکاری مشارکت‌کنندگان در تحقیق حاضر به صورت داوطلبانه و با رضایت آنان بوده است.

### سپاسگزاری

نویسندگان از شرکت مهندسی و ساخت پره توربین مینا (پرتو) به خاطر فراهم نمودن مواد اولیه و نیز همکاری در مشخصه یابی نمونه های این پژوهش قدردانی می نمایند.

### حامی مالی:

هزینه های این پژوهش را معاونت پژوهش و فناوری گروه مینا تامین نموده است.

### مشارکت نویسندگان

انجام آزمایشها: علی محمد فاضلی تهرانی  
تحلیل داده‌ها و نتایج: علی محمد فاضلی تهرانی، حسن فرهنگی، نگارش نهایی: علی محمد فاضلی تهرانی، حسن فرهنگی

### تعارض منافع

بنابر اظهار نویسندگان، مقاله حاضر فاقد هرگونه تعارض منافع بوده است.

در نزدیکی سطح نمونه تشکیل می شوند. با افزایش زمان آزمون طول این شیارها افزایش می یابد.

۴- در نمونه بدون پوشش، گسترش ترک به صورت ترجیحی در فصل مشترک فاز کاربیدی با زمینه  $\gamma$  صورت می گیرد.

۵- با اعمال پوشش، تشکیل فازهای اکسیدی در فاصله بیشتری از سطح خارجی نمونه صورت می گیرد. اندازه و درصد حجمی فازهای اکسیدی تشکیل شده در فصل مشترک پوشش و زیرلایه نسبت به نمونه بدون پوشش کمتر است.

۶- به دلیل نفوذ آلومینیم به سطح نمونه، حفره های اکسیدی داخل پوشش تشکیل می شوند.

۷- به منظور جلوگیری از کاهش غلظت عناصر آلیاژی فاز زمینه در اثر اکسیداسیون، فاز  $\beta$  در پوشش و  $\gamma'$  در زیرلایه در فاز زمینه حل می شوند.

۸- تشکیل منطقه تهی شده از فاز  $\gamma'$  درون زیرلایه و در مجاورت فصل مشترک پوشش و زیرلایه، باعث کاهش استحکام فصل مشترک می شود.

۹- تشکیل ترک در فصل مشترک زیرلایه و پوشش نشان دهنده آن است که استحکام فصل مشترک پوشش و زیرلایه پس از انحلال فاز  $\gamma'$  کمتر از فصل مشترک فازهای اکسیدی و زمینه  $\gamma$  در نمونه های پوشش دار است.

۱۰- گسترش ترک در نمونه پوشش دار به دلیل به هم پیوستن حفرات اکسیدی در فصل مشترک پوشش و زیرلایه روی می دهد.

۱۱- ایجاد پوشش روی زیرلایه باعث تغییر جهت رشد ترک از ترک های عرضی در نمونه بدون پوشش به ترک های طولی در فصل مشترک پوشش و زیرلایه می شود.

## References

1. Dae Won Yun, S.M. Seo, H.W. Jeong, Y.S. Yoo, The cyclic oxidation behaviour of Ni-based superalloy GTD-111 with sulphur impurities at 1100°C, Corrosion Science 90 (2015) 392–401.

2. N. S. Cheruvu, K. S. Chan, G. R. Leverant, Cyclic Oxidation Behavior of Aluminide, Platinum Modified Aluminide, and MCrAlY Coatings on GTD-111, Journal of Engineering for Gas Turbines and Power Vol. 122, JANUARY 2000, 50-54.

3. Physical Metallurgy (Fifth Edition) 2014, Pages 2215-2290 22 - Physical Metallurgy of

the Nickel-Based Superalloy Author links open overlay panel, R.C. Reed, C.M.F. Rae.

4. H. Chen, X. Hou, Bioxidant corrosion behaviour of CoNiCrAlY coated IN738 at 1100 °C, Corrosion Science, Volume 151, 1 May 2019, Pages 154-162.

5. C.R.C. Lima, J.M. Guilemany, Adhesion improvements of Thermal Barrier Coatings with HVOF, thermally sprayed bond coats, Surface & Coatings Technology 201 (2007) 4694–4701.

6. H. Chen, A. Rushworth, Effects of oxide stringers on the  $\beta$ -phase depletion behaviour in thermally sprayed CoNiCrAlY coatings during

- isothermal oxidation, *Journal of Materials Science & Technology* 45 (2020) 108–116
7. ASTM-E8
8. ASTM-E21
9. Vivek Ratna, D.S. Sarma, INFLUENCE OF THERMAL FATIGUE ON THE MICROSTRUCTURE OF A MScripta METALLURGICA Vol. 29, 1993, pp. 467-472.
10. PARASKEVAS KONTIS, ZHUANGMING LI, MIKAEL SEGERSA LL, JOHAN J. MOVERARE, ROGER C. REED, DIERK RAABE, and BAPTISTE GAULT, The Role of Oxidized Carbides on Thermal Mechanical Performance of Polycrystalline Superalloys,
11. YANG Jinxia, ZHENG Qi, SUN Xiaofeng, GUAN Hengrong, and HU Zhuangqi, Thermal fatigue behavior of K465 superalloy, *RARE METAL*, Vol. 25, No. 3, June 2006, p. 202-209.
12. Dorota Kubacka, Martin Weiser, Erdmann Spiecker: Early stages of high-temperature oxidation of Ni- and Co-base model superalloys: A comparative study using rapid thermal annealing and advanced electron microscopy; *Corrosion Science* 191 (2021) 109744.
13. Kevin Vattappara, Vahid A. Hosseini Physical and thermodynamic simulations of gamma-prime precipitation in Haynes 282 using arc heat treatment, *Journal of Alloys and Compounds* Volume 870, 25 July 2021, 159484
14. SHI Zhen-xue, LI Jia-rong, LIU Shi zhong, isothermal oxidation behavior of single crystal superalloy DD6, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China* 22(2012) 534\_538.
15. Jiangdong Cao, Junsong Zhang , Ruifang Chen, Yunxia, Yinqun Hua High temperature oxidation behavior of Ni-based superalloy GH202, *Materials Characterization* 118 (2016) 122–128.
16. J. Brennemana, J. Weib, Z. Sunb, L. Liub, G. Zoub, Y. Zhoua, Oxidation behavior of GTD111 Ni-based superalloy at 900 °C in air J. Brennemana, J. Weib, Z. Sun , L. Liub, G. Zoub, Y. Zhoua,b, *Corrosion Science* 100 (2015) 267–274 1. 29, pp
17. Sadegh Pour-Ali, Reza Tavangar, Faezeh Akhtari, Seyedsina Hejazi High-temperature oxidation behavior of GTD-111 Ni-based superalloy with an ultrafine-grained surface at 900°C -472, 1
18. A. Pfennig, B. Fedelich, Oxidation of single crystal PWA 1483 at 950°C in flowing air, *Corrosion Science* 50 (2008)
19. Jingchen Li, Yuting Wu, Liang Liu, Ru Lin Peng, Jinghao Xu, Jian He, Hongbo Guo, The inhibiting effect of Re-rich layer on the interdiffusion between NiAl and Ni3Al-based superalloy and its degradation, *Journal of Alloys and Compounds*, Volume 957, 2023, 170404,
20. Li Zhang, M. Mahrukh, Di Wang, Xian-Jin Liao, Xiao-Tao Luo, Chang-Jiu Li, Oxidation protection dynamics of NiAl droplet by inflight in-situ carbon deoxidation during atmospheric plasma spraying for high performance NiAl coatings, *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 319 2023, 118088.
21. Jibo Huang, Wen Sun, Xin Chu, Haiming Lan, Yingchun Xie, Dongdong Ye, Renzhong Huang, Effect of high temperature exposure on microstructure, mechanical and tribological properties of cold sprayed NiCoCrAlTaY coatings, *Surface and Coatings Technology*, Volume 462, 2023, 129466,
22. خاکپور، ایمان، سلطانی، رضا، حیدرزاده سهی، محمود. تأثیر مقدار آلومینیم مخلوط سمانتاسیون پودری روی ساختار و اکسیداسیون سیکلی



فصلنامه علمی - پوشش‌های آلومینایدی اصلاح شده با زیرکونیم  
(شماره ۲۳- بهار ۹۵): ۱۹-۶۳۰-۱۳۹۵; پژوهشی مواد نوین