



دانشکده مکانیک

محمود محمودی

پوشش دهی

درس: فرامرز جواهرودی

قیمت: ۱۸۲۰۰ ریال

۲۵ درصد تخفیف برای دانشجویان دانشگاه علم و صنعت ایران

مرکز انتشارات دانشگاه علم و صنعت ایران

پوشش بر روی سوراخ‌ها

فهرست

۵۴۶۹

صفحه

عنوان

خلاصه

مقدمه

۱

۲

۹

۱- فصل اول - انواع پوشش‌های مورد استفاده بر روی سوراخ‌ها

۱۰

۱-۱- پوشش‌های نفوذی

۱۲

۱-۱-۱- پوشش‌های آلومینیدی

۱۳

۱-۱-۱-۱- پوشش نفوذی خارجی

۱۵

۱-۱-۱-۲- پوشش نفوذی داخلی

۱۷

۱-۱-۱-۳- پوشش‌های اصلاح شده آلومینیدی

۲۰

۱-۱-۲- پوشش‌های کرومیدی

۲۲

۱-۱-۳- پوشش‌های سیلیکیدی

۲۵

۱-۲- پوشش‌های راکت

۳۰

۱-۳- پوشش‌های سرامیکی (سرامیکی)

۳۶

۲- فصل دوم - روش‌های پوشش دهی

۳۹

۲-۱- روش‌های ایجاد پوشش‌های نفوذی

۴۰

۲-۱-۱- روش سبک‌بندی

۴۳

۲-۱-۱-۱- روش آلومینیدی با آلومین

- ۴۷ ۲-۱-۱-۲ - پوشش الکونیدی بالتوتیه پاک
- ۴۹ ۲-۱-۱-۳ - روشهای اصلاح پوششهای الکونیدی
- ۵۲ ۲-۱-۲ - رسوب شیمیایی بخار (CVD)
- ۵۷ ۲-۱-۳ - روش Sturry
- ۵۸ ۲-۱-۴ - روش آتکاری الکترودشیمیایی + بسته بندی
- ۵۹ ۲-۱-۵ - روش الکترولیز محلول ذرات
- ۶۰ ۲-۱-۶ - روش تجزیه حرارتی - مایع متان اوره گانیت
- ۶۰ ۲-۱-۷ - متالیز کردن پالسی
- ۶۲ ۲-۲ - روشهای اعمال پوششهای روش
- ۶۳ ۲-۲-۱ - روش پلاسما امبری
- ۶۷ ۲-۲-۱-۱ - پلاسما امبری در اعماق
- ۶۸ ۲-۲-۱-۲ - پلاسما امبری در فضا پایش
- ۷۳ ۲-۲-۲ - روش رسوب فیزیکی بخار (PVD)
- ۷۸ ۲-۲-۳ - فرآیند Sputtering
- ۸۱ ۲-۲-۴ - روش فاست یون
- ۸۲ ۲-۲-۵ - سایر روشهای اعمال پوششهای روش
- ۸۵ ۳ - فصل سوم - خواص پوششها

۸۷

۱-۳- تفاوت در برابر اسید سیون و خوردگی داغ

۹۸

۱-۱-۲- تفاوت خوردگی پوششهای نفوذی

۹۹

۱-۱-۱-۳- تفاوت خوردگی پوششهای آکسیدین

۱۰۷

۱-۱-۲- تفاوت خوردگی واسید سیون پوششهای گرافیتی

۱۰۹

۱-۱-۳- تفاوت خوردگی پوششهای سلیسیه

۱۱۱

۱-۱-۲- تفاوت خوردگی پوششهای رزینی

۱۱۸

۱-۱-۲- تفاوت خوردگی پوششهای سرامیکی

۱۲۱

۲-۲- تأثیر پوششها بر خواص مکانیکی سوراخکاریها

۱۲۲

۱-۲-۳- انعطاف پذیری (دالتگی)

۱۳۳

۲-۲-۲- خواص کششی

۱۳۷

۳-۲-۳- خواص خزشی و استحکام کششی

۱۴۶

۴-۲-۲- خواص خستگی

۱۴۶

۱-۲-۲-۲- خستگی با سیکل بالا

۱۴۹

۲-۲-۲-۲- خستگی با سیکل کم

۱۵۲

۳-۲-۲-۲- خستگی حرارتی

۱۵۷

- تعاریف پوششها با تکیه بر ویژگیهای در مورد انتخاب
پوشش مناسب برای سوراخکاریها ۱۷-۷۳۸۹ با توجه به ابعاد و شرایط

خلاصه:

امروزه بنابر ایل از جمله عوامل افزایش دمای کاری سوپراکپراها، استفاده از پوششهای سنگین و از آنرا، مسائل اقتصادی و ... از پوششهای متعددی برای حفاظت سوپراکپراها استفاده می شود.

این پوششها به صورتها و مختلف از قبیل پوششهای نفوذی^① یا بین فلزی^② -
(Diffusion or Intermetallic Coatings)، پوششهای مکرر^③ (Overlay Coatings)،
پوششهای سته حرارتی^④ (Thermal Barrier Coatings) بوده و بر روشهای گوناگونی
مانند روش پخته^⑤ (pack cementation)، رسوب فیزیکی بخار^⑥ (PVD)، پلاسما اسپری^⑦ (Plasma Spray)
و ... بر روی سوپراکپراها اعمال می شوند. ترکیب شیمیایی و ساختار این پوششها گسترده بود.
و لذا خواص مختلف آنها نیز در محدوده وسیعی تغییر می نمایند. با توجه به شرایط حاد و ویژه ای که سوپراکپراها
و در نتیجه پوششهای آنها در محیط کاری دارا می باشند (دما، تنش های مکانیکی و حرارتی شدید و خوردگی
محیط) بنابراین، این پوششها باید در تعامل خوردگی مقاوم بوده، ساختار بایداری داشته باشند،
خواص مکانیکی مناسب داشته و در ضمن بر خواص مکانیکی و عملکرد قطعات تأثیر منفی نداشته، همچنین باید
امکان از لحاظ اقتصادی نمودن به مصرف داشته.

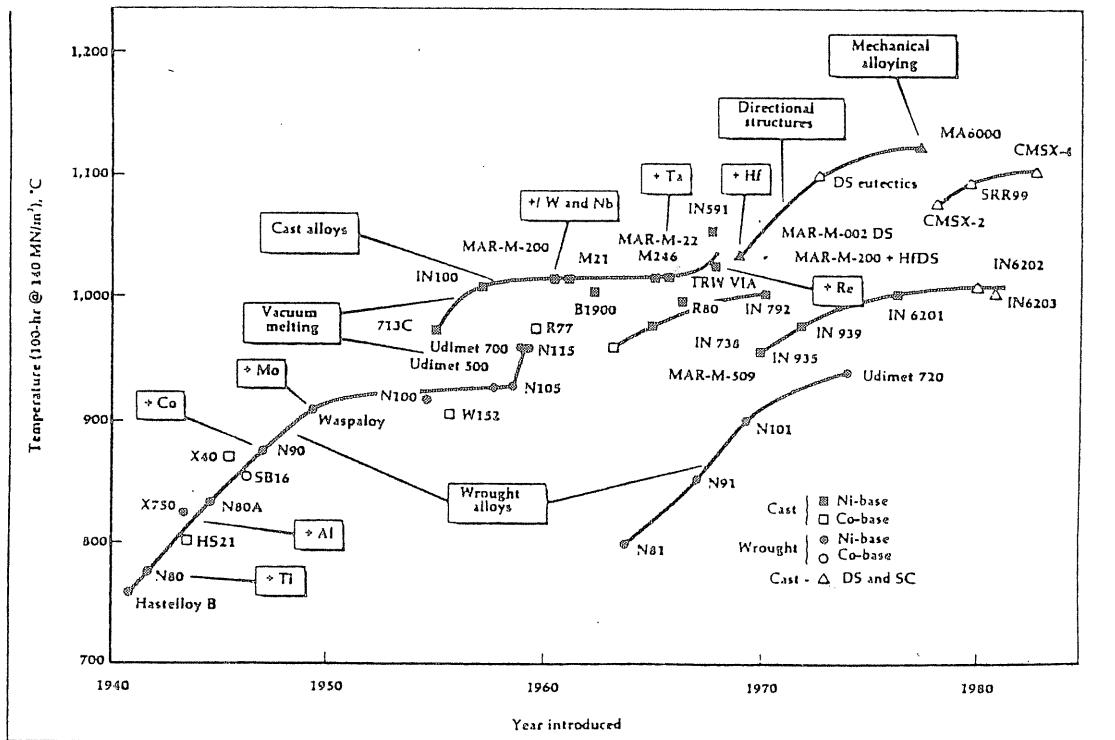
در این نوشتار سعی گردید به نامی موارد فوق بعضی انواع پوششهای سوپراکپراها، روشهای اعمال
آنها و خواص مختلف (شیمیایی، مکانیکی و فیزیکی) کوپ از پوششها پرداخته شود.

مؤلف: دکتر شریط
تألیف: دکتر شریط
چاپ: ۱۳۸۵

مقدمه:

سوپرآلیاژها به عنوان مجسم از آلیاژها که مقاومت در برابر حرارت (Heat Resistant Alloys) شناخته می شوند نه به عنوان بهترین و بزرگترین آنها (حفظ استحکام کم مدت طولانی، مقاومت در برابر اکسیداسیون و خوردگی راجع) و پس از آن ها که بالاتر از 700°C (تا حدود 1300°C) به کار می روند. (شکل ۱)

حفظ استحکام به مدت طولانی
 مقاومت در برابر اکسیداسیون
 خوردگی راجع در میان

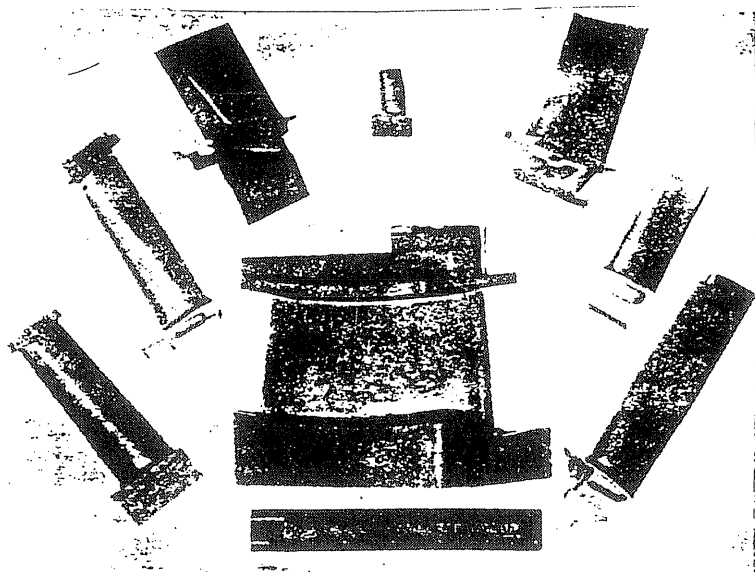


شکل ۱- روند افزایش استحکام سوپرآلیاژها در طول سالهای ۱۹۸۰-۱۹۴۰ (رجوع ۱)

آلیاژ نیکل
 آلیاژ کبالت
 آلیاژ آهن-نیکل

سوپرآلیاژها را به سه دسته پایه نیکل (Ni-base)، پایه کبالت (Co-base) و پایه آهن-نیکل (Fe or Fe/Ni-base) تقسیم بندی می نمایند.

بدلیل خواص عالی این آلیاژها در دماهای بالا عمدتاً در کاربردهای درخت اجزا توربین
های مختلف (صفت، هوایی و دریایی) از جمله پره‌های ثابت (stationary blades -
or nozzle guide vanes) و پره‌های متحرک (blades or buckets) در سیل‌ها و...
بوده و علاوه بر آن در ساخت قطعات راننده، راکتورها هسته‌ای، زیردریایی‌ها، نیروگاه‌ها و
بنای و وسایل و قطعات مورد مصرف در صنعت نیروگاهی نیز بکار برده می‌شوند. شکل ۲ تعدادی
از پره‌ها ساخته شده از سوپر آلیاژها را نشان می‌دهد.



شکل ۲ - تعدادی پره ثابت و متحرک توربین ساخته شده از سوپر آلیاژها (رجع ۲)

در گذشته طراحی سوپر آلیاژها عمدتاً بر اساس دسترس به خواص مکانیکی مناسب (استقامت
نسبی کم، مقاومت خزشی و خستگی) صورت می‌گرفته و بعدها افزایش تفاوت خوردگی
آنها نیز به نظر قرار گرفت. چراکه دماهای بالا، معمولاً ناشی از احتراق (هم بصورت فازهای گاز و
هم فازهای کندانس) و ورود ناخالصی‌ها از طریق محیط و سوخت مصرفی و... شرایط حاد از لحاظ
تواند خورنده (محصول احتراق) (تأثیر گازهای و مایعات کندانس شده)
مصرف می‌شود

خوراکی را برای سوپر آبها فراهم می آورند (۲)

علاوه بر سئله طراح آبها از طریق رنگی نیز برای محافظت و افزایش طول عمر سوپر آبها اقدام می بردند عبارتند از: (۳، ۴)

① - پوشش دهی

② - انتخاب سبب و انتقال و نگهداری آن بطرز صحیح

③ - فیلتراسیون سبب و هوای مصرفی

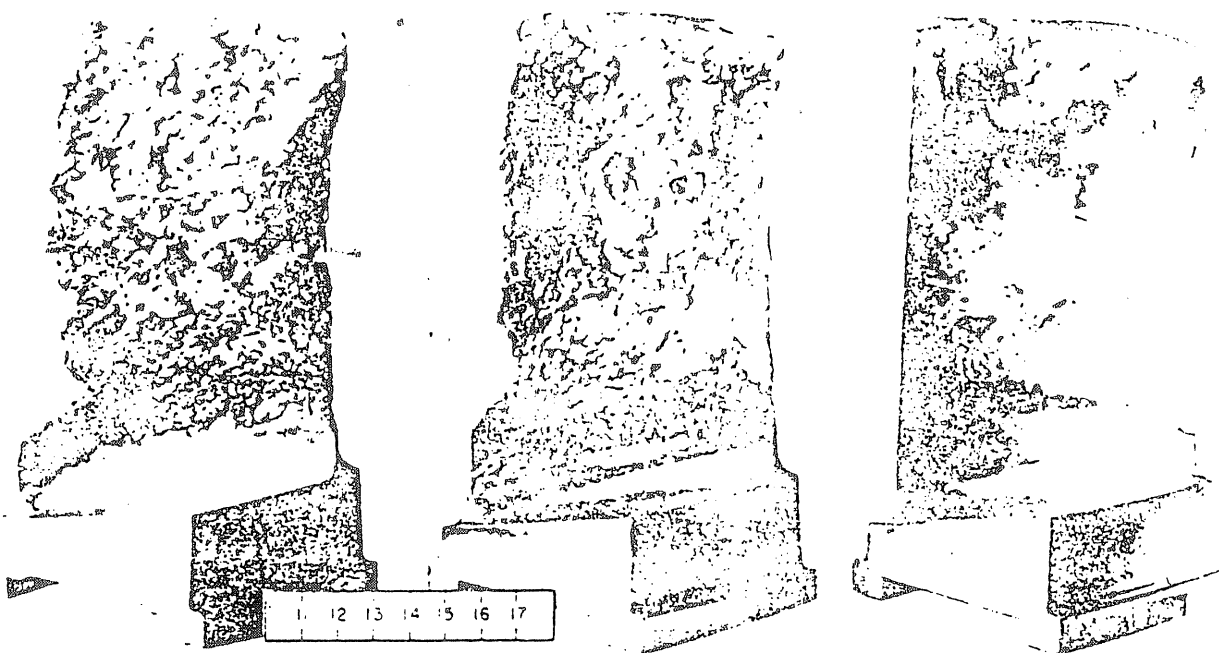
④ - استفاده از محافظت کشته های خوراکی دگابالا

⑤ - تنظیم نسبت سبب به هوا

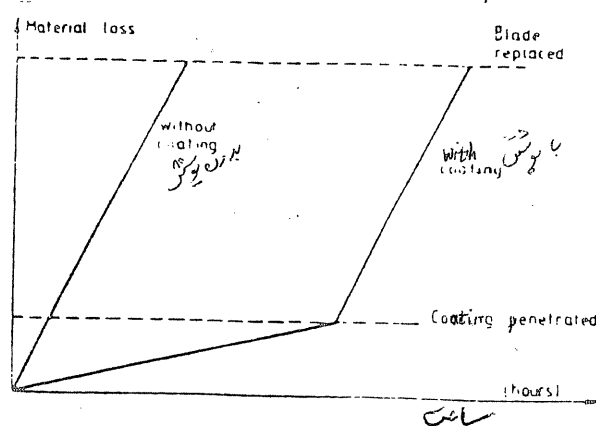
⑥ - رعایت دقیق مایل مراحض

در این میان روش اول (پوشش دهی) را می توان موثرترین و عمده ترین روش محافظت سوپر آبها دانست. استفاده از سببهای سنگین برای کوبشهای گازی صغیر و دریا (بنابه ملاحظه اقتصاد کار)، افزایش کارایی کوبشها برای بالاتر بردن رانندگی آنها و سایر مهندسی که بنابه جنبه اقتصاد کار در صنایع کوبش انجام می شوند، توانایی را که استفاده سایر روشهای جلوگیری از خوردگی را محدود تر ساخته و لذا پوشش دهی سوپر آبها را بصورت یک ضرورت در آورده اند. همچنین از آنجائیکه بالا بردن مقاومت خوراک سوپر آبها در اکثر موارد همراه با کاهش سایر خواص آنها از جمله استحکام خزش و خستگی و بارش با این نکته که خوراک به بدنه مخزن سطحی میباشد، بنا بر این ایجاب میکند سطحی که مقاومت خوراک بالایی داشته و سایر خواص لازم را نیز دارا باشد، با توجه به علاقه حفظ خواص فلزی است، قطع مورد نظر در مقابل خوردگی و همچنین در سوار دی در برابر یس نیز مقاوم گردد. در این رابطه

شکل ۳ تأثیر پوشش دهی بر روی میزان خوردگی پره ثابت توربین از جنس Ni-m80A
 راتان میده و شکل ۴ بطور گامی پره متحرک پوشش دارد بدون پوشش را از
 لحاظ عمر خوردگی مقایسه نموده است.



شکل ۴ - پره ها ثابت بدون پوشش، با پوشش آلومینیم و زینک (از چپ به راست) پس از ۱۷۰۰۰ ساعت، (ارجح ۵)



شکل ۴ - مقایسه گامی عمر خوردگی پره ها بدون پوشش و پوشش داده شده (ارجح ۵)

چنانچه عمل پوشش را بر روی لایه اکسید کلسیم انجام دهیم و به کمک سولفید کلسیم که در خود

مانند عمل در پوشش به صورت است که با تشکیل لایه ها اکسید کلسیم را حفظ از قبل
 Al_2O_3 , SiO_2 , CaO ارتباط سطح فلز با سطح محیط اطراف را قطع می نمایند و بدین
صورت از تماس گازها و رطوبت با سطح اکسید و نفوذ آنها به داخل اکسید و همچنین از
نفوذ عناصر موجود در اکسید به سمت خارج جلوگیری می نمایند. (۸-۹)

پوشش های مورد استفاده بر روی سوپر آلیاژها به انواع پوشش های نفوذی یا بین فلزی
(Diffusion or Intermetallic) ، پوشش (Overlay) و سد حرارتی یا سرامیکی
(Thermal Barrier or Ceramic) تقسیم می شوند. در پوشش های نفوذی معمولاً یک

ویا چند عنصر به سطح فلز پیوسته می شود. از طریق نفوذ اضافی می شوند. این عناصر اغلب عبارتند از Cr , Al , Pt , Si که به تنهایی یا بصورت همزمان (اکثرآ دو یا سه عنصر) افزوده می شوند. پوشش های
پوشش صورت کلی $MCrAlY$ می باشد که M می تواند Fe , Co , Ni (کک)

در اکثر کسب از این سه عنصر باشد. این پوشش به دلیل محدوده نسبتاً وسیعی که از لحاظ ترکیب شیمیایی
دارند قابلیت بالایی جهت ایستادن در درون خواص مورد نیاز در پوشش را دارند (نفاذ) این
پوشش با پوشش های نفوذی در آنست که جهت ایستادن این پوشش ها همانند پوشش های نفوذی نیاز
به تبادل و نفوذ یونی در لایه ها سطحی نمی باشد. برای ایجاد پوشش های در پوشش یک ماده از پیش آماده

بطریق (معمولاً غیر فلزی) بر روی سطح قطعه رسوب داده می شود و پس از آن جهت ایجاد چسبندگی بیشتر
عمل (نفوذ یونی) صورت می گیرد. پوشش های (سد حرارتی) (TBC) که ترکیب اکسیدی، کربیدی و یا
نیتریدی دارند جهت کاهش دمای سطح قطعه و ایجاد امکان افزایش دمای محیط کاری آنها، کاربرد
می شوند. این پوشش ها است حرارتی بسیاری دارند و می توانند نسبتاً نازک از آنها قادر است دمای سطح
قطعه را چون بزرگ ها که توپسین را به سده ارفاقی مداحه ای کاهش دهد (۹)

پوشش سد حرارتی به ترکیب اکسید کلسیم و سولفید کلسیم

لوسن لازم کوشش، محافظت از خطوط مسوولانه

اولین لازم کوشش، محافظت سوراخها از خوردگی است و ضمناً نبایستی صدای
بر خواص آن وارد آورده و یا بر روی عملکرد آن تأثیر منفی گذارد. این پوششها با سیم
در شرایط کاری پدیدار بوده و عناصر پوشش و فلز با سرعت نفوذ کم در بدنه پدیدار میشوند
چرا که نفوذ متقابل پوشش و فلز در بدنه، ترکیب سیلیکا، ساختار و خواص آنها را تغییر
خواهد داد و این تغییرات منجر به تضعیف خواص حرارتی آنها میشوند. تأثیر پوشش
بر خواص سوراخها، نبایستی تنها در شرایط کاری که نظر قرار گیرد، یعنی تأثیر در رسته تنها در
اثر تماس پوشش و فلز با سیم در دماهای بالا و مدت طولانی بوقوع نمی پیوندد بلکه ممکن است
این تأثیرات از پرده اعمال پوشش و همچنین عملیات حرارتی بعد از پوشش دهی ناشی گردند.
مبنی بر شال اغلب پس از پوشش دهی به روش بسته بندی (Pack Cementation)
عملیات حرارتی جهت دستیابی به ساختار خواص مورد نیاز در پوشش انجام می شود که این
عملیات حرارتی نبایستی بر خواص و ساختار سوراخها تأثیر منفی گذارد.

با توجه به مطالب فوق شناسایی انواع پوششها، روشهای اعمال آنها و خواص
مختلف آن در انتخاب یک پوشش مناسب معین خواهند بود (البته گاهی از شرایط محیطی و
تنشهای حرارتی و مکانیکی و ... نیز لازم می آید). بهر حال در این زمینه به موضوعاتی که
اشاره گردیده پرداخته شد. حواشی است که معین واقع شود.

در اینجا ذکر این نکته لازم است که به دلیل استفاده وسیع از سوراخها در توربینهای گازی بیشتر به این
مورد (توربینهای گازی) و شرایط مورد در نظر گرفته شده و همچنین به دلیل اهمیت بیشتر سوراخها در این بخش به

سایر سوپر کبیله‌ها (زیر اولاد) بسیار سخت‌تر نسبت به سایر سوپر کبیله‌ها بکار می‌روند و ثانیاً اگر
تغیلات به بررسی خصوصیات آنها اختصاص یافته‌اند (تألیف مطالب ارائه شده بر روی آنها خواهد بود البته توجه
به این نکته ضروری است که موضوع مورد بحث در مورد سایر سوپر کبیله‌ها نیز صادق بوده و تفاوت چندانی با
آنچه ذکر کرده‌ام ندارند.

فصل اول

انواع پوششها و سرد استفاده بر روی سوراخها

انواع پوششهای سوپر الکتردها

بر حسب جنس { فلزی / سرامیکی }
 بر حسب شکل { نفوذی / پوششی }

پوششهای مورد استفاده بر روی سوپر الکتردها به دو دسته کلی فلزی و سرامیکی
 (بر حسب جنس پوشش) یا نفوذی و روکش (بر حسب روش اعمال پوشش) تقسیم

میشوند و گاهی نیز به سه صورت نفوذی، روکش و سرامیکی بیان میشوند. در این
 نکته لازم است که هر یک از این دسته بندیها را در بر می گیرند بطوریکه در دسته بندی اول

پوششهای فلزی شامل پوششهای نفوذی (بین فلزی) و الکتریکی (روکش) میباشد و در
 دسته بندی دوم پوششهای روکش شامل پوششهای الکتریکی (فلزی) و سرامیکی است.

در اینجا پوششها به صورتی که نفوذی، روکش و سرامیکی در نظر گرفته میشوند به

میررسی آنها میپردازیم.

۱-۱- پوششهای نفوذی

در این نوع پوششها هدف از غنی ساختن سطح فلز پایه از عناصری است که

در تراش پوششها که محاطا بر روی آن ایجاد نمایند. این عناصر توسط پروتد نفوذیون

به لایه های سطحی الکتردهای افزوده میشوند و عمدتاً عبارتند از اکوسینیم (Al)، کروم (Cr)

و سیلیسیم (Si) که یا بطور مجزا یا ترکیب از آنها کاربرد دارند. همچنین عناصر دیگری از قبیل

تانالتیم (Ta)، پلاتین (Pt) و ... برای اصلاح و یا بهبود خواص این پوششها به

آنها اضافه میشود. در اینجا پوششهای نفوذی اکوسینیم، کروم و سیلیسیم را به ترتیب پوششهای

Pt, Ta
 به منظور بهبود خواص و اصلاح پوششها

این عناصر در دمای بالا و در حضور اکسیژن در زیر لایه های محافظ و حسیب قرار می گیرند

اکسیدهای آلومینا، کرومیت و سیلیکا می توانند

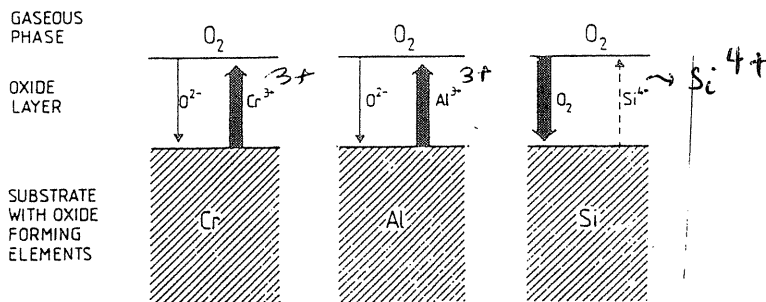
این عناصر در دماهای بالا و در حضور اکسیژن قرار می گیرند و لایه های محافظ و حسیب

اکسیدهای $(SiO_2, Al_2O_3, Cr_2O_3)$ تشکیل می دهند و سطح آنها را از محیط حفظ

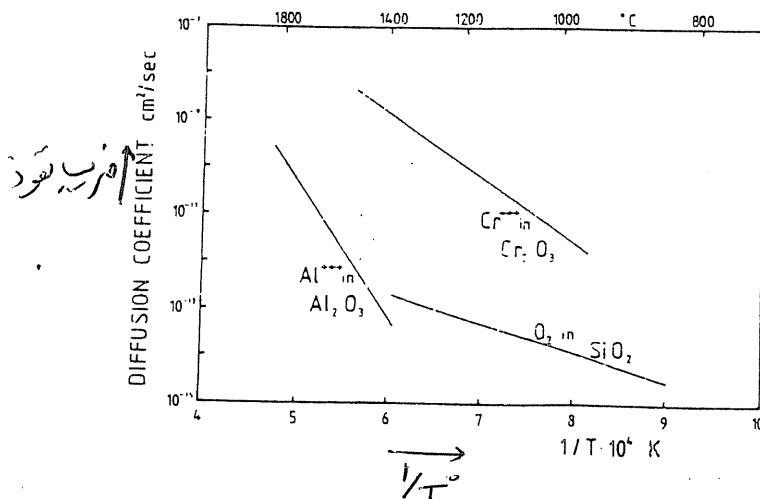
می نمایند. در بین این اکسیدها Al_2O_3 و SiO_2 نسبت به Cr_2O_3 پایدارتر بوده و

شدت بیشتری دارند. همچنین Al_2O_3 و Cr_2O_3 با نفوذ Al^{3+} و Cr^{3+} به سمت خارج و SiO_2

با نفوذ اکسیژن به داخل رسته می نمایند (شکل ۱-۱ و ۱-۲).



شکل ۱-۱- مکانیزم انتقال در لایه های اکسید SiO_2 ، Al_2O_3 و Cr_2O_3 (ارجع ۱۳)



اینها با کاهش دما ضریب نفوذ کاهش می یابد

شکل ۱-۲- ضریب دیفوزیون جزئیات رسته های SiO_2 ، Al_2O_3 و Cr_2O_3 در دماهای مختلف (ارجع ۱۳)

۱-۱-۱ پوششهای آکومیندی

پوششهای آکومیندی به دلیل ساخت بسیار خوب در برابر اسید اسون در

تقای با پوششهای کرومیدی و سلییدی، محبتهار بیشتری مورد مصرف قرار می گیرند. پوششهای

کرومیدی در دماهای بالاتر از ۸۵°C باید از بنوده و این عدم پایداری در محیطهای گرم است

حرکت گازهای اسید تنده بالا باشد. دماهای پایین تر نیز منتقل می شود. پوششهای سلییدی

نیز گازها با نفوذ و پاشیدن شکل می دهند که کاربرد آنها در دماهای بالاتر از ۹۵°C محدود

می باشد و همچنین به دلیل عمر زیاد نفوذ از آنها در سوپراکاتورها، خنک کننده ها و مبرد ها (۱۱، ۱۲)

پوششهای اصلاح شده آکومیندی که با افزودن عناصری از قبیل Cr ، Si ، Al ،

و ... به پوششهای آکومیندی ساخته ایم می شوند و ساخت به خوردگی داغ بالایی نیز برخوردار

می باشند و به همین دلیل از پوششهای آکومیندی [در محیطی که هم خوردگی داغ

عوامل مخرب می باشند استفاده می گردد] با توجه به مزایای پوششهای آکومیندی در برابر سایر

پوششهای نفوذی و از این پوشش در صنایع هواپیما و مخصوص برای یوهای توربین ها که هوای

گرم هم اسید اسون عامل اصلی خوردگی است در دماهای بالا می باشد (مخصوص در هنگام سانوره های شدید)

بسیار قابل ملاحظه است استفاده می گردد (۱۰ و ۱۱)

پوششهای آکومیندی بر حسب الیوتی AL و او را می توان به دو دسته زیر تقسیم نمود:

۱- پوششهای نفوذی خارجی (outward diffusion coatings)

۲- پوششهای با اکتیویتی پایین (Low activity coating)

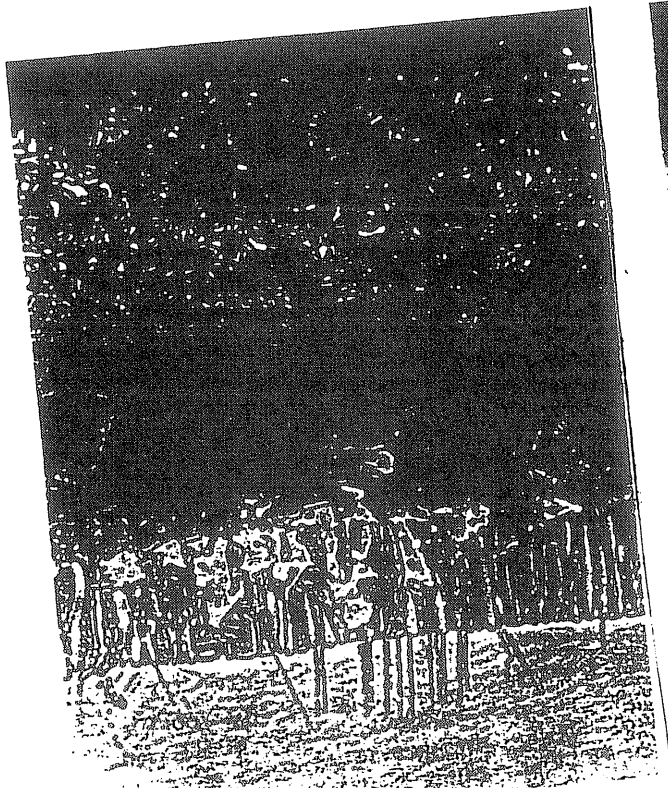
(۱۰ و ۱۱)

پوششهای نفوذی داخلی

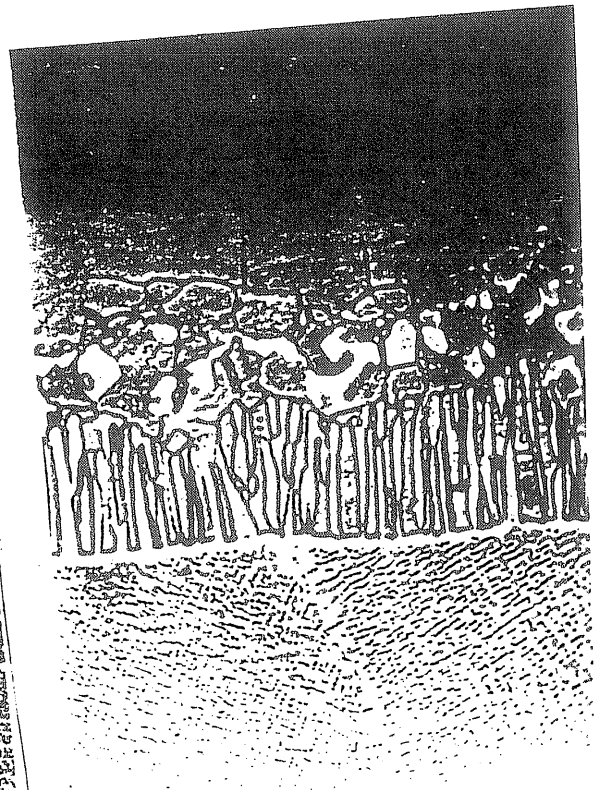
پوششهای با اکتیویتی بالا (۱۲)

۲- پوششهای نفوذی داخلی (Inward diffusion coatings) الکترونی با (High activity Coating)

المنه پوششهای آلومینیومی اصلاح شده را نیز می توان دسته سوم این نوع پوششها را
این پوششها ساختار و خواص مختلف دارند که در بخشی بعدی به آنها اشاره خواهیم کرد
در شکل ۱-۳ ساختار پوششهای آلومینیومی خارجی و داخلی را مشاهده می کنید.



(الف) داخلی (الکترونی با)



(ب) خارجی (الکترونی با)

شکل ۱-۳ ساختار سگرتون انواع پوششهای آلومینیومی برای سوراخهای پائین
الف) نوع نفوذی داخلی (ب) نوع نفوذی خارجی (مرحله ۱۴)

۱-۱-۱- پوشش نفوذی خارجی

شکل
ابتدا $\beta - NiAl$
شکل
پس از نفوذ

در برده آلومینیزاسیون با التیونیم یا نیکل، غلظت Al چنان است که از فاز $\beta - NiAl$ خارج

(بر روی سوپر آلیاژها یا نیکل) تشکیل می‌دهد و در سطح آن با نفوذ Ni به سمت خارج می‌رود

می‌پذیرد (نفوذ سریعتر Ni در فاز $NiAl$ توسط مطالعات Janssen, Rieck بر آن

مستند است). شکل نفوذ (در سطح پوشش با آلومینیم و نیکل) $NiAl$ را تشکیل می‌دهد (۱۴)

با توجه به شکل ۴-۵-۱ که ساختار میکروسکوپی این نوع پوشش را نشان می‌دهد

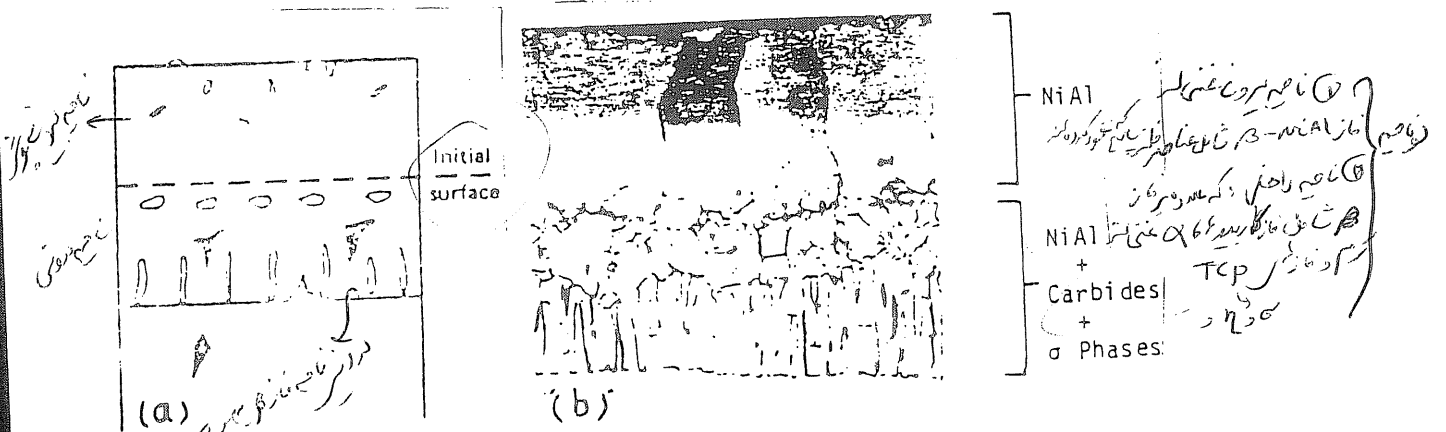
می‌توان دید که این پوشش دارای دو ناصیه می‌باشد. ناصیه بیرونی غنی از فاز $\beta - NiAl$ بوده

که ممکن است عناصر فلزی نیز در آن نفوذ کرده باشند و ناصیه داخلی (Interdiffusion zone)

ناصیه است که علاوه بر فاز β در آن فازهای دیگری از قبیل کاربیدها، ϵ (فاز غنی از Cr) و

فازهای γ TCP (مانند فازهای γ و η) می‌باشد. در این ناصیه فاز β هم بصورت منقطع و

topologically closed packed



شکل ۴-۱-۱ (۱۵) ساختار میکروسکوپی (ب) ساختار میکروسکوپی پوشش آلومینیزاسیون با التیونیم یا نیکل (راجع ۱۵ و ۱۸)

* Topologically close-packed

(۱۵ و ۱۱)

مانند رانه ها هم محور و هم بصورت لایه ها بارش نه به داخل فلز یا به نفوذ رانه ها و هم دراز

در حقیقت ناصه بیرون با نفوذ Ni سمت خارج و Al سمت داخل تشکیل می دهد به دلیل

شرایط پوشش دهی (رمانا و تئوری Al) فاز β -NiAl بوجود می آید اما چون Ni نفوذ می کند

از میان فاز β انجام می دهد لذا از منته آلیاژ یا به از آن کلیه شده و لذا استحاله تبدیل

(۸/۸) β بوجود می پیوندد و ناصه داخل به بین صورت بوجود می آید. هاتلونه نه از شکل

۱-۴-a ریه می شود سطح اولیه فلز یا به در میان پوشش قرار خواهد گرفت که همان فصل مشترک

و ناصه بیرونی و درونی پوشش می باشد. بصورت دیگر ناصه بیرونی روی سطح اولیه فلز یا به

و ناصه داخلی در زیر آن تشکیل می دهند البته گاهی به دلیل انحراف از عمود استانه از پوشش در آن اجزای ناصه (۱۷)

در صورت عناصر آلیاژی فلز یا به می توان گفت که کاهش مقدار (برج) در آن باعث اختلال فاز

β در زمینه مکرر در صورتیکه عناصر دیگر از (مانند W, Mo, Ta و...) بسبب ایجاد لایه

NiAl و کاهش نفوذ بین پوشش و زمینه می رود (۱۹) کاهش کرنش به امتداد فاز β عناصر دیگر از (ایجاد لایه NiAl و کاهش نفوذ بین

در شرف منته

برای آنکه بهی که مقدار کاهش آلیاژ به لایه در سطح است

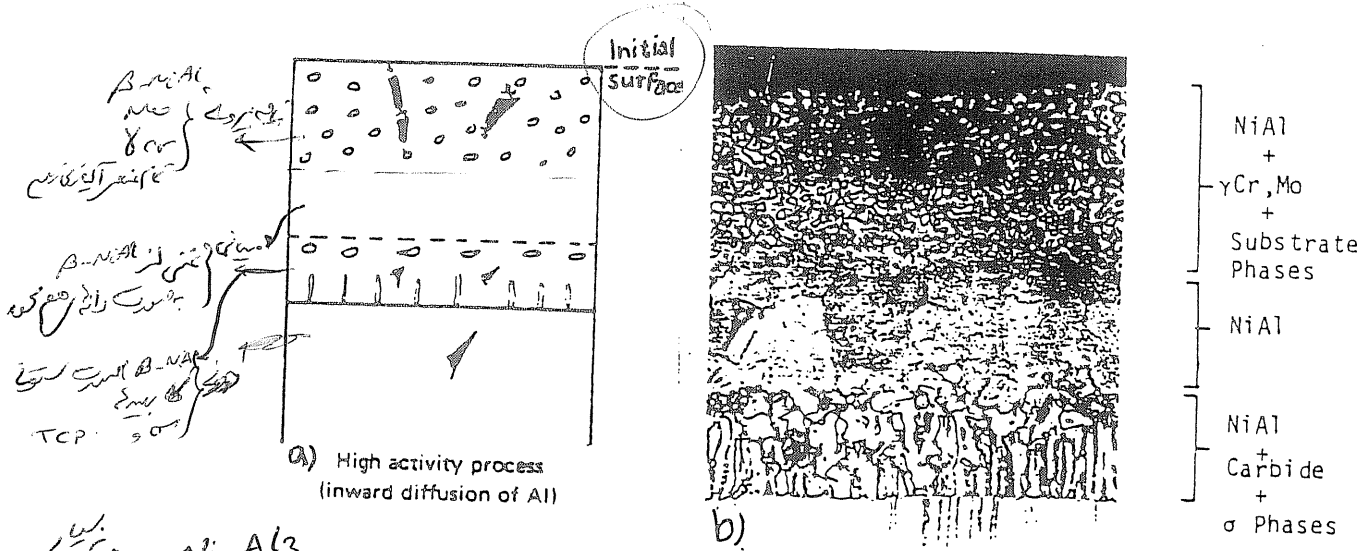
۲-۱-۱-۱ پوشش نفوذی داخلی به نفوذ آلیاژی به لفل قشر می شود

در شکل ۵-۱ می توان گفت که پوشش نفوذی داخلی را شاهد نفوذ در فرآیندی

که منظور ایجاد آلیاژ پوشش با درون میزان آلیاژی است و یا مقدار فعال کننده (activator)

(-a for) با لایه و در نتیجه نفوذ آلیاژی به سمت داخل تشدید می گردد. علاوه بر آن به دلیل اینکه

میزان آلیاژی نفوذی بالا می باشد لذا فاز β -NiAl در سطح تشکیل می شود که نفوذ Al از میان آن



شکل ۵-۱-۱ (۱۴) ساختارهای تکی و با ساختارهای پوشش آلوده، آلوده با (۱۵، ۱۸) نیز سرعته از نفوذ Ni صورت می گیرد. بدلیل تردس زیاد و نقطه ذوب نسبتاً پایین فاز Ni_2Al_3 ، پس از عمل پوشش دهی با یک عملیات حرارتی مناسب (عملیات آنیل (نیوزیونی) این فاز را به فاز $\beta-NiAl$ تبدیل می نماید. ساختار این پوششها از سه ناحیه تشکیل یافته است [در ناحیه بیرونی فازهای $\beta-NiAl$ ، γ ، Cr ، Mo و فازها دیگری که در زمینه هستند، وجود دارند و به عبارت دیگر تمام عناصر آلیاژی زمینه در این ناحیه با بصورت محلول جامد، با بصورت فازها، آلوده موجود در زمینه آلیاژی و با بصورت فازها رسوبات جدید حضور دارند]. (ناحیه میانی نیز غنی از $\beta-NiAl$ بوده و بصورت دانها هم گنجانده شده است). (ناحیه زیرین در این نوع پوششها تشکیل فازهای $\beta-NiAl$ (بصورت سترلی)، کاربیدها و فازهای TCP می باشد. (۱۵، ۱۸، ۱۹) با توجه به خواص و ساختار پوشش و همچنین تأثیر آلوده پوشش دهی بر روی خواص سوپرآلیاژها، توصیه شده است که پوشش نیوزیونی را خالص برای آلیاژها که تحت حرارت آنها نسبت به عملیات حرارتی خاص است مناسبتر میباشد. (۱۸)

۱-۱-۱-۳ پوششهای اصلاح شده آلومینیدی
 { ۱- لایه‌های چندین پوشش: زمینه ۲- لایه‌های پودر ۳- تریچ فیلد پودر }
 Ta و Pt و Cr

منظور اصلاح و بهبود خواص پوششهای آلومینیدی، اغلب از فرایندهای

استفاده می‌شود. عناصری از قبیل Cr، Pt، Ta و ... نیز به درون پوشش نفوذ داده-

شوند تا ساختار پوشش و در نتیجه خواص آن بنحوی مطلوبی تغییر نماید. بالا بردن ^(۱) مقادیر

خوردگی راغ، افزایش چسبندگی پوشش به زمینه و تسهیل در تکمیل ^(۲) نفوذی

(diffusion barrier) از مهمترین اهداف اصلاح پوششهای آلومینیدی است. ^(۱۸ و ۱۹)

که در بخشهای بعدی که به خواص پوششها اشاره شده، به این موارد بیشتر خواهیم پرداخت. جدول

تعداد ۱-۱-۱. تعدادی از پوششهای اصلاح شده آلومینیدی، معرفی می‌شود.

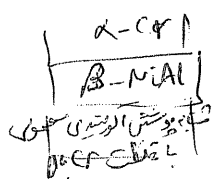
جدول ۱-۱-۱. تعدادی از پوششهای اصلاح شده آلومینیدی

نام پوشش	نوع پوشش	فرآیند پوشش دهی	رج
LDC2	Pt-Al	آبکاری الکتریکی پلاتین + آلومینازیت *	۱۶
LDC-2 B	Pt-Cr-Al	آبکاری الکتریکی Pt + کروم آلومینازیت *	۱۶
RT 22	Pt-Al	آبکاری الکتریکی Pt + آلومینازیت *	۱۶
HI 15	Cr-Al	کروم آلومینازیت * (توسط جریان)	۱۶، ۲۰
Elcoat 37	Cr-Al	کروم آلومینازیت + آلومینازیت *	۱۶ و ۸
Tan Cr Al	Ta-Al	آبکاری الکتریکی Ta + آلومینازیت *	۱۶
—	Ce-Cr-Al	slurry	۲۱
—	Y-Cr-Al	slurry	۲۱

* به روش بسته بندی

افزودن (Cr) منظور بهبود مقاومت در برابر خوردگی داغ، و Pt منظور پایداری بیشتر
 ساختار و حفظ افزایش مقاومت خوردگی به پوششهای آکسیدیندگی بیشتر از سایر عناصر رایج مشابه
 عناصر رانقیم چون Pt, Ta, Ce, Y, Rh و Pa علاوه بر افزایش مقاومت
 خوردگی باعث حسندگی بهتر پوشش نیز می گردند. طبق تحقیقات انجام شده (Pt) و (Ta)
 سه اثر مهم روی پوششهای آکسیدیندگی دارند که عبارتند از: ^(۱۹, ۲۱)

- ① - افزایش نقطه ذوب ترکیبات حاصل از Al و Ni } تأثیرات Pt و Ta
 - ② - کاهش سرعت دیفوزیون عناصر از میان پوشش
 - ③ - تشکیل لایه غنی از Al در سطح یا بعد از رشد افزایش استوکیومتری Al در سطح
- در رابطه با ساختار استوکیومتری پوشش نیز با توجه به به بار آمده های پوشش دهی از جمله
 (اوش پوشش دهی) چنین دارند (اوشهای پوشش دهی در قسمتهای بعدی که توضیح داده شد) به عنوان
 مثال ساختار پوشش Cr - آکسیدیندگی بر روی سوپر آلیاژ $IN-738$ که در یک مرحله ایجاد
 شده (اوش به همراه Cr و آکسیدیندگی) شامل سه منطقه به شرح زیر میباشد. ^(۱۸)



منطقه اول لایه ای غنی از فاز $\alpha-Cr$

منطقه سیمانه فاز $\beta-NiAl$ میباشد

منطقه سوم یا منطقه نفوذی که در آن تسخیم با فلز پایه میباشد و با ساختار β پوشش
 آکسیدیندگی معمولی است به میباشد با این تفاوت که غلظت Cr در آن بالاست.

شکل ۱-۶: صخره و شکل ۱-۷: توزیع عناصر Al ، Cr ، Ni ، Fe در پویش مورد

نظرشان می‌دهند.



شکل ۱-۶: صخره و شکل ۱-۷: توزیع عناصر Al ، Cr ، Ni ، Fe در پویش مورد (رسم ۸)



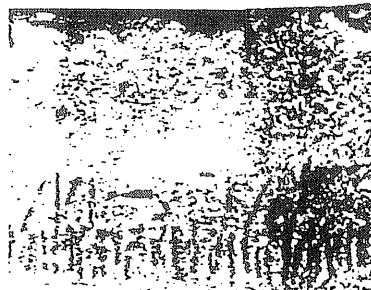
Sec. EB



$K\alpha Al$



$K\alpha Ni$



$K\alpha Cr$

شکل ۱-۷: نحوه توزیع عناصر Al ، Ni ، Cr در پویش گرم-اکسید (رسم ۸)

۱-۱-۲ پوششهای درمیدی، مقاومت خوردگی داغ

پوششهای غنی از منگنیز اغلب برای افزایش مقاومت خوردگی داغ اجزاء توربین

های گازی مخصوص از نوع دریاچه و صخره (از منگنیز) بکار برده می شوند. (۷، ۲۳)

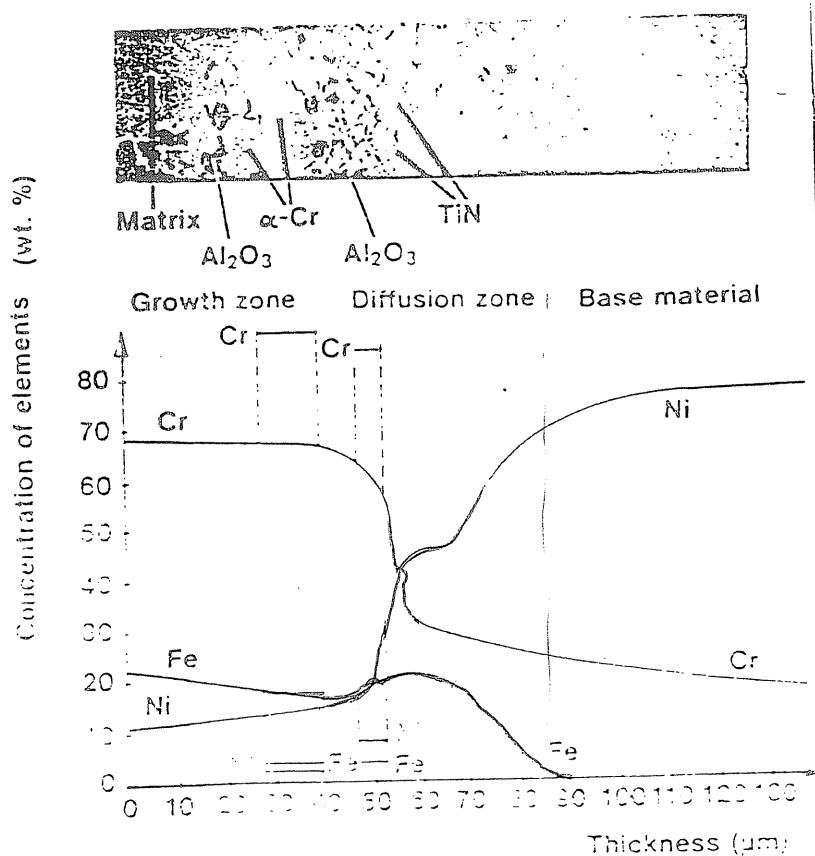
شکل ۱-۸ نمونه ای از یک خنک کننده پوشش نفوذی گرم یا همان پوشش درمیدی را

همراه با توزیع عناصر Fe ، Cr ، Ni نشان می دهد. عناصر Fe و Cr از پودر استفاده شده

حبه ای پوشش و Ni اگر فلز پایه ناشی می گردند. همانگونه که مشاهده می شود پوشش دارای

لایه های α و β و همچنین یک ناحیه خارجی (آستر) است که در آن یک لایه نازک

پوشش درمیدی همراه با توزیع عناصر Cr ، Fe و Ni در تصویر



شکل ۱-۸ - پوشش نفوذی گرم بر روی Nimonic 80 بعد از عملیات حرارتی (درج ۲۳)

نمونه ۱۰۰ گرمی
 ۱۰۰ گرمی
 ۱۰۰ گرمی
 ۱۰۰ گرمی

نقطه ذوب
 ۱۰۰ گرمی
 ۱۰۰ گرمی
 ۱۰۰ گرمی

با ترکیب ۷۰٪ Cr، ۲۰٪ Fe، ۱۰٪ Ni و مقدار کمی از عناصر فلزی (مانند C،

Mo و W که به سمت بیرون نفوذ کرده اند) و فازهای سوزنی شکل Cr-Fe با ترکیب

۵۰٪ Ni، ۵۰٪ Fe، ۹۰٪ Cr می باشد که این فاز با زیرین با لایه قابل تشخیص می باشد.

همچنین ذرات Al_2O_3 که در پروسه پوشش دهی بعنوان پوشش کار می رود در این ناحیه دیده

می شود. ناحیه دیفوزیونی با کاهش غلظت Cr به سمت فلز پایه مشخص می گردد و شامل

فاز لاغنی از آهن نیز می باشد که پس از آن غلظت آهن به سمت داخل فلز پایه تا میزاند

آن در آلیاژها می باشد. در ناحیه نزدیک به سطح فلز پایه بجز کاربید کرم می توان

Al_2O_3 و ذرات کاربونیترید نیترید می بینیم ترش شده نمود که این ذرات ناشی از اکسیداسیون

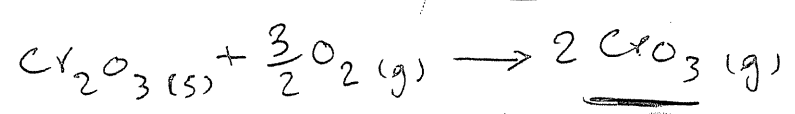
و نیتریداسیون انتخابی فاز $Ni_3(Al, Ti)$ و کاربیدها می شود در آلیاژ می باشد که

در طول پروسه پوشش دهی ایجاد می شود. $Ni_3(Al, Ti)$

پوششهای کرومیدی نیز مانند سایر پوششها با تشکیل آلیه محافظ سطح قطعه را محافظت

می کنند که پوسته Cr_2O_3 در این پوششها این عمل را انجام می دهند. اما پس از عبور از محدوده تنگی

که این پوسته ایجاد می نماید به تدریج آن در حدود $800^\circ C$ و بالاتر از آن می پاشد که به صورت زیر می باشد:



این واکنش با افزایش فشار و غلظت آلیه (کارها عبوری) در روی پوسته در دهانه های بیشتر

تیزاج خواهد داد (۱۲ و ۷)

تأثیر حالات پختن بر یک بین فلزی و برین تو ذمه (نیت است)

در تقایب (C) با Al و Si گفته شد که این عنصر حالات پختن در فلزات نیل و ب (ک)

و آهن داشته اما تا قبل از آن به تئیس ترکیبات بین فلزی با این فلزات دارد. همچنین سر تقویت

(C) نسبت به Al و Si در فلزات نیل و ب (ک) و آهن کمتر باشد و این امر می تواند از آن جهت

که پوشش باعث ایجاد تغییرات اختاری در فلزات نخواهد شد و نسبت خوب برود. در مورد

این گونه پوشش نیز افزودن عناصری از قبیل Si و P می تواند باعث بهبود خواص

آن گردد بطوریکه Si باعث افزایش چسبندگی و P می تواند باعث افزایش مقاومت

اکسیداسیون و خوردگی داغ و پایه ای برتری ساخت پوشش گردد. (۲۴)

۷۷ * لوانس چسبندگی
در یک به یک است با اکسیداسیون
و افزایش دما

کتاب از اکسیداسیون و خوردگی

(مکانیسم در ۱۸-۱۷)

فولر مکانیک ضعیف در برابر تخریب است

۱-۱-۲ پوششهای گالوانیزه

پوششهای گالوانیزه برای محافظت از اکسیداسیون و خوردگی در محدوده دمای

$1000^{\circ}C - 800^{\circ}C$ کاربرد می شوند و به دلیل خواص مکانیکی نسبتاً ضعیفی که دارند کمتر برای سازه های

در درجه اول انتخاب قرار دارند. مورد استفاده قرار گرفته اند و بیشتر برای فلزات دیرپا از نوع Fe (۲۵)

تیمال و دمای

این پوشش نیز اغلب از روشهای ترسیمی (مانند روش سبب بندی CrD و

روش دهی از حمام مذاب) ایجاد می گردند و معمولاً دمای پوشش دهی $1050^{\circ}C - 1150^{\circ}C$ می باشد.

واضح است که پارامترهای مربوط به خوردگی می توانند در سبب و انتخاب روش ساخت و روش

پوشش موثر باشند. پس از بهترین عوامل موثر بر پوشش دهی فلزات می باشد که می تواند در

تأثیر فلز پایه

والشبهه منظره و انتشارات بتاریکی با پوشش (تغییر عناصر پایه در پوشش در بدنه) و ساختار پوشش مورد نیاز
باست. بعنوان مثال اگر نیتیل خالص را سیلیکون نازک کنیم پوشش حاصل دارای فازهای Ni_3Si و $NiSi$ خواهد بود. در حالی که پوشش سیلیسی روی $IN-738LC$ دارای فازهای Ni_3Si و $NiSi$ است.
(۱۹ و ۲۵)

استفاده از فلز پایه برای اصلاح پوششهای سیلیسی از عناصر Al ، Cr ، Ta استفاده می شود که
بهبود خواص مکانیکی و سطح استفاده این پوشش در دماهای بالاتر می رود. یکی از روشهای

افزودن این عناصر به پوشش ایمپلانت لایه نازک از آنها روی فلز پایه توسط پلاسما آیرید یا
لایته یون (Ion Plating) میباشد که پس از آن نیت سیلیکون نازک قرار می گیرند.

التهکات برای بهبود چسبندگی پوشش، از لایه های $Ni-Al$ یا $Ni-Cr$ که توسط پلاسما آیرید
اعمال می گردد، استفاده می شود. (۱۳ و ۲۵)

☆ در ارتباط با ساختار پوششهای سیلیسی گفته شد، که وقتی Si روی نیتیل نفوذ داده

می شود لایه خارجی از Ni_3Si و لایه داخلی از $\beta-Ni_3Si$ تشکیل می رود. همچنین پوشش

دارای حفره های درجا است که اندازه و تعداد آنها به دما و زمان پوشش دهی بستگی دارد. در طول

محیط آکسیداسیون نیز فاز Ni_5Si_2 به فاز Ni_3Si تبدیل می گردد. اما ساختار پوشش

روی سوراخ های نیتیل به دلیل وجود عناصر Al و Cr مستعد به خوردگی نیست و پوشش

سیلیسی روی $IN-738LC$ شامل لایه خارجی $NiSi$ و لایه داخلی Ni_3Si می باشد که

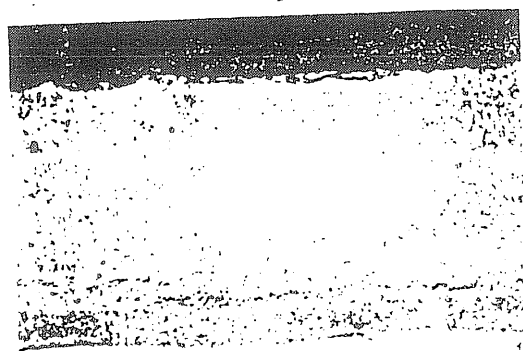
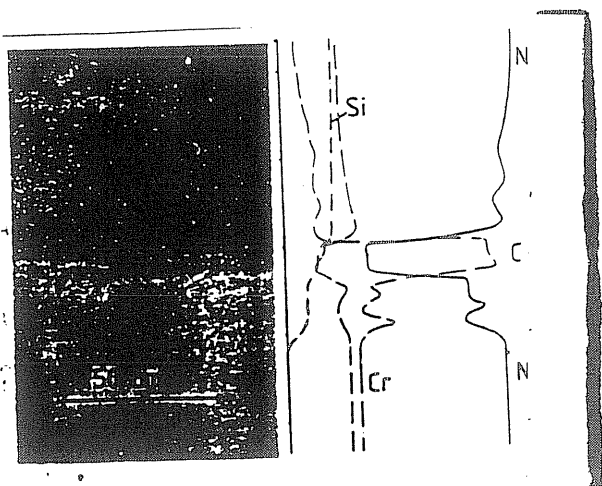
نمونه ای از آن که در تصویر نشان داده شده است
است مقدار حفره ها کمتر است

$NiSi$ در دمای $992^{\circ}C$ و Ni_3Si_2 در دمای $1148^{\circ}C$ (همراه با استیل) در Si با استحاله پیریتیک

نی نمونه نه احتمالاً به همین دلیل این پوشش خاصه حفرومی باشد. پوشش روی (Ti/Si)

روی آلیاژ $IN-738LC$ نیز ساختاری مخلوط از فازهای $G(Ni_{16}Ti_6Si_7)$ و $G-Ti_3$

$E(NiTiSi)$ و $(Ni_{49}Ti_{14}Si_{37})$ دارد. تصاویر زیر نمونه هایی از این نوع پوشش می باشد.



تصویر ۱-۱۰ میکروساختار پوشش Ni/Si بر روی Nimonic 90 که بر روی CVD اعمال شده است (رجع ۱۱۳)

تصویر ۱-۹ میکروساختار پوشش سیلیسیدی با نام تجاری (Eleat 360) (رجع ۸)

از خواص فرسایش و انعطاف پذیری آلیاژ پایه اهمیت زیادی داشته باشند. با توجه به

زیاد بودن درشت تاپروس پوشش (همی روی آنها تأثیر منفی نداشته باشد) و سختی سیم بندی

در زیربنا طولانی و در درها با آلایا همراه باشد در درن آهسته قطع پوشش داده شدن با آلایا

اختاری با رسوبات درشت در آلیاژ پایه شده و همچنین شکست از زیربنا ها پس میدهد همیشه فلز است

کاربردهای MC در فرغز آهسته شوند لذا بسیار توجه را تاپروس پوشش همی مطابق با بروک عمل

حرارتی فلز پایه باشد (۲۵)

درشت تاپروس
سختی
تپروس
تپروس
تپروس

روش سردگش {
 (سری درخت)
 EP-PVD

۱-۲ پوششهای سردگش

پوششهای سردگش از نوع فلزی و یا بعبادت هترآکسیدی را بصورت $MCrAlY$ در من فایند که در آن M یکی از عناصر Fe, Co, Ni و یا ترکیبی از آنهاست درجه اول ۱-۲ نام (که) در ترکیب شیمیایی بعضی از این نوع پوششها را شده من فایند. در رابطه این پوششها با ترکیب $FeCrAlY$ بوجود آمده و بجهت به دلیل پایداری بیشتر $CoAl$ و $NiAl$ نسبت به ترکیبات $FeAl$ پوششهای $NiCrAlY, CoCrAlY$ و $NiCoCrAlY$ گسترش یافته (۱۸).

جدول ۱-۲ - ترکیب و نام تعدادی از پوششهای سردگش ($MCrAlY$) (رجع ۶)

Designation ^a	Ni	Co	Fe	Cr	Al	Y	Other
LCO 29		Bal.		18	8	0.5	
ATD 5		Bal.		18	11	0.3	
LCO 5		Bal.		19	10	0.5	
ATD 2		Bal.		23	12	0.3	
LCO 7		Bal.		23	13	0.6	
ATD 14		Bal.		30	5	0.5	
Amdry 961	Bal.			17	6	0.5	
Amdry 962	Bal.			22	10	1.	
ATD 16	Bal.			25	12	0.3	
Amdry 963	Bal.			25	5	0.4	
ATD 1	Bal.			38	11	0.3	
ATD 7	Bal.	22		18	12	0.3	
ATD 9	Bal.	20		42	5	0.3	
LN 21	Bal.	22		21	7.5	0.5	
Amdry 997	Bal.	23		20	8.5	0.6	4 Ta
LN 34	Bal.	0.5		20	11	0.5	0.5 Mo
LCO 22	32	Bal.		21	7.5	0.5	
Amdry 995	32	Bal.		21	8	0.5	
LCO 37	23	Bal.		30	3	0.5	
Amdry 996	10	Bal.		25	7	0.6	5 Ta
Amdry 970			Bal.	24	8	0.4	
ATD 8			Bal.	24	11	0.6	

^aATD = coatings produced by EB-PVD, Airco Temescal; LN and LCO = coatings produced by argon-shield plasma spraying; Union Carbide; Amdry = powders available for LPPS, Alloy Metals.

در این نوع پوششها گاهی بی La (آنتیمون) عناصر دیگری از قبیل Mo, Hf, Ta, Pt

است. همچنین نیز استفاده می شود که هدف اصلی بهبود چسبندگی و کاهش ریزش است.

اگه سون و خوردن داغ نیاست

حجت ایجاد اینگونه پوشش، مواد از قبل آلوده (Preallloyed) را نه دارای ترکیب

مطلوب میباشد، توسط روش مناسب بر روی سطح فلز یا رسوب میدهند و فقط برای

بالا بردن چسبندگی تا حد لازم عمدتاً نفوذدهی را اجراء نمائند. بدین خاطر ترکیب

سیمای ساخته فلز یا آلیاژی بر ترکیب سیمای ساخته اولیه پیشین ندارد (در حالیکه در

سر پوششهای نفوذی ترکیب سیمای ساخته فلز یا آلیاژی از بهترین عوامل سوختن ترکیب

ساخته پوشش میباشد. به دلیل امکان تغییر ترکیب سیمای این پوششها در محدوده نسبتاً

نمونه ای از پوشش

زیعی، طراحان ترکیب ساخته پوشش حجت دستیاب خواهند نمود نیاز در حد ایستقم

بی تواند صورت گیرد. از بهترین عوامل سوختن بر روی ساخته پوشش ترکیب سیمای و

تأثیر ترکیب (در پوشش)

روش ایجاد آن میباشد. بعنوان مثال این پوشش شامل یک فاز نوآکومینیدی

صورت MAI (برای پوششهای $NiCrAl$ بصورت $NiAl$ و برای پوششهای $CoCrAl$

صورت $CoAl$) در یک زمینه (معمولاً) (در پوششهای $CoCrAl$) و یا در یک زمینه ای مخلوط

از Al و Cr (در پوششهای $NiCrAl$) میباشد. همچنین در پوششهای ایجاد شده با روش

پلاسما (پلاسما) هوا میزان $porosity$ ذرات آلوده و ذرات پودر ذوب شده نسبت به روش پلاسما

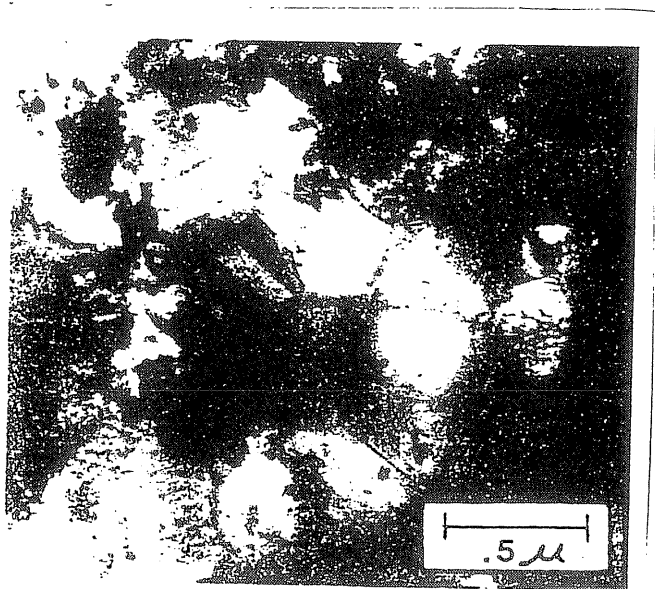
کمتر است. در خدایات رایج، بیشتر میباشد که این امر در خواص پوشش بسیار موثر بوده و میزان

(۱۰ و ۱۸)

تأثیر روش انجام پوشش را بر خواص پوشش. همچنین بیان شده است که انجام سریع در بعضی از

ساخته فلز و فلز در پوشش پودر ذوب شده

روشهای پیشرفته پلاسمایابی با استفاده از پهنای باند بسیار بزرگ در پوشش رسوب-
 داده شده (بدون عملیات حرارتی) منجر در شکل (۱۱-۱). از دیگر مشخصات فرآیند پلاسمایابی
 در خلأ است که ترکیب شیمیایی پوشش به آمو بسیار شبیه به ترکیب شیمیایی پرور
 استفاده شده میباشد بعنوان مثال عنصری مانند (Cr) که در روش EB-PVD به
 مشخص قابل کنترل است در پلاسمایابی تحت خلأ با دقت خوبی کنترل شده و وارد پوشش
 نمیشود. (۲۷) در این روش استفاده از پهنای باند (پهنای) EB-PVD رجوع است.
 در این کنترل بهتر Cr Electron Beam PVD



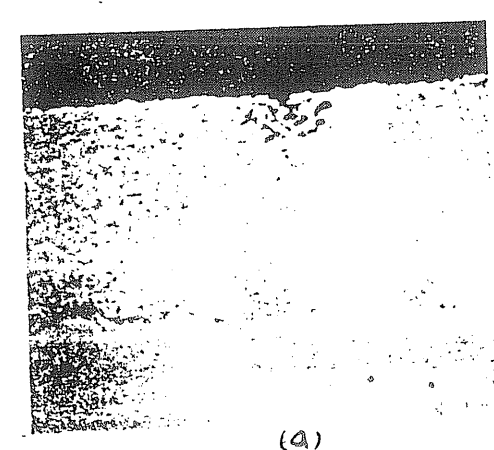
شکل ۱۱-۱- تصویر TEM از ساختار دانه‌ها که حلقه‌های انبساطی در پوشش
 Nicocxaly که به روش پلاسمایابی در خلأ انجام شده است. (مرجع ۲۷)

EB-PVD (در این روش همراه با تخلخل بین دانه‌ها)

با فشار پوشش‌دهی روش ایمن، در سطح روش EB-PVD اغلب بصورت دانه‌ها γ ، β و $\gamma_2\gamma_3$ می‌باشد.

سوزن همراه با تخلخل بین دانه‌ها (Intergranular porosity) می‌باشد. به‌دلیل

ساختار واقعی این پوشش‌ها گاهی بسیار پیچیده بوده و می‌تواند فازهای γ ، β ، $\gamma_2\gamma_3$ و M_{5Y} را علاوه بر فازهای β و γ داشته باشد. در شکل‌های ۱-۱۲، ۱-۱۳ و ۱-۱۴ نمونه‌هایی از پوشش‌های روشی دیده می‌شوند.

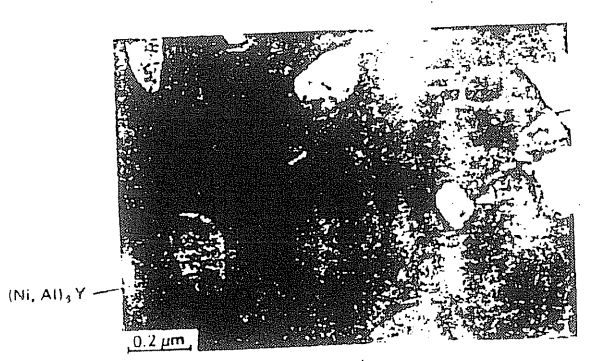


(a)



(b)

شکل ۱-۱۲ (a) تصویر SEM از پوشش پلاسمای CoNiCrAlY بعد از عملیات حرارتی (b) همان پوشش (a) که بعداً تحت آلودگی زینت قرار گرفته (مرجع ۸)



شکل ۱-۱۳ - ساختار میکروسکوپی یک پوشش PVD Ni-25Cr-7Al-2.5Y که در آن فاز γ (Ni, Al) دیده می‌شود. (مرجع ۲۶)

هائیکون نه در زرد به دلیل امکان تغییر ترکیب سیمای اینگونه پوششها در محدوده وسیعی

تغییر میزان عناصر آلی در سی موجود در آنها با توجه به تأثیر آنها بر روی خواص پوشش مورد نظر

بسیار کم بوده و قابل دستیابی نیست. میزان Al و C در اینگونه پوششها در محدوده های

متغیر تراش شده اند. بطوریکه برای آلومینیم محدوده های 15-10٪ و 20-12٪

و برای C محدوده های 15-25٪، 40-20٪ و 20٪^(۱۸) بیان شده اند. ^(۱۹) تأثیر عناصر آلی در خواص پوششها

★ تأثیر عناصر آلی در خواص این پوششها به این صورت است که افزایش Al و C با بهبود

مقاومت اکسیداسیون و خوردگی داغ خواهد شد اما تدریج پوشش را نیز افزایش میدهد. ^(۱۸) حضور

در کنار Ni در پوششهای $Ni-Cr-Al-Y$ علاوه بر افزایش مقاومت به خوردگی داغ، انعطاف

پذیری آنرا نیز افزایش میدهد و چنانچه قبلاً نیز با توجه به عناصر کمیاب از قبیل Y و Hf و عنصری

نیز Pt ، Ta و Si نیز با بهبود چسبندگی و بالا رفتن مقاومت اکسیداسیون پوشش میگردد. ^(۱۱)

ضخامت پوششها (اعم از دیفوزیونی و روستی). معمولاً بین ۵۰-۱۵۰ میکرون میباشد که در حدود

۳۰۵-۶۴ میکرون نیز بکار برده شده اند که بستگی به نوع کاربرد دارد. نکته مهم در رابطه با ضخامت

پوشش اینست که پوششهای ضخیمتر مقاومت خوردگی و اکسیداسیون را افزایش میدهد ولی مقاومت در برابر

شوکیهای حرارتی را تضعیف می نماید. ^(۱۰)

در قسمتهای جبهه به روستهای پوشش هم و مزایا و معایب این روستها و همچنین به خواص مختلف

اینگونه پوششها پرداخته خواهد شد.

۵۰-۱۶۰ میکرون

ضخامت پوششها اعم از دیفوزیونی و روستی ← ۳۰۵-۶۴ میکرون

۱-۳- پوششهای سرامیکی یا سرامیک - پوششهای آلی سیلیکونی یا پلیمری MCrAlY

پوششهای سرامیکی (TBCs) ^{Thermal barrier coating} معمولاً شامل یک لایه آلی سیلیکونی هستند که معمولاً

توسط پلاسمای سیلیکون روی یک لایه باندی از نوع اکسید MCrAlY (که از قبل بر روی سطح فلز

پایه ایجاد کرده) رسوب داده میشوند. ضخامت این لایه آلی سیلیکونی در اجزاء توربین ها حدود ^{300 میکرون}

^{۲۰۰ میکرون} و در اجزاء موتورهای آیرازی در حدود ۲۰۰ میکرون میباشد. از دلایل عمده استفاده از این

نوع پوشش بر روی سوپرآلیاژها میتوان به موارد زیر اشاره نمود:

① - افزایش دمای کارکردی به توربین

② - نیاز به جریان ضد نشئه کمتر در داخل قطعه

③ - کاهش انتقال حرارت در سطح فلز

④ - توزیع متفاوت دما روی قطعه (کاهش اختلاف دما بین مقاطع ضخیم و نازک)

که در نتیجه این عوامل رانده مان سیستم و عمر قطعات افزایش یافته، طراحی ساده تر می شود و

در نهایت فرایس اقتصادی نسبتاً خوبی حاصل میشوند. (۲، ۸)

با توجه به مواردی که از این پوشش انتقالی در رانده پوششهای سرامیکی باید هدایت

حرارتی بسیار کم باشد، لذا ضرایب انتقال حرارتی و مقاومت حرارتی خوب، انتقال

حرارتی به زمینه و قیمت مناسب داشته باشند. یکی از عمده ترین مسائل که در رابطه با این

پوشش مطرح میباشد بالا بردن مقاومت آنها در برابر شوکهای حرارتی است. علت ضعف

آنها نیز به تفاوت نسبتاً زیاد ضرایب انبساط حرارتی و پوشش مربوط می شود که این موضوع باعث ایجاد تنشهای در فصل مشترک پوشش / آلیاژ می گردد. منظور کنترل کیفیت این پوشش بایه (میزان و توزیع تخلخل) پلترهای موم و آنتهای باقی مانده در پوشش و همچنین (ترکیب شیمیایی و اندازه دانسه های پودرها مومین) با رقت کنترل نمونه (۹۰۳۹)

تنشهای حرارتی که در پوششهای سرامیکی ایجاد می شوند و می توان از رابطه زیر به

آورد:

$$\sigma_{\alpha} = \frac{E_c (\alpha_m - \alpha_c) (T_o - T_a)}{1 - \mu_c} \rightarrow \sigma = E \epsilon$$

در این رابطه:

فرماندها در σ تنش حرارتی باشد

در α ضریب انبساط حرارتی

در $T_o - T_a$ دما

در E مدول الاستیک

در μ ضریب پواسون

پوشش حرارتی بوجود آمده در پوشش

E_c = مدول الاستیک لایه سرامیکی ایجاد شده از طریق پلاسمای پیر (2.1×10^4 MPa در 1100°C)

α_m = ضریب انبساط حرارتی سوراخ کپار (تقریباً 18.5×10^{-6})

α_c = ضریب انبساط حرارتی لایه سرامیکی (برای ZrO_2 در $25-1100^\circ\text{C}$ ، 12.2×10^{-6})

μ_c = نسبت پواسون (0.25)

T_o = دمای کاری لایه سرامیکی

T_a = دمای محیط

توجه به این رابطه می توان گفت کاهش مدول الاستیک پوشش، با کاربرد ضریب انبساط

$\uparrow \alpha_c$

$\downarrow E_c$

۱. بهر آنکه ZrO_2 از (زیرکونیا)

حرارتی آن و نزدیک کردن آن به ضرب این دما و اثری سوپرکونداکتور از نقطه بین سائل در انتهای دما و سخت پوشش سرامیکی بسیار است (۳۰)۱۰

به دلیل خواص خوب زیرکونیا (ZrO_2) این ماده سرامیکی از سایر مواد سرامیکی

دیر کاربرد بیشتری یافته است این ماده هدایت حرارتی بسیار کمی داشته (بسیار کم بافتن است)

۲۵۰۰ درجه سانتیگراد دمای نقطه را ۱۰۰-۳۰۰۰ کالری می دهد، ضرب این دما و اثری آن با آن است

مقاومت به خوردگی خوب دارد و در دماهای بالا نیز می باشد، اما زیرکونیا در ۱۱۰۰-۱۰۰۰ تغییر سختی را تجربه می کند (افزایش دما)

می دهد که بسیار مغزی می باشد. این تغییر سختی در بین صورت است که از ساختار موزون می شود

بهتر از آلومینا تبدیل می گردد که افزایش حجم نسبتاً زیادی بیش از ۱۷٪ را به دنبال دارد

همچنین در ۲۳۷۰ درجه سانتیگراد تغییر ساختار داده و بصورت مکعبی در می آید (ZrO_2) را با سرامیک های دیگر

افزودن مواد مانند CaO ، MgO ، SeO ، Y_2O_3 بصورت پایه دارد در می آورند که این پایه را

به نیت با بصورت کامل (شبه مکعبی + شبه تراکونال) و با بصورت ناقص (شبه تراکونال)

شبه موزون می شود (انجام می گیرد) در حالت مایع در دماهای از ترک خوردن پوشش جلوگیری بعمل

می آید (۱۹، ۳۱)

چنانکه گفته شد پوشش های سرامیکی معمولاً خواه یا بیک لایه باندی از پوشش های $MCrAlY$

می باشد که در این امر هزینه های مقاومت خوردگی پوشش را بهبود می بخشد. اما به دلیل تفاوت

در ضرب این دما و اثری این دو لایه نفع جدیدی از این پوشش ها بوجود می آید مانند که مثل به

graded coating

سرامیک
MCMAly

لایه بصورت زیر میباشند:

- ① لایه روی از نوع سرامیک + لایه بت از نوع کامپوزیت + لایه زیرین از نوع MCMAly
- ② که لایه میانی از مخلوط نمودن MCMAly و سرامیک تهیه می گردد تا تبدیل لایه فلزی به سرامیک اندر رخ داده و از ایجاد تنشهای بزرگ در فصل مشترک لایه روی و زیرین جلوگیری شود. به اینگونه پوششهای سرامیکی graded coatings اطلاق می شود. (۱ و ۳۲)

همودکست پوشش

☆ جهت بهبود کیفیت و افزایش عمر پوششهای سرامیکی، ایجاد تخلخل کنترل شده در فرآیند پوشش دهی و کنترل درجه حرارت قطعه در حین پوشش دادن صورت می گیرد. و در نتیجه تخلخل مناسب و مدول الاستیسیته را کاهش داده و تنشهای موضعی را کم می نماید و لذا امکان استقرار در برابر شوک حرارتی افزایش می یابد. بنابراین روش پلاسما ابری به دلیل ایجاد تخلخل در پوشش می تواند این خواسته را خود را خود در برآورد سازد. [تخلخل دهی قطعه در نوع تنشهای بر وجود آمده و باقی مانده در پوشش موثر می باشد. تنشهای ناشی از فرآیند پوشش دهی مخصوص از روش پلاسما ابری که کاربرد بیشتری برای این پوششها دارد] هم بصورت لشش و هم بصورت فشاری می باشد که بستگی به دمای فلز پایه در طول پروسه پوشش دهی دارد. اگر فلز پایه سرد نگه داشته شود تنش موجود آهسته در پوشش لشش و اگر در حین پوشش دهی دمای فلز بالا باشد (چنانچه افزایش طول بیش از افزایش طول پوشش باشد) تنش باقی مانده در پوشش فشاری خواهد بود. بدین خاطر دمای با عنوان دمای عاری از تنش بصورت زیر تعریف می گردد:

T_s

عکس استقامت از روش لایه آسپری - ای در تحلیل مناسب

$$\bar{\alpha}_{cs} (\bar{T}_s - T_a) = \bar{\alpha}_m (T_m - T_a)$$

یعنی مقدار تغییر طول در فلز پایه در اثر تنش برابر باشد

تدریج این رابطه:

$$T_s = T_a \text{ دمای عاری از تنش}$$

$$T_a = \bar{T}_a \text{ دمای محیط}$$

$$\bar{T}_m = \text{دمای فلز پایه}$$

$$T_s \propto \begin{cases} E_c & \text{مردول پوشش} \\ T_m & \text{تغییر فلز پایه} \end{cases}$$

$$\bar{\alpha}_c = \text{ضریب انبساط حرارتی پوشش}$$

$$\bar{\alpha}_m = \text{ضریب انبساط حرارتی فلز پایه}$$

میباشند و چنانکه دیدیم مقدار T_s برای یک فلز پایه مشخص به مردول الاستیک پوشش بستگی دارد.

نسبت بین دمای فلز پایه و پوشش دارد. (۱۳)

امروزه برای بهبود و اصلاح پوششهای سرامیکی مواد زیر مورد توجه و مطالعه قرار گرفته است:

① - تأثیر پایه آرگنتهاهای مختلف

② - تأثیر تغییر میزان پایه آرگنتها

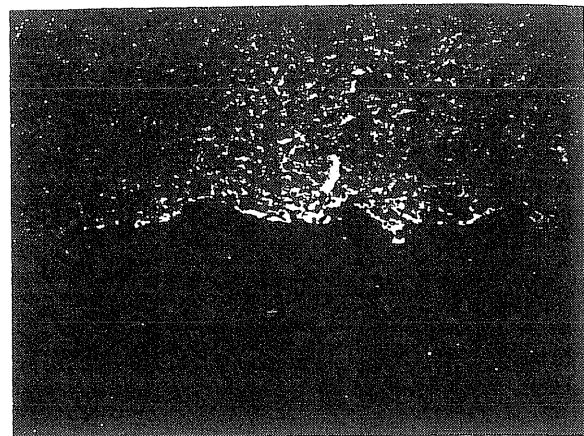
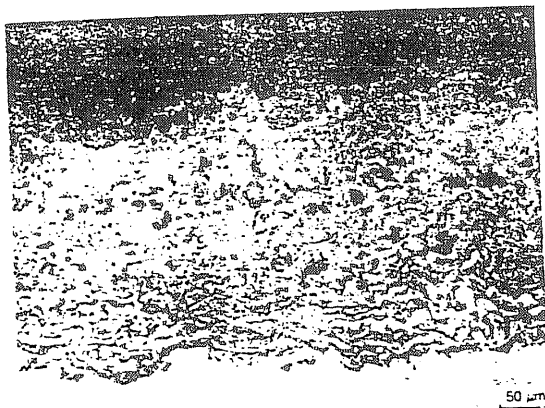
③ - اصلاح پوششهای موسوم به graded coatings

④ - اصلاح لایه باندی

مواد سرامیکی
ZrO₂
{ CaO, SiO₂ }
سیلیکات کلسیم

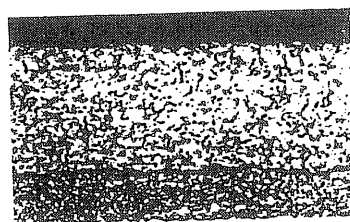
⑤ - جایگزینی مواد سرامیکی جدید از قبیل (Ca₂SiO₄) یا زیرکونیا (ZrO₂) (۳۱)

در تصاویر ۱۳-۱۴ تا ۱۶-۱ چند نمونه از پوششهای سرامیکی نشان داده شده است.



فصل ۱-۱۵ - پوشش ZrO_2 پایه، MgO همراه با لایه $CoCrAlY$ (درج ۸)

فصل ۱-۱۴ - پوشش سرامیک از نوع $ZrO_2 + MgO$ همراه با لایه $NiCrAl$ (درج ۲۹)



PARTIALLY STABILIZED ZIRCONIA

MCrAlY BOI

SUP

200 μm

فصل ۱-۱۶ - یک پوشش زیرکونیای پایه، MgO همراه با لایه $CoCrAlY$ بر روی یک سوبسترای Al_2O_3 (درج ۶)

فصل دوم
روشهای پوشش دهی

۲- روشهای پوشش دهی

روشهای متعددی برای ایجاد پوششهای مختلف بر روی سوپر آلیاژها ارائه شده اند. انتخاب یک روش پوشش دهی به فاکتورهای متعددی از قبیل نوع پوشش، خواص مورد نیاز و قیمت و سهولت آن بستگی دارد. چنانچه میدانیم یک نوع دسته بندی پوششها بر حسب روش اعمال پوشش میباشد که شامل پوششهای نفوذی و روشهای است و این موضوع میتواند اهمیت روش اعمال پوشش را تا حدودی مشخص نماید. ^{انواع پوششها} ^{نفوذی}

پوششهای نفوذی به طرق مختلف از جمله روش سبته بندی، رسوب سیمانی ^{PVD} بخار، الکترولیز، نیتراژ و ... و پوششهای روش نیتراژ بر روی سوپر آلیاژها از قبیل رسوب فیزیکی بخار، پلاسما اسپری، کاشت یون و ... اعمال می گردند که در میان هر کدام تعدادی بصورت تجاری در آمده اند و کاربرد زیادی یافته اند اما تعداد دیگری از آنها به دلایل مختلف از قبیل گران بودن، پیچیدگی بودن روش و علل دیگر منسوخ شده و یا در موارد نادری بکار گرفته می شوند.

آشنایی با روشهای اعمال پوششهای سوپر آلیاژها به دلیل تأثیر زیادی که بر روی خواص پوشش دارند بسیار مفید و لازم میباشد و در این راستا تبیین اطلاعات لازم از مراحل پوشش دهی و پارامترهای مؤثر بر آن امری اجتناب ناپذیر است. در این بخش تا آنجا که امکانپذیر بوده انواع روشهای پوشش دهی و خصوصیات آنها را مورد بررسی قرار میدهیم.

توضیح داده شده اند و مراحل، عوامل مؤثر در هوس و مزایا، معایب آنها ذکر گردیده اند.
جدول ۲-۱ - بعضی از مشخصات و روش اعمال تعدادی از پوششها را بیان نموده.

جدول ۲-۱ - بعضی از مشخصات و روش اعمال تعدادی از پوششها سرد استفاده بر روی سوپراآلیاژها (رجع ۳۳)

HIGH TEMPERATURE COATINGS					
Vendor	Constituents	Applicable Substrate	Process	Nominal Thickness (Mils)	Remarks
Chromalloy Howmet	Co, Al	Co base	Pack Cementation	1.5-3.0	For Co base vane alloys.
TRW	Ni, Al, Si	Ni base	Slurry + diffuse	1.0-3.0	Use phasing out in favor of pack processes.
Alloy Surfaces	Ni, Al, (Cr)	Co base	Pack Cementation	1.5-3.0	
Airco Temescal	Fe, Cr, Al, Y	Ni base	EBPVD ⁽¹⁾	3.0-6.0	
Cabot Alloy Surfaces Chromalloy Howmet	Cr	Ni base	Pack Cementation	0.6-1.3	Chromize for low (1500°F) hot corrosion pro- tection.
Cabot, TRW, Chromalloy, Howmet, Klock	Ni, Al	Ni base	Pack Cementation	2.0-4.0	Low temperature (1000°F) pack process plus dif- fusion heat treat.
Airco Temescal Chromalloy	Ni, Cr, Al, Y	Ni base	EBPVD ⁽¹⁾	3.0-6.0	Moderate ductility. High oxidation resistance.
Airco Temescal, Howmet, Chromalloy Union Carbide	Co, Cr, Al, Y	Ni, Co base	EBPVD Plasma Spray	3.0-6.0	Properties vary with composition.
Airco Temescal, Howmet, Union Carbide	Ni, Co, Cr, Al, Y	Ni base	EBPVD Plasma Spray	3.0-6.0	High ductility. Balance of oxi- dation & hot cor- rosion resistance.
Chromalloy, Howmet, TRW	Ni, Al Ni, Al	Ni base	Pack Cementation	2.5-4.5	High temperature (1800-1900°F) pack cementation.
Teleflex	Ni, Al	Ni base	Slurry + diffuse	---	Touchup repair coating for NiAl coatings.
Chromalloy	Ni, Al, Rh	Ni, Co base	Electroplate Rh + pack Al	2.0-4.0	Rhodium modified aluminide coating. Improved hot cor- rosion resistance.
Howmet, Chromalloy	Ni, Al, Pt	Ni, Co base	Electroplate Pt + pack Al	2.0-4.0	Platinum modified aluminide coating. Improves hot cor- rosion resistance.

(1) EBPVD - electron beam physical vapor deposition.

۲-۱- روشهای ایجاد پوششهای نفوذی

روشهای ایجاد پوششهای نفوذی بر این اساسند که با نفوذ عنصر یا عناصری به سطح فلز

یا به لایه ای غش از آن عنصر تشکیل دهند و در حقیقت لایه های سطحی فلز یا به راب

پوشش مناسب تبدیل نمایند. نفوذ این عناصر می تواند به روشهای مختلف و یا در مراحل

مختلف صورت گیرد. گاه روشهای اعمال پوششهای نفوذی را به دو دسته کلی زیر تقسیم بندی می نمایند: (۱۰)

الف - دسته اول روشهایی که ایجاب پوشش (۱) و نفوذ عناصر در آن (۲) در یک مرحله صورت می گیرد (در حقیقت گاه)

برای تکمیل فرآیند نفوذ عملیات حرارتی بعدی بر روی قطعه انجام می دهند.

ب - در دسته دوم ابتدا یک پوشش خام از مواد (عناصر) مورد نیاز از طریق روش مشخصی

البری یا محوطه در پیچیدگی قطعه ایجاد می شود و سپس عملیات کنایی جهت تکمیل پوشش و نفوذ

عناصر به داخل فلز یا به صورت جداگانه

روشهای اعمال پوششهای نفوذی عبارتند از:

① - بسته بندی (Pack Cementation)

② - رسوب شیمیایی (Chemical Vapor Deposition) یا بطور اختصار CVD

③ - سردی slurry cementation، slurry fusion، slurry

④ - (البطاری الکترودشیمیایی + بسته بندی) (Electroplating plus pack cementation)

⑤ - الکترولیز نمکهای مذاب (Metallizing، Fused salt electrolysis)

④ - روش تجزیه حرارتی سیال آلی (Thermal decomposition of a metalorganic liquid)

⑤ - متالیزه کردن پالس (Pulse metalizing)

در میان روشهای فوق روش اول (پسته بندی) بهترین مورد استفاده

را داشته و پس از آن روش دوم نیز تا حد دردی کاربرد دارد. البته گاهی

در روش CVD و Slurry راجع روشهای اعمال پوششهای رولس نیز ذکر شده است. (۳۴)

همچنین روشهای دیگری مانند غوطه بردن داغ (Hot Dipping) و اکسیداسیون سطحی (Surface oxidation)

(Alloying) نیز ذکر شده اند که اساس آنها نیز شبیه سایر روشها بوده و به عنوان در رابطه با سایر اکسیداسیونها نیز

بطور ضمنی میتوان گفت که فرآیندهای ایجاد پوششهای نفوذی بر پایه محلولات گرموشیمیایی

هستند که در آنها فلز پایه و ماده پوشش با یکدیگر واکنشهای فیزیکی-شیمیایی که عمدتاً بصورت

(دیفوزیون) هستند، انجام داده و با ایجاد لایه پوشش بر روی فلز پایه میگردند. در زیر روشهای ذکر

شده در فوق شرح میگردند.

☆ ۱-۱-۲ - روش پسته بندی (Pack Cementation)

در این روش قطعه در میان یک مخلوط پودری و در داخل یک محفظه بسته (Retort)

قرار گرفته و در یک انسترمی حفظ (معمولاً یک گاز خنثی) در دما مشخص و به مدت معینی حرارت داده میشود.

دما و زمان حرارت دهی به ویژگیهای پوشش (ضخامت آن و ترکیب ساختار پوشش و خواص مختلف

آن) که مدنظر میباشند بستگی دارند. همچنین پودر اشاره شده دارای اجزای زیر میباشد: (۲۸ تا ۸۰)

اجزای پودر

۱- پودر عنصر یا عناصر مورد نظر مانند Al ، Cr ، Si ، ... ^{ذره} ۵-۲۵٪

۲- پودر رکننده (Filler) یا خس مانند پودر Al_2O_3 که علاوه بر جلوگیری از ^{حشو یا ماده پرکننده} تخلخل پودر، ^{خلوط پودر} خلوط پودر را ^{کنترل خلوط} کنترل می‌کند.

حبیبین ذرات خلوط پودری، منظور کنترل ترکیب خلوط داخل محفظه هم به کار برده می‌شود (۷-۱۴-۵۰٪)

۳- پودر یک فعال کننده (Activator) که معمولاً ترکیبات هالیدی از قبیل NaF ،

NH_4Cl و ... ^{ذره} ۱-۵٪ می‌باشد.

در اثر حرارت دادن به مجموعه بسته بندی شده و تحت فشار پودر حاصل عنصر مورد نظر

و فعال کننده با یکدیگر واکنش کرده و یک نوع فکسل می‌دهند که این کار در سطح مقطع انجام

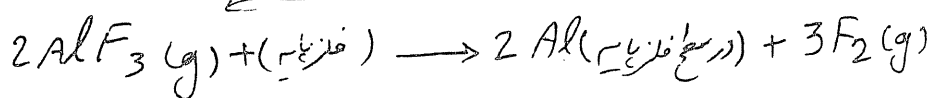
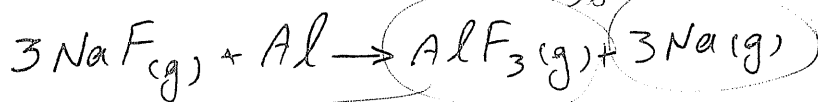
واکنش، اتمهای عنصر یا عناصر مورد نظر را به قطع وارد کرده و سطح را از آنها غنی می‌سازد. واکنشهای یاد شده

تحت تأثیر غلظت اجزای پودری، نوع و ترکیب پودر، زمان و فشار محفظه بوده و با تغییر این پارامترها

می‌توان واکنشها و سرعت آنها را کنترل نمود و در نهایت رابطه و کیفیت پوش را تعیین کرد. در حالت

که پوش آلومینیدی مورد نظر باشد و از فعال کننده NaF استفاده گردد واکنشهای

داخل محفظه بصورت زیر می‌باشد. ^(۲۲)



معمولاً خلوط پودری دارای ۵-۱۵٪wt پودر فلزی، ۵۱-۸۱٪wt فعال کننده و

باقی پودر خس ^(۱۰) می‌باشد. در فصل ۲-۱ روش بسته بندی بطور تفصیل بیان شده است.

لا ۲۰ معادله‌ای که الکترولیت به شکل

عملیات در آن به صورت زیر است: الکترولیت قوی

پوششهای نفوذی از جمله پوششهای حاصل از روش بسته بندی پس از فرآیند پوشش

در هر یک عملیات حرارتی مناسب قرار می گیرند تا نفوذ عناصر حاصل شده و ساختار مناسبیت آید

نه با این نفوذ پوشش از آن یاد می رود. تأثیر سیکل های عملیات حرارتی مخصوص روی سولفیدها

بسیار حساس است به تفاوت فرسوس حاصل بوده و استحکام فرسوس آنها به (فاز لا) بستگی دارد

فاز لا در سولفیدها به صورت ذرات ریز در پوشش قرار می گیرد

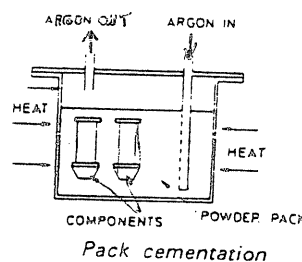
بسیار حساسیت بوده و بایستی به وقت تعیین کردند به این منظور پوششها در برابر این عملیات

حرارتی تا جایی که امکان دارد به عملیات حرارتی فلز پایه نزدیک باشند تا ساختار فلز پایه تغییر نیابد

همچنین تغییرات ساختاری به صورت آهسته در سطح آلیاژ پایه ای با پوشش نفوذی تأثیر بیشتری بر

خواص متقاطع ندارد خواهد داشت لذا عملیات حرارتی نباید چنان باشد تا ساختار جامد کمزور

تغییرات در این خواص آلیاژ پایه (۱۶۳۵)



شکل ۱-۲- نشان می دهد روش بسته بندی (رجع ۷)

بطور کلی این فرآیند به این صورت انجام می گیرد که مخلوطی تهیه شده و قطعه در داخل محفظه

که معمولاً از جنس Inconel یا Hastelloy می باشد، چنان قرار می گیرند که قطعه

فصل توسط پودر احاطه شده باشد. البته در بعضی روشها قطعه را در پودر قرار می دهند و مجزا در



دما و زمان برای پوشش آلومینیدی

نقطه قرار می گیرند که این ها در مورد پوشش داران پره ها که دارای کانالهای خنک کننده با قطر کم می باشند (حدود ۱/۸ تا ۱/۴ اینچ) کاربرد می شود. بحرصل حفظه در کوره ای با دمای ۲۵۰۰ درجه سانتیگراد، مدت انتظار کنترل شده در این مدت زمان مشخص قرار می گیرند که دما و زمان به عوامل توانایی و از همه مهمتر نوع پوشش (آلومینیدی، کرومیدی، سلیسنیدی و یا چند جزئی) بستگی دارند که معیاران مثال برای پوششهای آلومینیدی دما حدود ۷۵۰-۱۰۹۵ و زمان از یک تا چند ساعت می تواند باشند که دما و زمان برای پوششهای کرومیدی معمولاً بیشتر از پوششهای آلومینیدی می باشد (جدول ۲-۲). در نهایت حفظه از کوره خارج شده و پس از سرد شدن

جدول ۲-۲ - فرآیندهای کرومیزاسیون آلومینیدی (۱)

COATING	MANUFACTURER	SPECIFICATIONS	PROCEDURE
C1A (duplex)	ONECIA		2 steps - Cr diff. (vapor phase) + Al diff. (vapor phase) - 2h 1150°C
HC12	HEURCHROME	PWATC	1 step - Cr diff. (pack) - 35h 1060°C
HI24	ALLOY SURFACES	PWATC	1 step - Cr diff. (vapor phase) - 1060°C
MDC 3	HOWMET		1 step - Cr diff. (vapor phase)
MDC3V	HOWMET	PWATC	1 step - Cr diff. (pack)
MERLP 19	CABOT	PWATC	1 step - Cr diff. (vapor phase) - 1060°C
PWA 70	PWA		1 step - Cr diff. (pack) - 1060°C
RT5 A ₁	CHROMALLOY	PWA 70	1 step - Cr diff.
RT5 (duplex)	CHROMALLOY		2 steps - Cr diff. + Al diff. (pack)
Syleralisation (duplex)	ONERA		2 steps - Cr diff. (pack) + Al diff. (pack) - 1060°C
2.1.2.b CHROMIZING WITH 4-CHROMIUM PENTOXIDE			
DP 24	TEX		1 step - Cr diff. (pack)
ELCOAT 240	ELPAR		1 step - Cr diff. (pack) - 24h 1150°C
ELCOAT 37 (duplex)	ELPAR		2 steps - ELCOAT 37 + Al diff. (pack) - 24h 1150°C
HI 32 (duplex)	ALLOY SURFACES	PWA 60	2 steps - Cr diff. (pack) + Al diff. (pack) 1060 - 1060°C
Inchromating	MBC		1 step - Cr (element deposition) + diff. 2h 1100°C
PWA 62 (duplex)	PWA		2 steps - Cr diff. + Al diff. (pack)
RT17 (duplex)	CHROMALLOY	PWA 62	2 steps - Cr diff. + Al diff. (pack)

قطعه از میان مخلوط پودری خارج شده و کمترین در درجه سخت محلیات حرارتی مناسب واقع شود.
 نکته مهمی که باید به آن است که در صورتی که از قطعه نیازی به اعمال پوشش نه است
 پسند توسط لایه دربردارنده از اکسید زینک (ZnO) مناسب پوشیده می شود که اصطلاحاً
 اینکار Masking نامیده می شود و این عمل قبل از قرار گرفتن قطعه در پودر و عمل پوشش دهی انجام
 می گردد. (۱۰)

تولید پوشش های اکسیدین به دو صورت (در روش بسته بندی) اعمال می شود که عبارتند از: پوشش
 نفوذی خارجی (با آلومینا یا زینک) و پوشش نفوذی داخلی (با آلومینا یا زینک) که در ادامه به آن
 اشاره می شود.

۱-۱-۲- پوشش اکسیدین با آلومینا یا زینک پوشش نفوذی خارجی

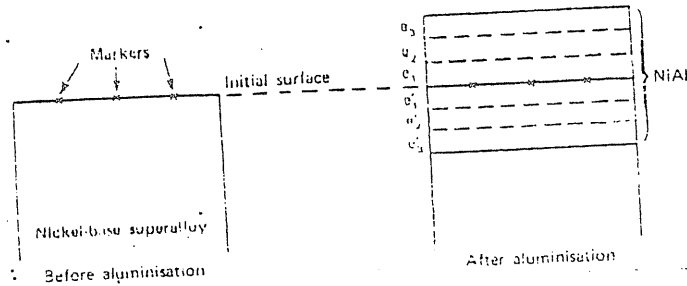
در این روش آلومینا (غلظت) اکسیدین در مخلوط پودری کم بوده و اینکار یا توسط
 کنترل غلظت پودر اکسیدین یا غلظت اکسیدین در پودر اکسیدین صورت می گیرد.
 عنوان مثال از پودر اکسیدین $18\% \text{ Al}_2\text{O}_3 - 82\% \text{ ZnO}$ نیز در ایجاد این نوع پوشش استفاده شده است.
 پوشش نفوذی با آلومینا یا زینک در یک مرحله ایجاد می گردد یا اصطلاحاً فرایند پوشش
 در یک مرحله است. دمای پوشش دهی در این روش نسبتاً بالا بوده و بین $1100 - 1200^\circ\text{C}$
 باشد. در آن نیز $20.117 - 5$ (کتاب ضعیف و سخت پوشش) بوده که در پایان به

دلیل انتقال حرارت ضعیف پودر، مجموعه بسته بندی شده را باعث آهسته سردی می شود.
 پوشش دهی با افزایش ضعیف NiAl و دانه دار شدن فصل مشترک پوشش نفوذی در (۳۷)

در پایان منظور کجای خواص فلز پاسته قطعه تحت عمل حرارتی است نه در پیشبرد
 نه قرارداد. بعنوان مثال در مورد سوپر آلیاژ ۱۸-۷۳۸۷-۱۸، پس از پختن ده
 قطعات را به مدت ۲ ساعت در دمای ۱۱۲۰°C در انفرارین حرارت داده پس سریع سرد
 نه پس از آن در حدود ۲۴ ساعت در ۸۴۵°C در انفرارین مجدداً قطعات را حرارت می‌دهند
 پس نمونه‌ها را در هوا سرد می‌نمایند. (۸)

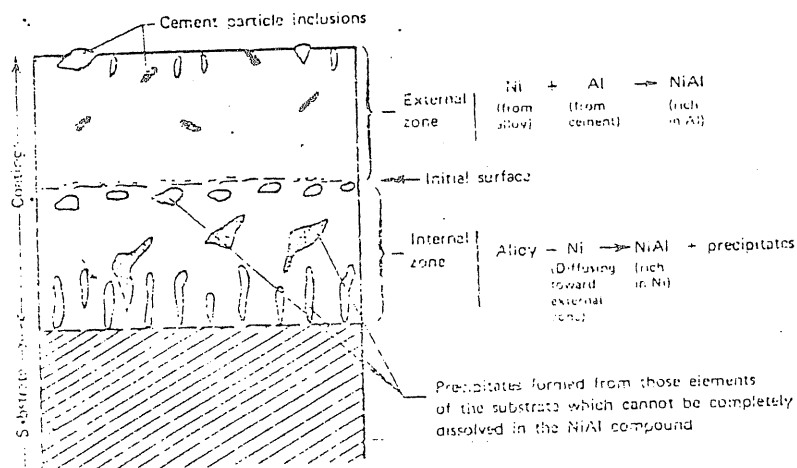
همانگونه میدانیم در این فرآیند از $NiAl$ (یا $CoAl$ روی سوپر آلیاژها پاسته) است
 تشکیل می‌دهد که این امر به دلیل نفوذ Ni یا Co از فلز پاسته به سمت خارج و از میان لایه MA (که
 $M = Ni$ یا Co) می‌باشد. این نوع پخش نسبت به نوع نفوذ در داخل کمتر تحت تأثیر
 عناصر آلیاژی فلز پاسته مخصوص عناصر در آن قرار می‌گیرد که به دلیل سرعت نفوذ کمتر این عناصر به داخل
 پخش مخصوص لایه خارجی آن می‌باشد. (۸) در اثر نفوذ Ni به سمت خارج (در سوپر آلیاژها پاسته
 نیل) منطقه زیر سطح اولیه آلیاژ (محصول متراکم پخش و فلز پاسته) از این عنصر تشکیل می‌دهد و لذا اعتقاد
 عناصر آلیاژی از جمله Al در این منطقه به لایه رود که با ایجاد لایه $NiAl$ در این ناحیه نیز می‌توان به جداره
 چون عناصر آلیاژی دیگری و همچنین فازهای دیگری از قبیل کاربیدها در این منطقه وجود دارند لذا
 می‌توانند با به صورت باقیمانده و مناسب به میزان عدالت آن‌ها در $NiAl$ در این فاز حل می‌شود
 یا رسوب جدیدی ایجاد نمایند. همچنین بنا به ماهیت طریقه ایجاد پخش، امکان باقی ماندن ذرات
 پودری مانند ذرات Co و ذرات آلیاژی در پخش وجود دارد (شماره ۲-۳، ۲-۳)

β NiAl ← Ni₂Al₃ } Powder
 Al
 BNiAl ← پاس ے اندر ملے



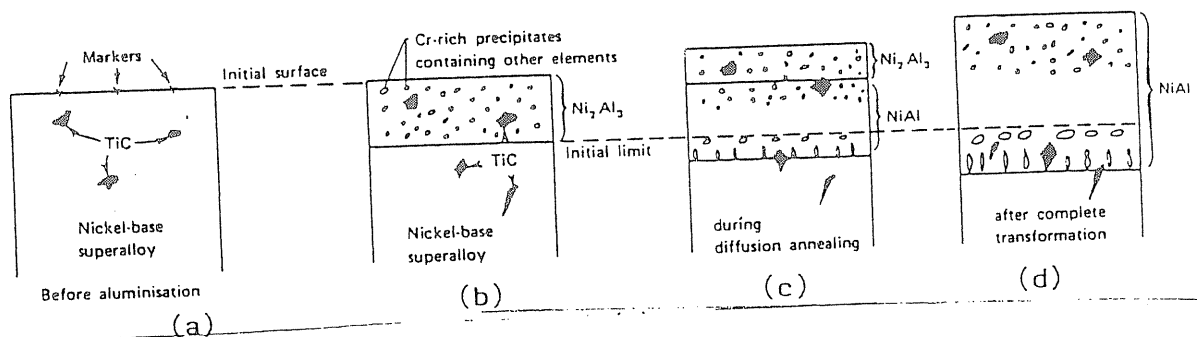
شکل ۲-۲۔ آلومینائزیشن کے سوپر آکائیڈ پر نیکل (باروش الیومنیم کم)
 نفوذ نہ بہ خارج با باقی ماندن مارکھا (رجع ۳۶)

(این نوع پوشش نہ نوع داخل مگر تکتا تاثر غلظت اکائیوں فلز با ہم ملازمت کے تحت سرسٹھو نہ کہ این
 داخل ہو کر نہ کہ داخل نہ ہوگا
 غلظت غلظت ہوگا نہ کہ



شکل ۲-۳۔ ساختار شیشی پوشش آلومینیدی بر روی سوپر آکائیڈ
 با یہ نیکل نہ تیر افتادن ذرات چودر در سالی پوشش نہ کہ راہ
 نہ است. (رجع ۳۶)

در شکل ۲-۴ ساختار پوشش را در مراحل مختلف می‌توان مشاهده کرد.



شکل ۲-۴ - ساختار پوشش آلومینه‌ای با استیتر بالا (مرجع ۸)

(a) قبل از آلومینه‌زنی
(b) بعد از آلومینه‌زنی
(c) در حین آکسیداسیون
(d) بعد از عملیات حرارتی

لحظه درگیری $NiAl$
به شد

۱-۱-۲ روشهای اصلاح پوششهای اکومینیدی

اعمال پوششهای اصلاح شده اکومینیدی به طرق مختلف صورت میگیرد که عبارتند از:

① رسوب همزمان عناصر ^{مختلط} ازبخت مخلوط پودری

② انجام عملیات نفوذی (مانند زردمانزینب) بر روی سوراخها قبل از اکومینازینب

③ رسوب برفتمانزینب P_t با روشهای چون آکهای الکتریک و رسوب غزنلی نی (PVD) قبل از اکومینازینب. رسوب P_t تمام آکهای الکتریک
PVD

در میان سه روش فوق روشهای اول و سوم کاربرد بیشتری پیدا نموده اند.

در روش اول به دلیل تفاوت در سرعتهای نفوذ عناصر مختلف ازبخت و بالطبع سرعتی

تفاوت رفته رفته پوشش ناسی از رسوب از عناصر باقی مانده است پوشش دهی (تکریب

چند روز) (۵) و زمان) را چنان تعیین نمود تا حاکم آید آک ایجاد گردد. بعنوان مثال در مورد

گروم اکومینازینب می توان سرعتی رسوب پوششهای کرومیدی و اکومینیدی را که بطور مجزا

اعمال شده اند در شکل ۵-۲ مشاهده نمود. در نتیجه می شود که نفوذ یون ها جامه گرم می تواند

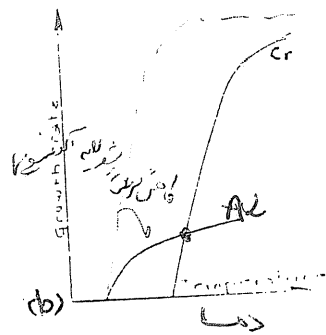
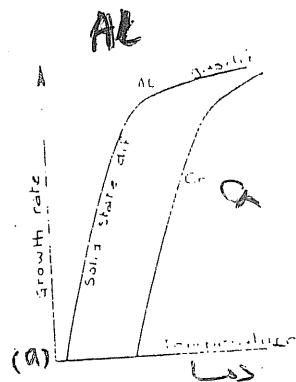
کنترل شده رفته رفته با رسوب زیر سرعت نفوذ اکومینیم بالاتر میباشد (اندازه انتی کسب فعال

کننده ناسب که رسوب رفته رفته اکومینیدی را کاهش دهد می توان رسوب همزمان این دو عنصر

را انجام داد (شکل ۵-۳) و رسوب اکومینیم و رسوب راسب اندازه بسته می شود می تواند در

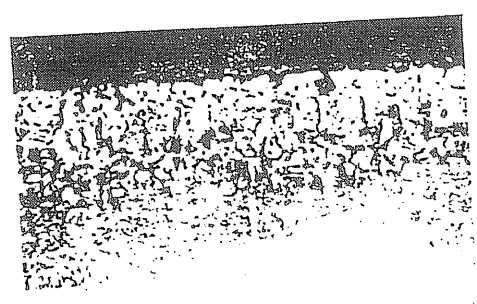
گرم نفوذ در جامه نی برای رسوب اکومینیم و نفوذ در جامه برای رسوب گرم کنترل شده رفته رفته میباشد. (۸)
۸۱
۷۷

کروم اکوینرین



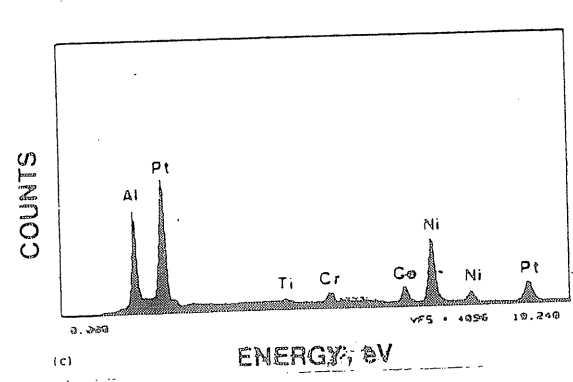
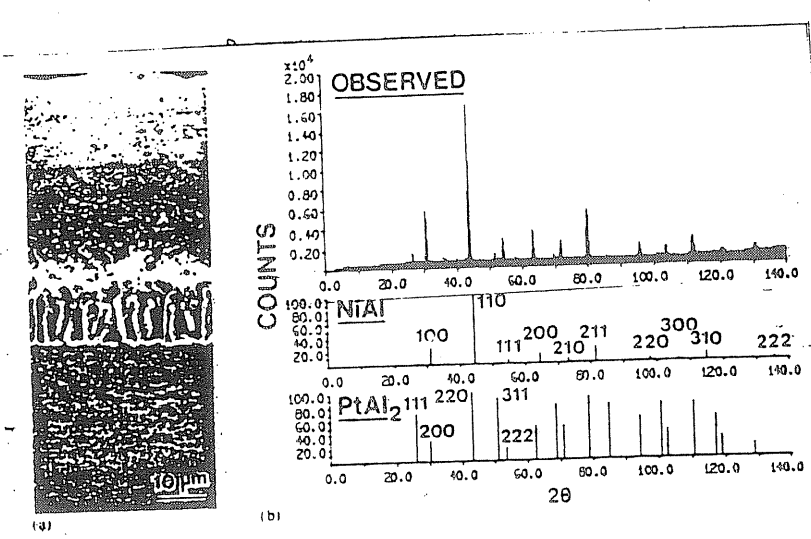
شکل ۵-۱ (a) سرعت رشد پوشش بر حسب (ما برای پوششهای کرومیک و اکوینرین بطور جدا
 (b) سرعت رشد پوشش بر حسب (ما با انشای ترکیب شده برای پوششهای Cr و AL (درجه ۱)
 براساس آلیاژهای مختلف به منظور هدف
 در روش دوم، عملیات نفوذی اولیه معمولاً در دما زینت میباشد. اینکار اغلب برای سوپرآلیاژها
 با استحکام بالا و دماهای زیاد که هدف بهبود خواص خوردگی و کاهش پوشش اکوینرین
 میباشد. این روش نیز خود به دو روش تقسیم میشود که در روش اول هدف دما زینت به دما
 تشکیل لایه α - β بوده و در روش دوم هدف دما زینت همراه با تشکیل لایه α - β میباشد.
 (جدول ۲-۲). در جدول ۲-۲ دیده میشود که دما زینت اولیه هم به روش سبب بندی و هم به
 روش سوب از فاز انجام میشود. براساسی که توسط HEURCHROME (جدول ۲-۲)
 انجام میشود، ۳۵ ساعت در دمای 1040°C بطول می انجامد و سوپرآلیاژ در سطح در صد و دوازده
 درصد غش می گردد و لایه ای با دمای 1040°C از آلیاژ در دما و فاز α - β میباشد. در
 شکل ۲-۶ که در ارتباط با روش ELCOAT 37 (جدول ۲-۲) بر روی سوپرآلیاژ IN-738
 میباشد و همراه با تشکیل لایه α - β به ناهمبستگی گزارش شده. ناهمبندی

لایه پوشش اکسید آلومینا



الو ب سولفات آلومینا
LPS

شکل ۲-۶ - ساختار میکروسکوپی پوشش ELCOAT 37 بر روی
سوپر آلومینا IN-738 (رسم ۸)



شکل ۲-۷ - ساختار میکروسکوپی پوشش Pt-Al بر روی IN-100

(a) تصویر SEM از سوپر آلومینا پوشش
(b) آنالیز توسط XRD از لایه خارجی که نشان می‌دهد این لایه از β -NiAl و $PtAl_2$ تشکیل شده و فاصله فاز ۱۵۰-۱۷۰
(c) آنالیز توسط SEM-EDXS از لایه خارجی که نشان می‌دهد عناصر در لایه از Ni و Mo و در این لایه وجود ندارد (رسم ۳۸)

۱-۲- رسوب سیمایی بخار (CVD): گاز واکشی کننده = هالوژن هالید

پروسه رسوب سیمایی بخار (CVD) تا حدود زیادی بستگی به فرآیندهای زیربنایی در یونیفرم، درون گاز می باشد. در این فرآیند (CVD) (اتمیزی از گاز واکشی کننده) به داخل یک محفظه تزریق می گردد که این گاز در سطح قطعه تجزیه می گردد و در اثر این تجزیه ماده ای آزاد می گردد که توسط سطح جذب شده و به مرور جمع می یابد. همچنین در این فرآیند ماده دیگری به گاز آزاد می گردد که از محفظه خارج می شود. در حالت کلی هر توان پروسه بسته بندی را به نوعی پروسه CVD دانست با این تفاوت که در روش بسته بندی گاز واکشی کننده در محفظه ای که قطعه قرار دارد، تشکیل می گردد در حالی که در پروسه CVD گاز حاصل واکشی کننده (از محفظه ای که قطعه در آن قرار دارد) وجود داشته و به داخل محفظه تزریق می شود. (۳۹۱)

اغلب در فرآیند CVD گاز حاصل هالوژن هالید (طریقه، فلورید، برومید و یا یدید) بوده که در یک طبقه واکشی زیر عنصر پوشش را آزاد می کند. (۳۹۴)

تبدیل: به توان بصورت $A + BX_{(g)} = AX_{(g)} + B$ بیان نمود. (دیدنی نمود)

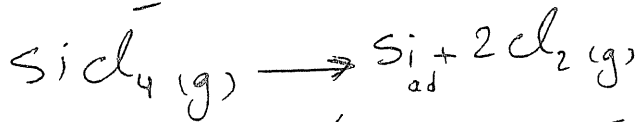
برای رسوب یک اتم B (عنصر پوشش)، زدایش یک اتم A (فلز پایه) الزامی است. بنابراین این چنین واکشی با حداقل تغییر وزن و یا ابعاد قطعه این تغییر خواهد بود مخصوص اگر A و B وزن اتمی مشابه داشته باشند.

۲- تجزیه حرارتی: این واکشی را بصورت $BX_{(g)} = B_{ad} + X_{(g)}$ نشان می دهند. در سطح قطعه انجام می شود.

در این حالت گاز فعال به محفظه واکنش وارد می‌شود و مستقیماً در سطح قطعه تجزیه می‌شود و به طور کلی عطر B گت جذب می‌گردد و قسمت دوم گاز (X) نیز به شکل گاز از محفظه واکنش خارج می‌شود.

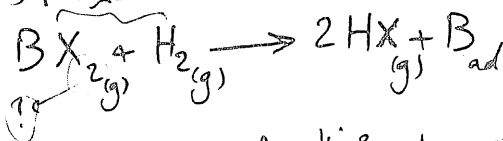
عنوان مدل حالت ایجاد پوشش از سیستم واکنش زیر انجام می‌گیرد.

مثال آلیومینیم

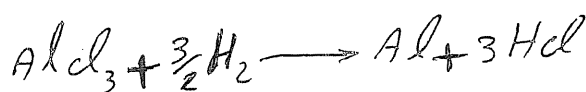


از آنجا که در این حالت اتمهای فلزی به سمت زیر این قرار نمی‌گیرند و عطر پوشش مستقیماً آزاد و هیدرژن آزاد را افزایش وزن در فلز به خواهیم داشت که معادل وزن عطر آزاد می‌باشد (B) بسیار. همچنین ابعاد فلز به نیز تغییر خواهد کرد که بستگی به ترکیب سیستم و ضخامت لایه ایجاد شده دارد.

۳-۲-۱-۲ (۳-۲-۱-۲) در این واکنش به صورت زیر نشان داده می‌شود:



تأثیر فعال: عامل اصلی واکنش و در محفظه رسیده و توسط همان عامل اسیان کننده ماده مورد نظر بر روی قطعه اسیان شده و به ریب می‌ماند. عنوان مثال در پوشش دادن قطعات با آلومینیم واکنش زیر اتفاق می‌افتد:



مثال آلومینیم

عطر رسیده گاز اسیان کننده به گت واکنش می‌دهد و چون اغلب واکنش‌ها در پوشش CVD در دمای بالا انجام می‌شوند (بالای ۸۰۰°C) لذا این امر در مایع و به صورت بسیار (۳۹) می‌باشد.

نظرات
فشار دما
عوامل مؤثر بر رسوب و انحلالش

غلظت فشار دماهای پروس و متغیر عوامل مؤثر بر رسوب و انحلالش

نقشه. عدم دسترسی به شرایط ایتیم و انجام وانش بصورت غیر همزمان روی سطح باعث

ایجاد پوشش پودری و غیر چسبندگی می گردد. شناخت کافی از مراحل وانش (جزئیات جذب و

... و داشتن مراحل کنترل شده رسوب در دستهای به شرایط ایده آل و کیفیت خوب

پوشش بسیار مفیدند [جذب ناخالصی ها موجود در محفظه وانش و سایر گازها ایبار شده

در سطح وانش روی سطح قطعه (احتمالاً در تقاریر بسیار کم و جزئی) می تواند تأثیر نامطلوب روی پوشش

ندارد لذا کنترل ترکیب مواد مصرفی و همچنین آماده سازی سطح نمونه (فلزی یا غیر فلزی) بسیار مهمند. (۲۴، ۲۹)

التور (محفظه وانش) نیز با سته مناسب بوده و اجزای سیستم آن چنان باشند که انتقال گازها با

رسوب وانش (۳۴) کاهش میزان رسوب پوشش در قسمت های دیگر محفظه وانش و دفع روی پروس امکانپذیر

گردند. (۳۴)

بدلیل تأثیر زیاد دما روی این پروس و اهمیت کنترل دقیق آن مخصوص در نواحی مختلف

عمل تولید گاز حاصل با گاز وانش نشسته، انتقال محاطه نشسته قطعه و همچنین خورد قطعه (و گاه وانی

که از این بابت ناشی می گردند امروزه استفاده و کمک از پلاسما در این روش متداول گردیده و

تواناهاها که آنرا بالاترین برده به آن (plasma-assisted chemical vapor deposition)

PACVD (plasma-assisted vapor deposition)

PACVD

(۳۹، ۳۶)
می گویند.

روش EMD

از فرایای این روش می‌توان به موارد زیر اشاره نمود: (۳۹)

۱- رسوب مواد در دراز در دماهای مجاری کمتر از نقطه ذوب یا دمای سinters آنها

۲- کنترل دقیق دمای پروسس حتی بسیار نزدیک به مقدار تئوری

۳- امکان رسوب دانه‌ها با جهت کریستالین جهت دانه

۴- کنترل اندازه دانه رسوب اندازه دانه

۵- امکان رشد اپیتاکسی

۶- بهترین روش جهت پوشش دادن سوراخ و فرو رفتن‌ها

۷- امکان انجام پروسس در فشار متغیر

۸- چسبندگی نسبتاً خوب

۱- نسبت به فرآیند سیم‌بند از لحاظ حفظ ریزش انعطاف پذیری بیشتر دارد

از مزایای آن موارد زیر را می‌توان بیان کرد:
 - قیمت بالای محضر از وانش شده‌ها
 - قیمت بالا
 - قیمت بالا

نیاز به سیستم سیم‌بند مسطح مثل خوردگی، شش بودن و حتماً به حرارت اغلب وانش شده‌ها

- دمای نسبتاً بالا که برای اکثر وانش‌ها نیاز است

[illegible]

مفتی محمد شفیع صاحب دہلوی

این فراگشته در دو مرحله انجام می شود سرعاً بنده از:

① اعمال و روش ها (green) از سبزیجات که از بوته ها و یا درختان می بردند
 ② فعال کننده و پیوسته (binder) که سبزه و اینها را به طرق مختلف از قبل پاش
 ③ لایه های نشتر و سوزن

(Spraying)، برس (قلو) زدن (brushing)، غوطه‌داری (dipping) و آب‌سپاش

توسط فرآیند الکتروفرز (electrophoretic) انجام میدارد. پس آنرا می‌توان به

ردی - قطع اجمال شوند - اندازه راسنهای بود که سر در استفاده حد بود سازمان ذرر دیده .

۴) عملیات طرابلس قطع پیش دارم می توان آنرا به دو بخش تقسیم نمود عبارت است از:

فصل و شصت و نه در خلاصه حد و در ۲ است در 112°C و بخش دوم اتصال است

و نفوز آن به داخل قصبه در حدود ۱.۹۳۰ (۷) البته زحان در دمای عملی به نوع پوشش و ضخامت

و خصوصاً آن سنگ‌ها را در محدوده $19^{\circ}\text{C} - 17^{\circ}\text{C}$ برای این گونه پروکها مناسب در دیده. (۱۸)

جدول ۲-۳ ترکیب پوشش‌های خام، محدوده حرارتی و ضرایب نهایی پوشش‌های $YCrAl_3$ ، YAl ، $YCrAl_3$

(۴۲)

(۲۷) * مَبْرُوحٌ اِنْ جِئَ لَهَا لَا اَنْ تَصِلَ سِرٌّ وَاَمَّا سِرٌّ.

* در این عرصه ذرات از بصورت طولی در یک سویه منبسط که ذی الکتریک می باشد توزیع

شده اند و تحت سب میزان الکترود است که به سمت الکترودها حرکت داده و روی آنها سب می نشیند. (۱۷)

جدول ۲-۳- مشخصات روش Slurry برای اعمال چند پوشش بر روی Hast X, IN-738 (مربع ۲۱)

Slurry amount	Diffusion
---------------	-----------

بختار و ششوی ایی دانه^{۱۱}، توسط این روش سبیه^{۱۲} بختار ناستی از روش بته

۱-۲- روش آبیاری الکتروسیمیا + سته بندی: ← اصلاح سیستم آبیاری در $P_{\text{ت}}$ و $C_{\text{ر}}$

دین از قبل (۴۲)، (۴۳) و (۴۴) برود و پستی است آمده با این روش خواص بسیار

8A

شش سافا محلول با به یازگین فلز
و فلزات زخو
بهمی هست ۱۸-۲۵

۲-۱-۵. روش الکترولیز فلز مذاب (Metallizing):

[این فرآیند نیز در دماهای بالا انجام می شود و در آن آلومینوم و سایر عناصر از فلزات

مذاب توسط به یاز الکترولیز بر روی کاتد (قطب) رسوب داده می شوند. این فلز اغلب
در دماهای بالا و فلزهای فلزاتی معدنی (به عنوان مثال بکار می روند) می باشند. بر روی
در ۱۲۰۰ - ۵۰۰ درجه سانتیگراد (تانب) فلزی و تحت اتمسفر خنثی انجام می شود. فلز

فلزید می مورد استفاده فلزید لیقوم، سیم، پیتاسیم، طسیم و باریم می باشند و در اجزاء
آهن و فسیل خوردگی ای می کنند و نقطه جوش بالا و پایداری کم و در نتیجه آنها نیز از عوامل
مهم در بکارگیری آنها می باشند. پوششهای ایجاد شده با فشار در کاتود از قیصل محلول جامد
تقریباً بین فلزی و محلول از محلول جامد و ترکیب بین فلزی را تشکیل می دهند و ضعیف است که

۷۵-۲۵ می باشند در دما ۲-۳ h به است می آید. البته خواص پوششهای به آهسته در دماهای
کمتر (بازگشت کمتر) به از پوششهای ایجاد شده در دماهای بالاتر (بازگشت بیشتر) می باشد. پوششهای

که تاکنون به این روش ایجاد شده اند که با خوردگی و پایش خود داشته اند ولی از حقایق

این روش است که به آن به پراسترها چون میزان خلوص حلالهای فلزید، میزان
حلال

آب (حتی در حد P.P.M) و حضور مایه ها و ذرات ناخالصی مثل زین در رنگ، می باشد. این روش (۳۴)

از بهترین راههای رسوب فلزات است. رانندگی روی سوراخها است اما با این وجود هنوز در وصله تحقیقات

تولید دارد و چندان کاربردنی نیافته و در ضمن گرانقیمت نیز می باشد. (۱۷۳۳۱۷)

تولید کننده موتورهای توربین

۶-۱-۲- روشن بخیزه حرارتی یک مایع متال اورگانیک : توسط اسپری و غوطه برد

در این روش مایعی مثل آیرو بوتیل آلومینیوم در حدود 200°C روی سطح

قطعه (مثلاً پره توربین) بخیزه شده و پوشش آلومینیومی ایجاد می نماید که این عمل با توسط اسپری
و یا غوطه بردی صورت می پذیرد. (۸)

۶-۱-۳- مثال زیر کردن بالستی: تولید کننده موتورهای توربین قدرت پرتاب بالا - توانایی گاز حاصل در پوشش دادن

این روش را بین دو روش CVD و سپت بند می توان جای داد زیرا در این روش

قطعه از خلوط پودری پوشش جدا بوده و عفر پوشش را بصورت گاز به سمت قطعه انتقال می دهند.

از آنجا که روش سپت بند برای ایجاد پوشش در درون کانالهای خفک کننده (توربین) در حدود

۲۵۰۰ درجه سانتیگراد که روی بعضی از پره ها توربین وجود دارند مناسب نیست لذا می بایست PWA^* این روش

را بیشتر مورد استفاده قرار دهد که در این روش گاز مایع در پرتاب (Throwing Power) به

پرتاب می شود که سبکی بل توانایی گاز حاصل به روپ دادن عفر یا غاصر روی سطح داخلی

کانالها دارد و وضوح تحقیقات انجام شده (تربیت هاله مکرر آلومینیوم) نیز مشاهده می شود (مانند)

توربین آلومینیوم - سیم (قدرت پرتاب خوبی دارند) (۸)
توربین آلومینیوم - سیم (قدرت پرتاب خوبی دارند) (۸)
توربین آلومینیوم - سیم (قدرت پرتاب خوبی دارند) (۸)

در این روش قطعه در یک ظرف جداگانه ای از خلوط پودری قرار میگیرد که این خلوط از

پودر Al فعال کننده و مواد رخش (رقيق کننده) تشکیل می گردد. حفظ تا حدود 850°C گرم

* Pratt and Whitney Aircraft

در مورد فشار سنجی با تکیه بر دران اگر بنا به حفظ کنترل می شود. سطح فشار مین
 است با افزایش دفعه ۱۰ انجام شود. پوشش سطح روی در حدود ۵۰۰ میلی و پوشش
 مانده تقریباً ۲۵۰ میلی بوده و نسبت اصلی آن عدم مسدود شدن این کانال میباشد.
 همچنین پوشش ایجاد شده بسیار نواخت بوده و عاری از ذرات ناخالصی و آلوده نبوده
 میباشد. کنترل فشار سنجی در این مورد بسیار مهم است. از این روش برای بهبود خواص
 پوششی روی پوشش (مانند کنترل و بالابردن مقاومت خوردگی آنها) نیز استفاده می شود که
 نمونه ای از آن در شکل ۱۲-۱ نشان داده شده است (۸۴۳)

فرایند اصلی آلودگی
 میکروبی درون پسی

- ۱- عدم مسدود شدن کانال پوشش یافته
- ۲- نیکولیتی در پوشش
- ۳- عاری از ذرات ناخالصی
- ۴- بهبود خواص پوشش (کاهش نفوذ و ماند بردن مقاومت خوردگی آنها)

کنترل فشار مهم (بهبود سنجی و با تکیه بر دران)

۲-۲- روش‌های اعمال پوشش‌های روشنی

از آنجا که ساختار و خواص پوشش‌های روشنی نسبت به پوشش‌های نفوذی به مقدار بسیار کمتری تحت تأثیر فلز (اکسید) پس‌قرار می‌گیرد و عمده ترین عوامل موثر بر آن‌ها ترکیب پوشش در روش اعمال آن می‌باشند، لذا اهمیت آشنایی با روش‌های اعمال این پوشش‌ها و بافته‌ها موثر بر آن‌ها آشکارا می‌گردد.

مهم‌ترین روش‌های اعمال این پوشش عبارتند از:

۱- پلازما اسپری (Plasma spray)

۲- رسوب فیزیکی بخار (PVD, Physical Vapor Deposition)

۳- الکتروفوریز (Electrophoresis)

۴- رسوب هم‌ان الکترولیتیک (Electrolytic Codeposition)

۵- روش لادن (Cladding)

علاوه بر این روش‌ها که فوق در روش اول از اهمیت بیشتری برخوردار بوده و به دلیل مزایایی که دارند بسیار بیش از سایر روش‌ها بصورت تجاری مورد استفاده قرار می‌گیرند. البته همانگونه که قبلاً نیز اشاره شد ممکن است تقسیم‌بندی روش‌های پوشش دهی بر حسب نوع پوشش (نفوذی و روشنی) در مراجع مختلف متفاوت بوده و بعضی نیز داخل داشته باشند. به عنوان مثال در جدول ۲-۴ دیده می‌شود که روش رسوب فیزیکی بخار (PVD) برای هر دو پوشش آکسید و

روش لادن
Cladding

دکتر زکریا که این افتخار در اصول روش پوشش دهی ایما نخواهد کرد همچنین
 این نوع دسته بندی پوششها نیز در چنین مراجع تفاوت با سایر هاندبوکها دسته بندی جدول
 ۲-۴ با دسته بندی ذکر شده در اینجا یکسان نمی باشد.

جدول ۲-۴ - دسته بندی پوششهای مورد استفاده بر روی سوپر آلیاژها (رجوع ۳۷)

Class	Typical Methods of Application	Major Elements Applied	Major Protective Constituent	Primary Protective Surface Oxide	Major Physical Characteristics
Aluminide coatings	Pack Cementation Slurry + Diffusion Electrophoresis + Diffusion Hot dipping Chemical vapor deposition Fused salt metallizing Physical vapor deposition	Al, Cr, Si Al, Cr, Si Al, Cr, Si Al Al, Cr, Si Al, Cr, Si Al, Cr, Si Ti, Fe, Co, Y	Al on nickel alloys CoAl on cobalt alloys	Al_2O_3 Cr_2O_3 SiO_2 Complex Spinels	Hard, brittle at ambient temperature becoming softer and more ductile at high temperature.
Metallic claddings	Isostatic hot-pressure bond Physical vapor deposition Plasma spraying Thermal spray + Fusion	$\{Ni, Cr, Al, Fe, Si, B, Co, etc.\}$	NiCr alloys NiCrAl alloys FeCrAl alloys CoCrAl alloys	Al_2O_3 Cr_2O_3 SiO_2 Complex Spinels	Low strength but good ductility over a wide temperature range.
Glass coatings	Slurry + Fire Thermal spray Surface reaction	$\{Si, B, Alkali metals, Cr\}$	SiO_2 silicate glass	SiO_2 silicate glass	Hard, brittle at ambient temperature gradually softening at high temperature

مجموعه با توجه به مطالب فوق به شرح روشهای یاد شده می برداریم.

۱-۲-۲- روش پلاسما اسپری

[در این فرآیند یک یا مخلوط از گازهای Argon، Helium، Nitrogen و Hydrogen
 Ar He N_2 H_2

انفال ذرات
در نزدیکی
و متلاشی (تونی)

تحت اثر قوس الکتریکی که در وسط پلاسمای ایجاد می کنند که ماده پلاسما بصورت

پیش از این از میان آن عبور کرده و بصورت ذوب و یانیه ذوب (خبر) در آمده و در

یک جریان گاز حاصل می شود سطح قطعه مورد نظر را تا به سونده این ذرات توسط یانه های

مکانیزم و تا حدودی متلاطم می (از طریق نفوذ) به فزای اتصال می یابند. (۷۰۸۳۴۴۴)

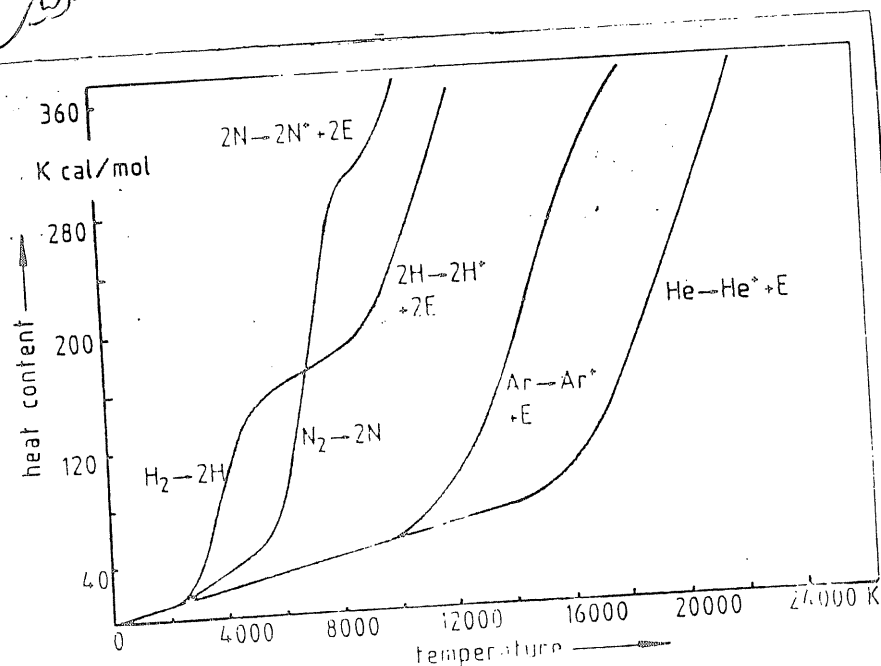
پلاسمای نوع گاز مصرفی بکلی دارد. شکل ۲-۸ انتالپی گازهای پلاسمای بصورت تابعی از

دما می باشد. در این میان استفاده از این مولکول است چرا که نسبت به هلیوم

بسیار ارزانتر بوده و نسبت به هیدروژن و نیتروژن، قوس یانه ای در دمای بالاتری را ایجاد

می نماید (۴۵)

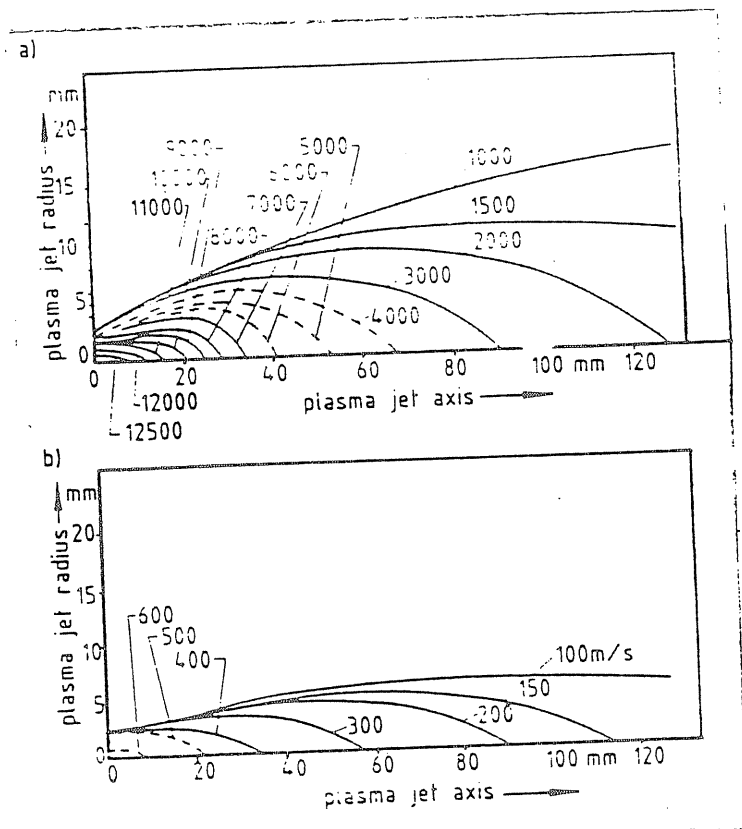
تلاش اکرون
است هم از آن
که در دمای
بالاتر



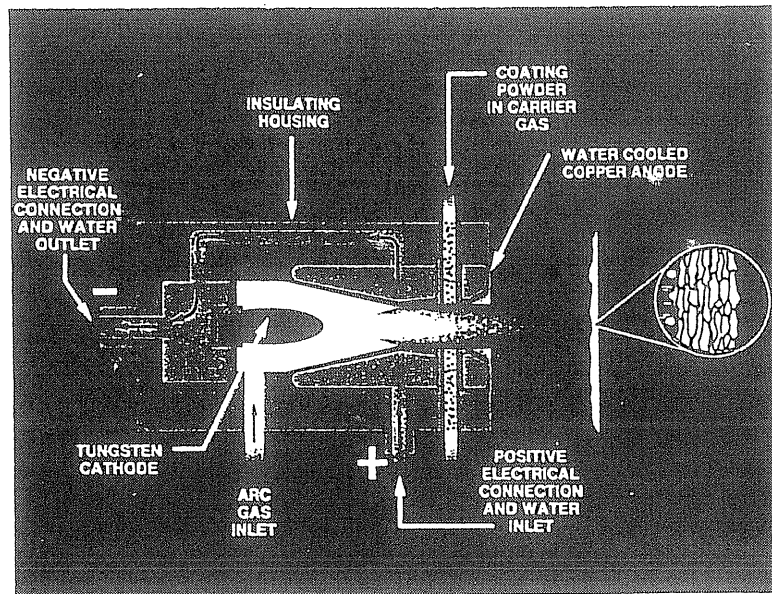
شکل ۲-۸ - انتالپی گازهای پلاسمای بر حسب دما می باشد (۴۵)

حسنی خوب دوستی فلطیہ

در این روش عت^ل طره‌ها کی غرضی پلاسمای ۲ تا ۳ ساعتی را و این موضوع همراه با دمای
آن است که در این روش ابعادش در (ص^ل طره^ل تا ۲۰۰۰) با حین^ل بسیار خوب پیش
رفتار ۳۰۰ (۲۷۰۰) ۲-۴ خطوط^ل همه ما و هم عت^ل را برای یک کار پلاسمای ص^ل شمع
و طول ص^ل پلاسمای آن می‌دهد و در ص^ل ۱۰-۲ یک نصف پلاسمای ص^ل و شمع^ل هر یک
مثال^ل در ص^ل ۱۱-۲ یک نصف و اقصر نشان داده شده است.
۲۰۰۰۰۰ با یک حین^ل خوب و شمع^ل و شمع^ل هر یک

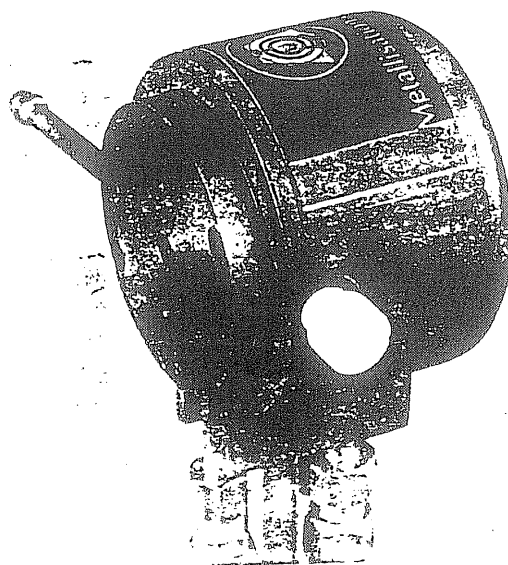


شکل ۹-۳. (a) خطوط همدما و (b) خطوط هم‌سرعت برای پلازما
با مخلوط N_2-H_2 در هوا. انرژی سطحی ۲۹ Kw با نرخ یاق ذرات AH_2O_3 به شعاع پلازما (۴۵)



شکل ۱۰-۲ - ناسیونال از تفنگ پلاسما (رجع ۱۴۶)

پلاسما اسپری از تفنگ پلاسما
فراوانی
راحت



شکل ۱۱-۲ - تفنگ واقعی پلاسما (رجع، کاتودریت Metallisation)

بہارِ مستطاب اسماء ابرہہ در فاعل المفعول (وہ) در مفعول (وہا) در ضیاء

۱-۲-۲-۱- پلاسما اسپری (پلاسما اسپری) (Atmospheric plasma spraying)
 تقسیم بندی نمود که بر مبنای آن دو برداریم
 و تفصیل: (تفاوت بین پلاسما و پلاسما)
 $\rightarrow$ تصفیه جبهه
 $\leftarrow$ حل با اتمسفر پلاسما
 $\leftarrow$ کمره ریزه گاز جنتی (آرژن) اطفاء شعله

این روش درون حفظه ای باقی انکسار اجرامی در درخت پائین در حدود

۵۰۰-۲۰۰ م. ب. میل مسلمان وجود دارا عقرو مغنی اسد ن درا ^(۱۱۰)

یودر فنی لیا اضمال و صور کنزل و اضمال در این یوست مالابوره و همچنین یوست

و منتهی تا حد نسبتاً زیادی تضعیف می‌شود که این موضوع مظهر این روش را محدود می‌سازد. (۲۴)

نقشہ شدہ نہ عمر اسکے اسیوں پر مشتمل ہو جسے MCrAl اعلیٰ شدہ ہا این درجے نصف

عمر السید ایسوی کی پوسٹنگ کے بارے میں P.V.D اعمال سکرہ انہ صیاستہ بہ ہمیں دلیل اصلاح

این پست با علیا بعدی از قبل (الومینازینف) صورت گرفته است که در آن عفو است

بالبرهان معا و الله اعلم و خذوا مني زاعا از حضرتین اهدا این عملیه میباشم (۸)۰۹

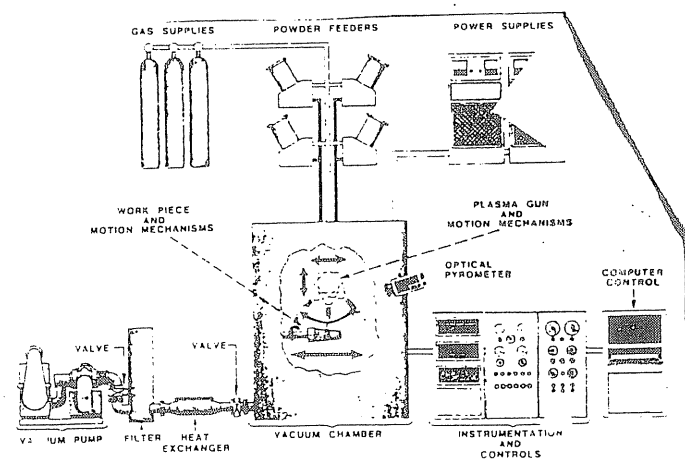
گاهی برای تأمین اتمسفر ضروری در این روش ممتنع، جلوگیری از اکسیداسیون ذرات (د)

در درنا خالصها از اتم معرفت و سایل جنبی می گاه جنبی مانند آریین از اواف سجد

۱۶) پیشہ سما رسدہ میں سو (۵۰) تاجسینہ کی پوش و خواص ان بھی دیاتے

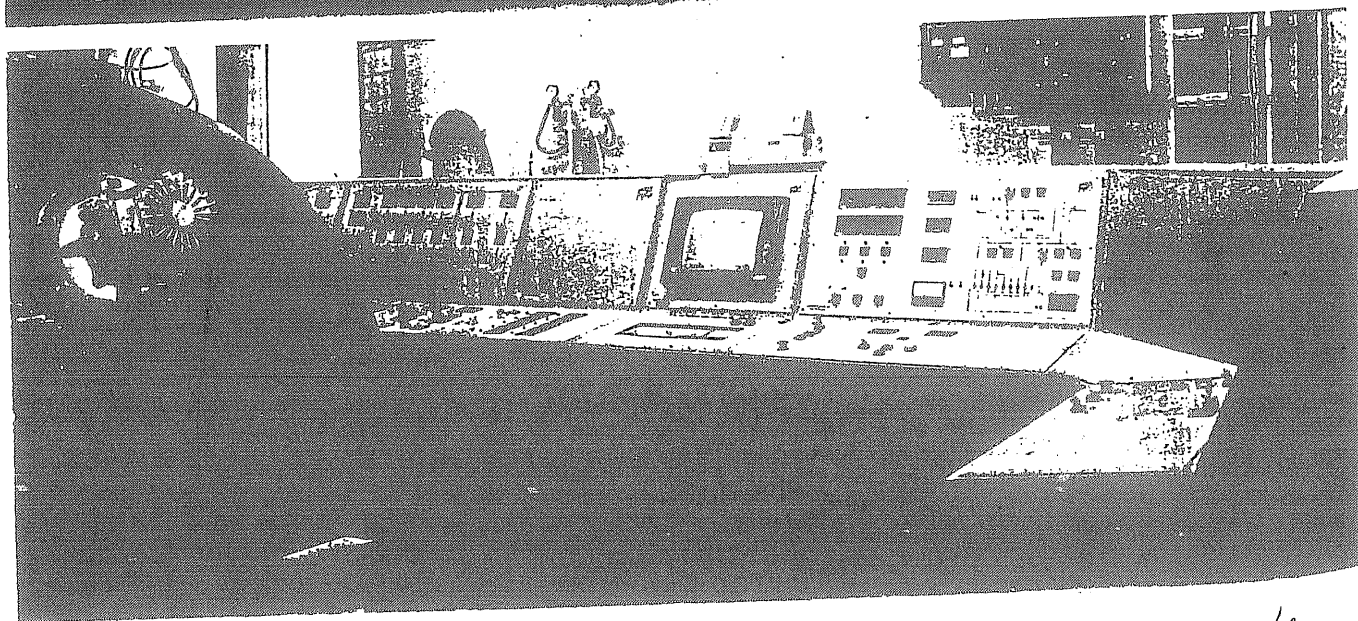
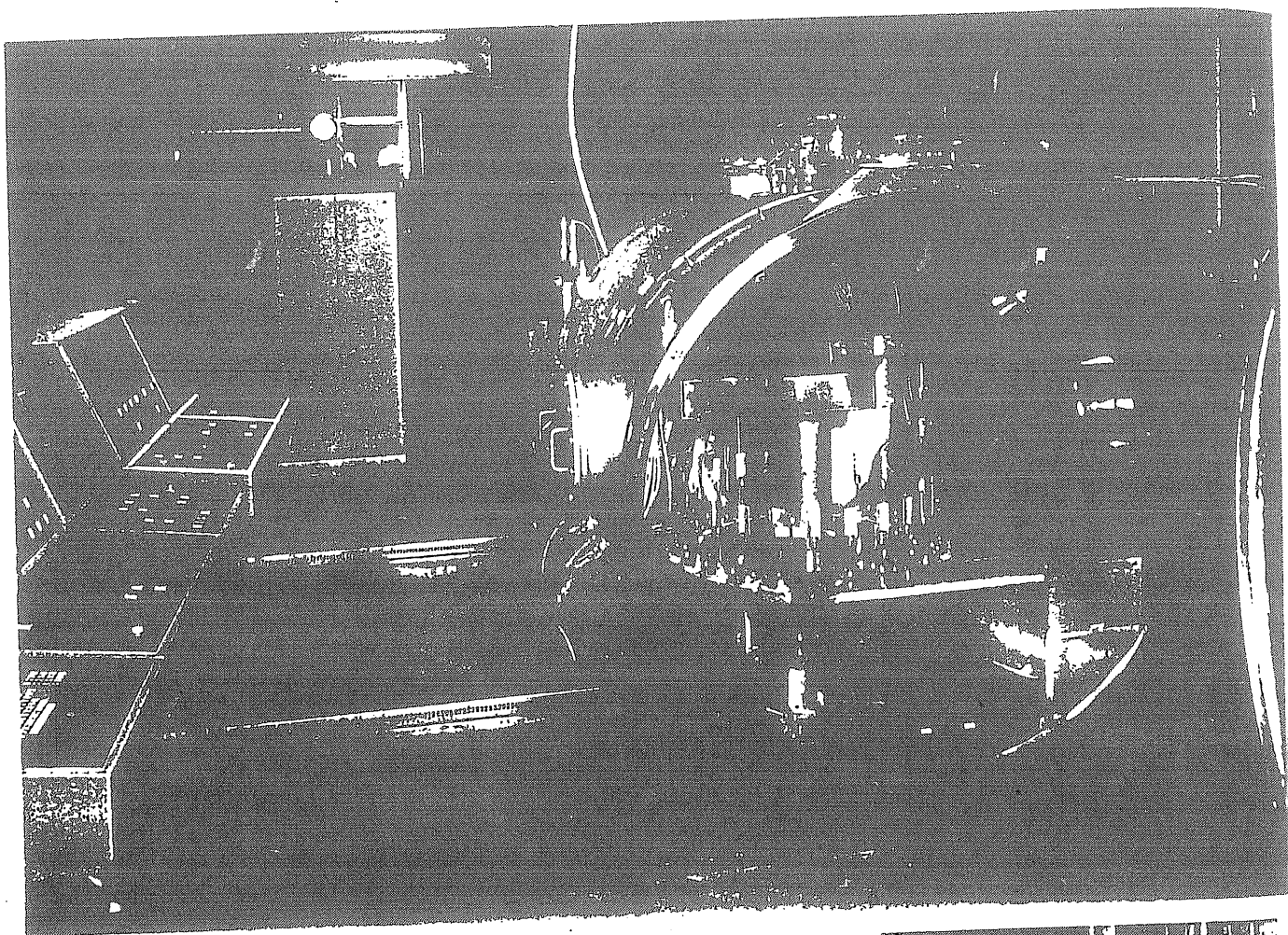
۱-۲-۲۲- روش پلاسمای ابری در فشار پائین (LPPS*)
 نکته: حفظ ابر و پراکندگی سطح رخنه با خلوص بیشتر و low pressure

برای برطرف کردن محدودیتها و معایب روش پلاسمای ابری در خلوا، از این روش (پلاسمای ابری در فشار کم) استفاده می‌رود که آنرا گاهی با نام "پلاسمای ابری در خلوا" نیز می‌نامند (۲۷، ۴۴).
 در این روش حفظ ابری معمولاً تا 5×10^{-2} Torr (۵۵ Pa) تخلیه شده و سپس کوسا کار خنجر با خلوص بالا تا 3×10^{-2} Torr مجدداً ابری شود البته در مواردی که مواد (شکل) و خاصیت به ابرین (شکل) و مورد داشته باشند حفظ ابری حتی تا 10^{-5} - 10^{-4} نیز تخلیه شده و نگاه با کار خنجر با خلوص بسیار بالا (فیزان ابرین در آن به کمتر از ۲ ppm) می‌گردد. در نهایت پس از اتمام کار ابرین را به 5×10^{-2} Torr ذرات پوشش را بصورت ذوب شده ریخته و ذوب به سمت قطعه قرار می‌گیرد. (۴۴) در شکل ۱-۲ بطور شماتیک سیستم مورد استفاده در این روش نشان داده شده است و در شکل ۱-۳ یک مقطع از خلوا را می‌بینیم که در سیستم LPPS مورد استفاده قرار می‌گیرد مشاهده می‌گردد.



شکل ۱-۲-۲۲- فاین شیمی سیستم پلاسمای در فشار پائین (خلوا) (مرحله ۲)

* Low Pressure Plasma Spray



تکلیف ۱۳-۲ - حفظ اخلاص و تمیز آگاهی آن برای پیشرفت این برادری پلاسما بر کار در شرایط
(رجوع کاتالوگ شرکت Plasma Technik)

فرایند دانسته پوشش در لستر و کفیل و آقال پوشش کاشی
 ۲- در جوش معلق و مناسب، اجازه استفاده از شعله یون را بر میگرداند
 پوشش یون در شعله یون

فشار کم در این پروسه با افزایش غلظت یون و دما از غلظت پلاسما

و حتی می توان به بالاتر از ۳۰۰۰ درجه سانتیگراد پوشش افزایش و کفیل و آقال
 پوشش کاشی می باشد که اینها از فرایند عمده این روش هستند همچنین وجه دیگر خلالت

اجازه استفاده از سطل پلاسما را برای (گستره دما) و (ظرفیت) می دهد و در این پروسه یون

در سیستم دیرین نام Transferred Arc Plasma که به تپاسی بن

قطعه و تغذیه پلاسما اعمال می کنند (قطعه قطب مثبت و تغذیه پلاسما قطب منفی) و امکان

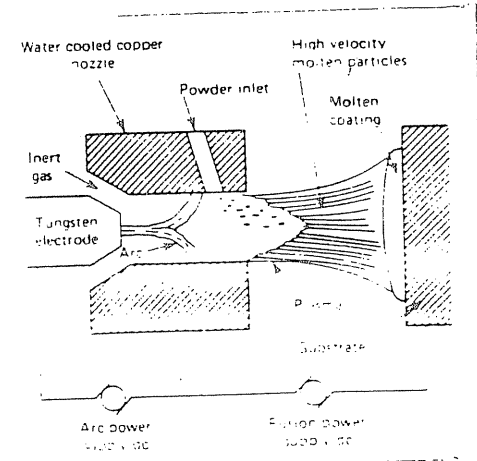
کردن به قطعه و لستر و دقت و دما را می دهد در این سیستم ایما به متالورژی (نفوذ) دانسته

پوشش، غلظت یون و ضخامت پوشش در هر نقطه از مقابل قطعه افزایش می یابد

و همچنین توان الکتریکی لازم کاهش پیدا می کند. بنابر دلائل فوق امکان استفاده از پودرها

در این سیستم امکانپذیر بوده که از لحاظ اقتصادی می شود به صرفه باشد - در شکل ۱۴-۲

سیستم Transferred Arc Plasma دیده می شود.



شکل ۱۴-۲ - پوشش پلاسما سیستم Transferred Arc plasma (ارج ۴۴)

ایما به متالورژی
 دانسته پوشش
 دقت و دما را می دهد
 در این سیستم
 امکانپذیر بوده که
 از لحاظ اقتصادی
 می شود به صرفه
 باشد - در شکل ۱۴-۲

از آنجا که هر دو سامان در کنار هم قرار دارند، خود دارای معاینه می‌باشند، در مورد بررسی پلاسما آیریتی

نیز می‌توان معاینه (و یا عبارت مجرّمه و دهنده) آنرا به شرح زیر بیان نمود.

(۷) - به دلیل اینکه در این پروسم پوشش در امتداد سیر جریان سطح پلاسما حرکت می‌کنند و در

قطعه سوب مناسب (line of sight) بنابراین در قطعات با اشکال پیچیده وجود

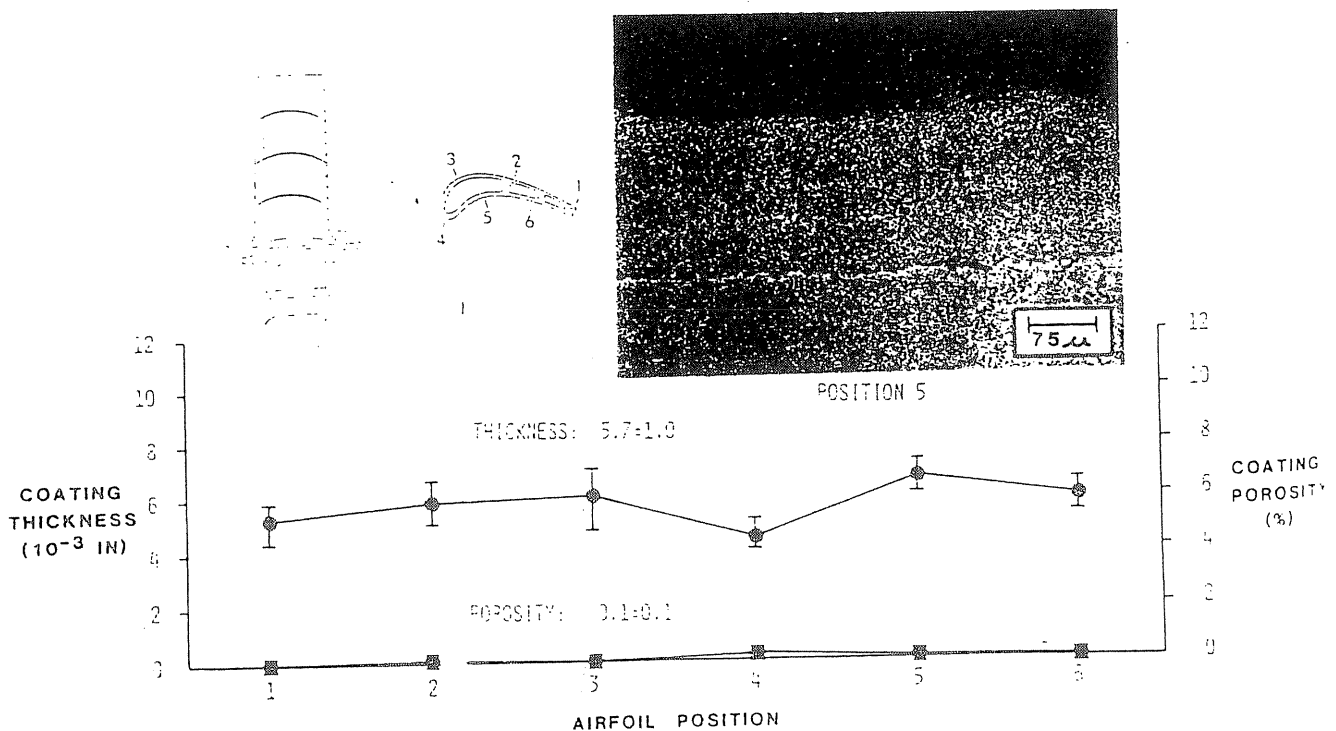
حرکت و چرخش آنها لازم می‌آید تا اولا تمام سطوح پوشش داده شوند و ثانیا تا حد امکان ضخامت

پوشش یکنواخت گردد، بنابراین شکل قطعه بسیار مهم می‌باشد. در شکل ۱-۲ ضخامت پوشش در نقاط مختلف

و نیز آن‌ها در زاویه در یک پره توربین هواپیما نشان داده شده. همپوشانی در قطعات که دارای حفرات

شکافهای کوچک و بزرگ هستند (مانند پره‌های توربین) که بعضی دارای کانالهای خنک‌کننده هستند

پوشش دادن این قسمتها بسیار مشکل و یا حتی غیر ممکن می‌باشد در نتیجه در پوشش EB-PVD چنین مشکل وجود ندارد (۱۸، ۲۱، ۲۲، ۲۳، ۲۴، ۲۵)



شکل ۱-۲ - ضخامت و میزان آن‌ها در پوشش در نقاط مختلف یک پره توربین هواپیما (مرجع ۲۷)

۲ - سوار مورد مصرف در این روش تنها بصورت بود قابل استفاده اند و در ضمن ترکیب آنها باستر در جایگاه و مایع (فد اب) باید قرار باشد (۳۴)

۳ - برای دستیابی به کیفیت خوب در اجزاء با شکل پیچیده (مانند پرده های ثابت و تحرک توربین) و ثابت بودن خواص پوشش در جاهای مختلف یک قطعه، امروزه استفاده از ابزار آلات دقیق و پیشرفته کنترل از قبیل رباتها بصورت تک ضرورت در آمده نه با ابزار قدیمی تر در کار.

۴ - ضخامت پوشش در حد اندازه دانه های بود قابل کنترل میباشد چرا که کمترین ضخامت نه در این روش قابل دسترسی میباشد معادل قطر ذرات بود مورد مصرف میباشد (تقریباً ۳۸ میکرون).

۵ - کنترل فاصله قطعه تا محله پلازما، زاویه پوشش دهی و حرکت نسبی قطعه و تقابل پلازما بسیار مهم بوده و در مورد باینه رابطه جهت تعیین گردد (۳۳، ۳۴ و ۳۵)

پوشش دهی به وسیله لایزر EB PVD

PVD : ماده پوشش در محیط با خلأ بالا (در صورت فیزیکی و به روش دیگر) در خلأ بالا
 $(10^{-5} - 1) \text{ Pa}$

۲-۲-۲- روش رسوب فیزیکی بخار (PVD) : در محیط با خلأ بالا

در فرآیند های PVD، ماده پوشش در محیط با خلأ بالا بصورت بخار درآمده و بصورت فیزیکی و به دلیل نیاز به واکنش شیمیایی بر روی قطعه رسوب می نماید. خلأ مورد نیاز با توجه به نوع پروسه $(10^{-5} - 10^{-2} \text{ Pa})$ و درجه حرارت رسوب معمولاً با این گرادیان ۵۰۰ می باشد. (۴۷)

سه روش اصلی پوشش به روش PVD یا پوشش در خلأ که در مورد پوشش دهی مورد استفاده قرار می گیرد عبارتند از: ۱) روش تبخیری (Evaporation)، ۲) روش اسپلتر (Sputtering) و ۳) روش Ion Plating. که روش تبخیری به دلیل هزینه کمتر و سرعت بالاتر به نسبت باقی دو روش در پوشش تبخیری (بخار) توسط گرم کردن ماده پوشش تا دمای ذوب و تبخیر آن به بالاتر از نقطه ذوب داخل محفظه رسوب تولید می گردد که در این صورت بخار به اندازه کافی برای رسوب دادن ایجاد می شود. این پروسه معمولاً در فشارهای کمتر از 10^{-1} Pa (10^{-4} Torr) و تقریباً در دمای ۱۰۰۰ درجه سانتیگراد

در فشارهای $10^{-2} - 10^{-1} \text{ Pa}$ ($10^{-5} - 10^{-4} \text{ Torr}$) صورت می گیرد. گرم کردن مستقیم پوشش در محفظه رسوب برای رسوب دادن بافت ریزی با خلأ بالا یا پوشش های نازک انجام می شود. برای پوشش های ضخیم تر رسوب بافت ریزی توسط از دور روش گرم کردن تا دمای ذوب استفاده می شود و برای تبخیر مواد در گداخته و نقطه ذوب سرعت زیاد تبخیر برای پوشش های بافتی که زیاد مورد نیاز باشد از روش های گرم کردن با سرعت بالا (مانند اسفنج لیزر یا الکترون) استفاده می گردد. (۴۷)

پوشش دهی توسط روشی که در مورد آن ماده پوشش توسط اسمت الکترولیتی صورت پذیرد

(EB-PVD) به این روش نسبت به لای آن کاربرد روز افزونی پیدا کرده است. در این روش

اسمت الکترولیتی روشی است که با ترکیب مناسب تمرکز لخته و با حرکت بر روی آن حوضچه مذاب

تکین می دهد که فاکتورهای درون محفظه پوشش دهی باعث تبخیر از روی مذاب مذکور می شود.

برای جلوگیری از تغییر ترکیب و ارتفاع حوضچه مذاب، آب مله تغذیه کننده از جنس همان ماده

پوشش بطور مداوم در آن مذاب قرار داده می شود. قطعات در زمان تقریباً یکسان در محلول قرار

از ۶ دقیقه) به دمای بین ۸۰۰-۱۱۰۰°C می رسند و پس در محض جریان بخار قرار می گیرند.

پس از آن قطعات در طول پوشش دهی ثابت به یک دما در آن قطع با بهبود چسبندگی

پوشش خواهد شد و در دمای آن از نصف نقطه ذوب ماده پوشش کمتر باشد (بر حسب دمای طویل)

پوشش سختی است و با تکنیکهای مرز داغ می خواهد داشت که این تکنیکها را مستحاط، مقاوم

به خوردگی داغ و اکسیداسیون پوشش را کاهش می دهند و همچنین چسبندگی پوشش به زمینه را تقویت

می کنند. در صورتیکه از دمای حرارت قطع بهتر از مقدار مذکور باشد پوشش سخت تر می شود.

(equiaxed) با چسبندگی مناسب خواهد داشت بهر حال پوشش به یک آکمه در نهایت سخت

عملیات حرارتی در خلا یا اتمسفر هیدروژن، در دمای ۱۱۰۰-۱۳۸۰°C در برای مدت ۲-۴h قرار می گیرد

با افزودن عناصر پوشش به یاب و یا با استفاده از تکنیکهای پوشش دهی افزایش یافته است. (۴۷)

از دیگر بافته های مهم در چسب پوشش دهی، زارده قطع با جهت جریان بخار پوشش، کیفیت

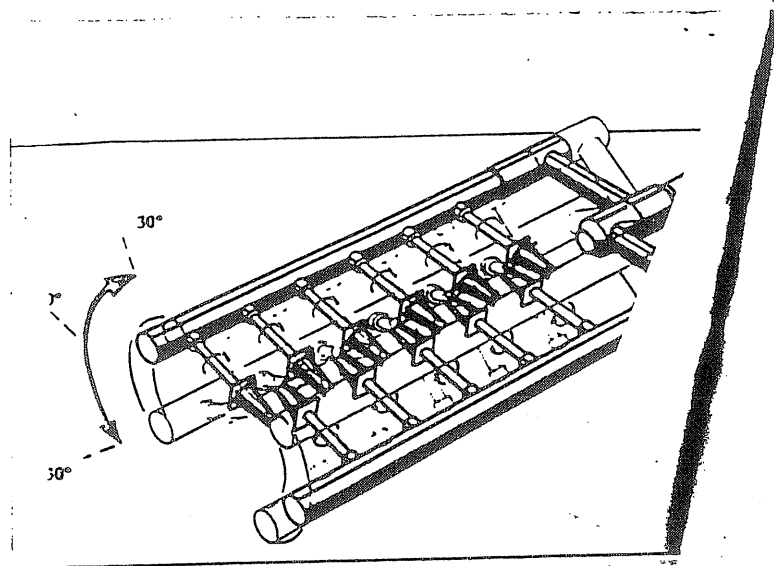
(بالا از منظره)
ذوب پوشش
قطعه لیتوگرافی
پوشش در آن مذاب
در آن پوشش
الکترولیت
حوضچه مذاب
تبخیر از روی مذاب

با استفاده از ماشین برش PVD
 زلوسه قطع با جهت برش
 کیفیت قطع قطع
 در زمانه ای داف را در سطح چینه

مع قطع و ناخالصی های موجود در پوشش می باشد. زلوسه قطع و جریان بخار به نسبت کم از
 ۴۵ درجه باشد در غیر این صورت عبور مقداری در پوشش ظاهر خواهد شد که می توان به سافت

الباقی وضعیت چینه ای پوشش یکایم یا دلمود. بهترین کیفیت پوشش در سطح عمود بر جهت

جریان بخار است در آید و این امر چرخش قطعات را ضروری می سازد (در شکل ۱-۱۶) (۴۷، ۴۸)



شکل ۱-۱۶ - نحوه بارنه اری و حرکت قطعات در پوشش اهن به روش EB-PVD (مراجعه ۱)

شیع بخار یا شیع ماده پوشش که به این طریق از سطح رختی تولید می شود

شیع بخار و یا عبارت دیگر شیع ماده پوشش برای پوشش های ضخیم که به روشی سوراخ یا راه اعمال

می شوند معمولاً به صورت استمپ ها یا سلب های هستند که به روش ذوب القای در خلاء یا آب یا

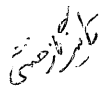
در حته اعمال می گردند که کیفیت خوبی دارند ولی با این حال ترکیب و خلوص آنها با سبب بارفت

۱۴۷
 کنترل زدن

سرعت رسوب دهی در این روش از $2 \frac{\mu m}{min}$ تا $75 \frac{\mu m}{min}$ می تواند تغییر نماید و معمولاً

(FV)

10 (KJ)



(F.2)

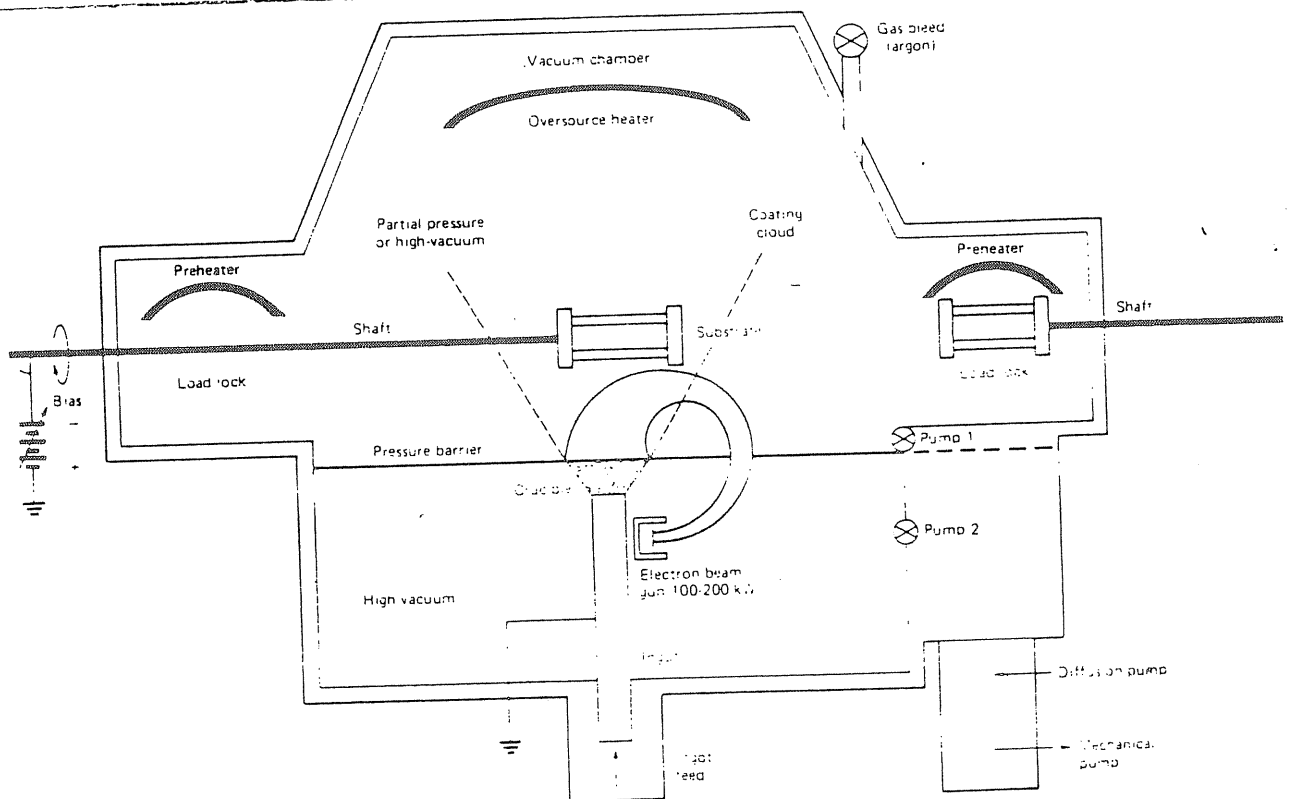
 $i \in B$

7 PVP

2

کنترل ترکیب
 کنترل از لرغنت میسر است و ترکیب با تغییر دما و فشار

۱۰
 اصل کنترل ترکیب، به دلیل تفاوت موجود در درجه ارجح بین (افزودن) و (کاهش) اجزاء مختلف
 پوششی روش (MCrAlY) میباشد که در اینجا در سه بخش مختلف بررسی می‌گردد و در هر
 یک می‌تواند در تعداد عناصر (اجزاء) پوشش محدودیت ایجاد نماید یا با تغییر ترکیب پوشش
 پوشش از نقطه‌ای به نقطه‌ای دیگر برود. با این وجود امروزه با پیشرفت‌های بی‌شمار آسان محدودیت نسبت
 به این از ترکیب پوشش MCrAlY بطور قابل‌توجهی قابل‌دسترسی می‌باشد (۷)



Parts are loaded in load lock, preheated to coating temperature and then put into chamber. Parts can be sputter-cleaned before coating, coated under high vacuum, or with gas scattering. High substrate temperature aids in maintaining good metallurgical structure during coating

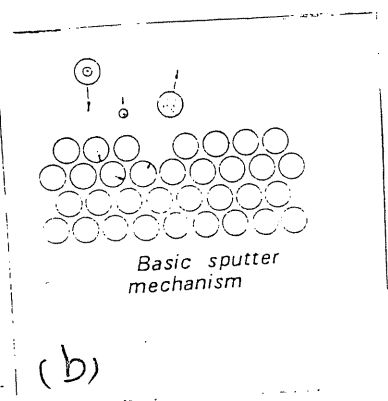
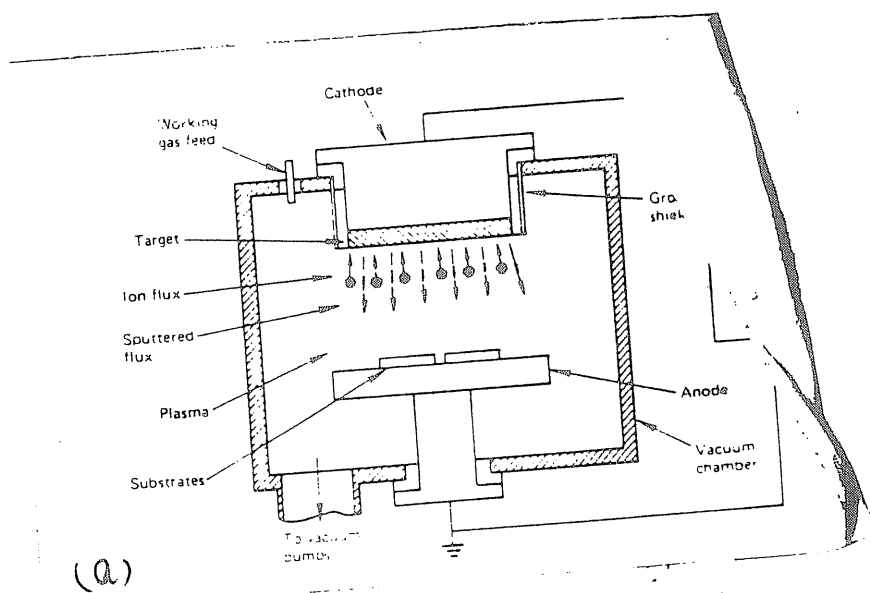
شکل ۱۸-۲- نمای شماتیک از تجهیز پوشش دهی به روش EB-PVD (ارجع ۷)

(۹) ای ریمیک توسط فانگتون
(۱۰) یوشیزو شیده کهرگان
۲۰۰۰ رادون بکاتن مینتی به ماده پوشش و سبب لایه یونانی
۲۰۰۰ بیه ران خاک و پوشش توسط یونانی مجازی

نکته: تبخیر ماده و کمتر می باشد

۲-۲-۳- فرایند Sputtering (تأثیرشبه EB PVD)

در این روش در بطور شتاب در شکاف (۲-۱۹(a), ۲-۱۹(b)) تا راده سبک و تصدیق
شبه روش EB-PVD می باشد، با ایجاد یک پلاسمای توسط گاز خنثی که اغلب این می باشد و انرژی
کافی را یونیزه کرده و با اعمال پتانسیل منفی به ماده پوشش یونانی گاز را به سمت آن می کشد و
در نتیجه اعمال به ماده پوشش بالا برده (۵-۵ kV) ولتاژ یونانی گاز می باشد و پوشش که با انرژی
زیاد می ران می باشد. انتقال یونستم حاصل از برخورد یونانی به منبع ماده پوشش می باشد
شده یا پرتاب می باشد یا خوشه ها می باشد از سطح آن شده و آنرا به فاز بخار منتقل می سازد.



شکل ۲-۱۹- (a) تصویر میکروسکوپ از تجزیه sputtering (رج ۴۹)
(b) نمایش مکانیزم sputtering (رج ۷)

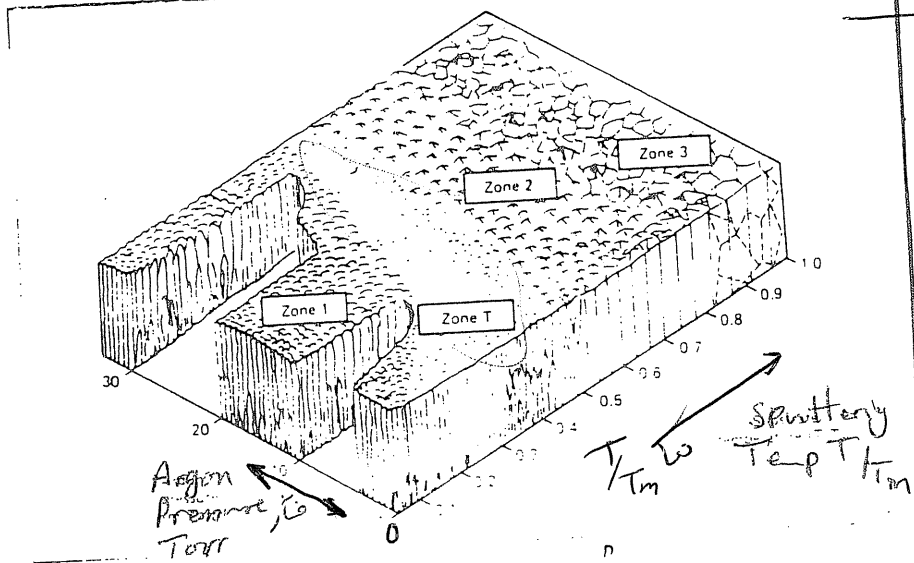
ساختار پوشش Sputtering
 کیفیت سطح قطعه
 در دمای
 تحت اتمسفر خلأ

قطعات مورد نیاز برای پوشش دهی چنان در مسیر جریان اتمهای خوشه ها ایستاده اند. سوره قرار می گیرند که این اتمها بر روی آنها رسوب کرده و پوشش را ایجاد نمایند. (۴۷، ۴۹)

ساختار پوشش حاصل از Sputtering بستگی به پارامترهای پوشش دهی از قبیل کیفیت سطح قطعه، ولتاژ ایستایی، فشار محفظه پوشش دهی و دمای فلز پایه دارد. دمای مذاب در (شماره محفظه) بسیار کمند. شکل ۲-۲ تا زیر این دو پارامتر را بر روی ساختار پوشش نشان می دهد. تا زیر این عوامل به فرایندهای که ممکن است در همین پوشش دهی رخ دهند مربوط بوده و نتایج آنها در ساختار پوشش ظاهر می گردند. به سه طریق این پوششها می توانند با پوششهای دیگری متفاوت باشند. (۴۹)

۱) بر خورد اتمها بر روی

۲) ممکن است اتمهای کنده شده با برخورد به اتمهای گاز مورد استفاده یا با اتمهای کمتر از ۹۰ لغزش یا پوششهای دیگری



شکل ۲-۲ نحوه تغییر ساختار پوشش حاصل از sputtering با تغییر دما، دمای و دمای فلز پایه یا نسبت $\frac{T}{T_m}$ (T = دمای قطعه، T_m = نقطه ذوب پوشش) (رجوع ۴۹)

حفرات مستوی - پیل
در روستای مسکند غنایا

دایره

بر سطح نسبت نمایند. بنابراین در فکرها بالا و دماهای یابن (یا تعاریف T_m) (اصطلاحی
شبه منطقه ۱ (Zone 1) در سطح ۲۰۰ به خواهد آمد به منطقه آن حفرات مستوی است

بدلیل تفاوت سرعت رسوب در نقاط مختلف ایجا رسیده اند و این پشته ها تنها باقی نمانده بصورت لایه رسوبی در خود دارند

شاید T_m تعاریف قابل ملاحظه ای از یونانی گرفته پس از برخورد با سطح T_m و به سمت قطب

انقباض یافته اند بار خورد به سطح قطب (البته در فکرها کم گاز داخل محفظه) یا به سمت لایه شدن پوشش

پوشش را نه های آن پررنگ (خاصه A) و تنش های داخل بصورت فکری در پوشش ایجا می نمایند.

شاید T_m قطب عمل است با یونانی ملاسمه در زمین سطح قطب هستند بمباران شود که این نام

حتی در فکرها ی بالاس گاز آرس می تواند ساختار خاصه A را ایجا دانه و از ایجا ساختاری

شبه خاصه ۱ عبور می نماید (۴۹)

با راجع به شکل ۲۰۰ در نمودار درستی $\frac{T}{T_m} > 0.5$ (و تا حدود ۰.۸) دانه های

مستوی مترالم تشکیل می گردند زیرا در این محدوده دماهای ایجاب پوشش در سطح برخورد زیاد است و

امکان تشکیل حفراتی مانند حفرات خاصه ۱ تا حدود زیادی از بین می رود و بلافاصله در سنبه های

بالا تر تبلور مجدد اتفاق می افتد و دانه های مستوی بزرگ یا دانه های هم محور تشکیل می شوند (نات)

(۴۹) ۲۳

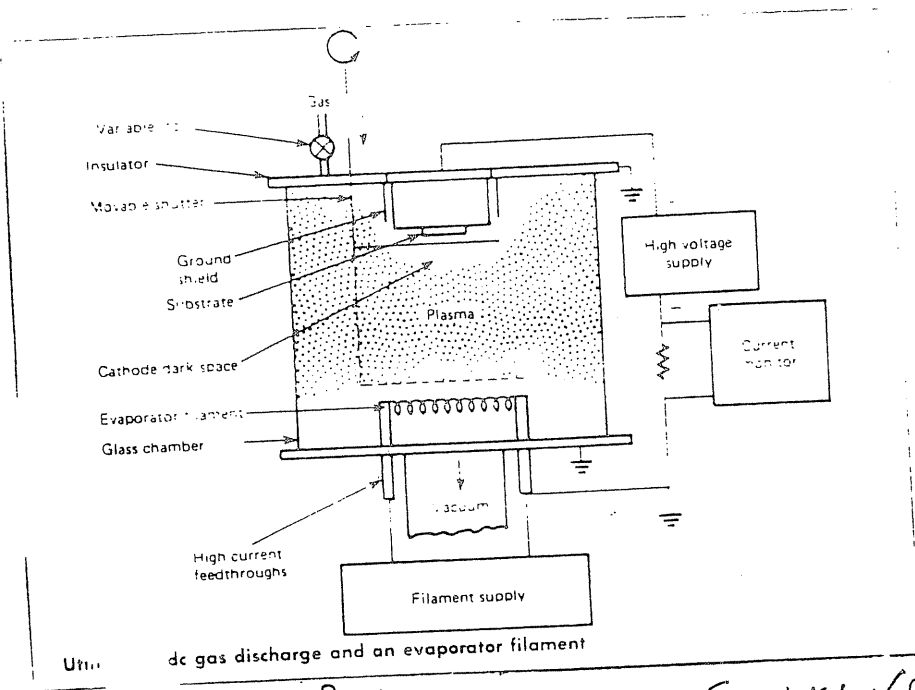
با وجود کیفیت خوب پوشش های به دست آمده از این روش ، به دلیل سرعت کم پوشش دهی

(۵-۵٪) استفاده از آن برای سوپر کاپاها چندان مقرون به صرفه نمی باشد هر چند با تکنیک های

تولید سرعت با magnetron (هر چند با سرعت)

بسیار کمتر از قبل استفاده از magnetrons تراشیده است که آنرا به $100 \mu m$ برسانند
 و افزایش هزینه آن بسیار زیاد بوده و برای کاربردهای ویژه خاص از این تکنیک استفاده می‌کنند (۷، ۴۹)

← موزنار الکترولیت از آنکس و هزینه شده
 ۲-۲-۴ روش گالوانیزاسیون (Ion Plating): قطعه کاتد و آنود تراشیده
 در روش Ion Plating منبع پرش توسط روش های کاتد با روش تجربی
 گرم و تبخیر می شود و بخار حاصل از میان گاز آرگن یونیزه شده عبور می نماید در نتیجه تعدادی از اتمهای
 بخار یونیزه می شوند (حدود ۵٪) و به سمت قطعه استاتیکی تیر می خورند و همراه با سایر اتمهای یونیزه شده
 بر سطح قطعه رسوب می نمایند. بمباران سطح نمونه توسط یونهای گاز و ماده پرش علاوه بر تبخیر نمودن سطح
 قطعه باعث افزایش حساسیت و تراکم پرش می گردد و همراه با افزایش دمای سطح قطعه (در اثر بمباران)
 اتمهای رسوب در درون قطعه نفوذ می نمایند. فشار گاز در درون محفظه پرش دهی $10^{-4} - 10^{-5} Pa$
 بوده و قطعه مورد نظر کاتد (یا آنود؟ ۳-۴۷) و ماده پرش آن استاتیکی می باشد سرعت رسوب در این
 تراشیده تا حدود $10^{-2} \mu m$ نیز می رسد. شکل ۲-۲۱ تجزیه استاتین تراشیده را نشان می دهد این
 روش نیز به دلیل هزینه بالا و سرعت نسبتاً کم پرش دهی غیر غم خالص خوب آن کاربرد زیادی برای
 پرش دهی موثر آلیاژها (پره های توربین و اجزای مورد مصرف در موشک ها) ندارد (۷، ۵۰)



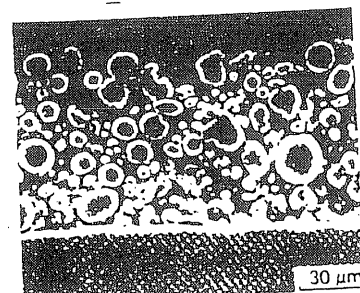
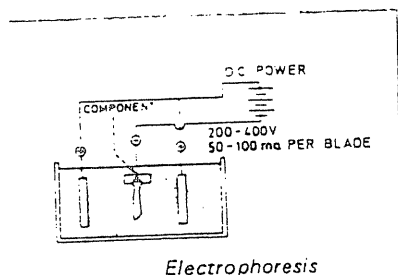
شکل ۲۲-۲ - تجهیز پوشش دهی با روش پاشش یون (رجع ۵)

۲-۲۵ - سایر روشهای اعمال پوششهای روشی

پولبل اهمیت کمتر دیگر روشهای ایجاد پوششهای روشی در اینجا بطور مختصر شرح آنها برآید تا فته
الکتروفرورزنی: این فرآیند براساس مهاجرت ذرات بسیار ریز معلق مایه در
 محلول قطره گت ولتاژ D.C. میباشد محلول بکار رفته در این پروسه الکتریکی
 بوده و مهاجرت ذرات در یک میدان الکتریکی است تا یک انجام شود و رسوبی بر روی قطعه
 بوجود می آید. مکانیزم مهاجرت ذرات براساس باردار شدن آنها میباشد که بستگی به ترکیب
 و نوع محلول و ذرات دارد. قطر ذرات به طور آبیاری 10^{-4} تا 10^{-5} متر از 10^{-4} بوده و
 سرعت فرآیند رسوب پوشش بین $100 \frac{\mu m}{min}$ تا $1000 \frac{\mu m}{min}$ در شکل ۲۲-۲ فرآیند و در شکل

ذرات بسیار ریز معلق رسوبی
 قطعه
 فته
 آنها برآید تا
 الکتریکی
 D.C.

۲۲۳ ساختاری از یک پوشش پد آمده از این روش نشان داده شده است.



(a)



(b)

شکل ۲۲۲ - تقویت پوشش فاکس
الکتروفوریز

شکل ۲۲۳ - (a) مقطع یک پوشش پد آمده از روش الکتروفوریز از جنس MCxALy (b) همان پوشش (a) بعد از اعمال پوشش آلومینیدی (پروشن CVD) بر روی آن (رجع ۶)

زیادتی این روش عبارتند از: ۱- نه زیاد در روبرو پوشش همراه با امکان کنترل خوب بر روی

۲- آن (قدت برابر با) بر اقطار باطل بیکره (با انتخاب شکل مناسب برای الکترود)

سهولت فرایند پوشش خام در صورت لزوم و قیمت نسبتاً پایین آن. ۳- از معایب این روش نیز

می توان امکان وارد آمدن صدمه به پوشش خام محبت استحکام و چسبندگی کم آن، لزوم یک عملیات

حرارتی جهت بیشتر فشردن سازی پوشش خام بر روی قطعه و یک وصله عملیات حرارتی نهایی برای ایجاد باند

و نفوذ پوشش در فلز پایه را عنوان نمود. ۴- همانگونه که در قسمتی قبل (دو روشی اعمال پوششهای نفوذی)

نیز بیان شد این روش را هم برای پوششهای نفوذی و هم پوششهای روکش (اکلاری) استفاده

سید لک آوری

۲۲۴

176

فصل ۳

خواص پوستها

۲- خواص پوششها :

به دلیل استفاده از سوپر آکریلها در شرایط خاصی از قبیل دمای بالا، تنش های
شدید، سطح حرارتی و محیط خورنده، لازم است که پوششهای آنها نیز خواص ویژه و
مناسب داشته باشند که در این بخش بررسی آنها را داشته ایم.

نکته مهمی که در رابطه با پوششهای سوپر آکریلها مطرح میگردد آنست که خواص این پوششها نباید
نظیر مجزا بررسی گردند بلکه باید این خواص در سیستم آکریل پوشش مطرح در مطالعه گردند یعنی
تأثیرات پوشش و آکریل با هم بر روی بلندتر یا پایینتر مقاومت خوردگی تأثیر قرار دهند بعضی مکان بالا بودن
استحکام خرش، خستگی و مقاومت خوردگی داغ والسید سوپر آکریلها دلایل استفاده آنها
یابند اما اعمال پوششها که اغلب برای بهبود مقاومت خوردگی سیستم سوپر آکریلها و همچنین
ایجاد انزایش دمای محیط کاری آنها صورت میگیرد خواص دیگر آکریلها مثل استحکام خرش و غیر
خستگی سوپر آکریلها را تأثیر قرار دهند همینطور نفوذ عناصر موجود در سوپر آکریلها همین است
خواص پوشش را تحت تأثیر قرار دهند بعضی مکان مقاومت خوردگی، چسبندگی و خواص مکانیکی
پوشش در زمانها که طریق در نفوذ عناصر آکریلها پایینتر تأثیر قرار دهند بعضی مکان مقاومت خوردگی، چسبندگی و خواص مکانیکی
(۱۴، ۲۸)

از این بین خواصی که پوششها مورد نظر بایست دارا باشند عبارتند از (۷، ۱۸، ۲۲)
① مقاومت در برابر اکسیداسیون و خوردگی داغ

② خواص مکانیکی مناسب (استحکام خرش و خستگی، انعطاف پذیری، مقاومت ضربه و تابش)
③ چسبندگی عالی به فلز پایه

④ عدم تأثیر منفی بر روی خواص و عملکرد فلز پایه
⑤ سهولت اعمال آنها

عدد ۵۲ / ۱۰۰
مجموعه حاصل از ترکیب

اکسیداسیون

یک خط اکسید کننده قوی وجود خواهد داشت همچنین ابعاد CO_2 در گازها ناشی از احتراق و ورود H_2O همراه هوای ورودی و احتمالاً سوخت مصرفی، اکسید کننده خطی را تشکیل خواهند نمود. اکسیداسیون تک در یک در یک دمای ثابت رخ داده در حالیکه اکسیداسیون سطحی در اثر نوسانات دما بوقوع می پیوندد که بطور کلی در توان طیف مختلف تخریبهای ناشی از اکسیداسیون را به صورت زیر بیان نمود (۱۲)

- ۱- ایجاد پوسته اکسیدی در سطح (Surface scaling)
- ۲- اکسیداسیون داخلی (Internal oxidation)
- ۳- جدا شدن پوسته اکسیدی (oxide spalling)
- ۴- تبخیر پوسته اکسیدی (oxide volatilization)

۵- اکسیداسیون مرز دانه‌ای (Intergranular oxidation)

که نتایج عمده این تخریبها کاهش سطح مقطع موثر قطعه که تنش بر آن وارد می‌گردد، زدودن عناصر آلیاژی، بوقوع پیوستن استحاله‌های فازی ناخواسته و مصرف میباشند.

خود دمای داغ نیز نوع دیگری از خوردگی در دمای بالا میباشد که اهمیت فوق العاده‌ای در تخریبها دارند.

ویژگیهای این خوردگیها را در [این نوع خوردگی در اثر اکسیداسیون داخلی است که عمدتاً سولفات] سولفات می‌باشد و باید دانست که این نوع خوردگیها در دمای بالا و در حضور اکسیژن و رطوبت بوجود می‌آید و حاصل تنش‌های کشنده بین اجزای مختلف است. این نوع خوردگیها در دمای بالا و در حضور اکسیژن و رطوبت بوجود می‌آید و حاصل تنش‌های کشنده بین اجزای مختلف است.

خورشید نوع I سولفید آهن و سولفید کربن در اکسیژن و آب و ...
 خصوصیت
 نوع II وجود سولفید کربن SO_3 در اکسید SO_4 و سولفید کربن و سولفید آهن

۹۵-۸۵
۷۵-۶۵

خورشید داغ به دو نوع I و II تقسیم می شود به ترتیب در محدوده های ۸۵-۹۵ و ۶۵-۷۵. بوقوع می پیوندد و گاهی نیز باناهای خورشید داغ (های بالا) و خورشید داغ های پایین نیز در آن درند. خورشید نوع I معمولاً در بالای نقطه زوب سولفید سیم (۸۱۴۰) اتفاق می افتد اما این نوع خورشید حتی در حد ۷۵۰۰ نیز گزارش ریده. در این نوع خورشید (نوع I) سولفید آهن مشاهده می شود که همراه با اکسیژن و آب و ...
 نسخه بارز آن عبارتست از در خورشید نوع II وجود مقدار کمی SO_3 در Na_2SO_4 برای کاهش نقطه زوب سولفید سیم الزامی است (۳۱۲).
 جبهه خورشید در اکسیژن و آب و ...

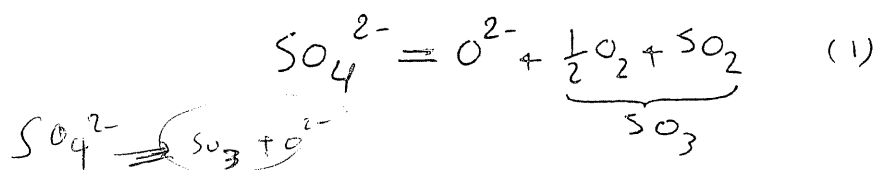
مکانیزم های برای خورشید داغ ارائه شده اند که هر یک آن فلوکسینگ (Fluxing) عبارتند که برای روشنتر بودن مطالب بعدی به اجمال به شرح آن پرداخته شود.
 در این فراکنده اخلال پوسته های اکسیدی در غلظت های مذاب اتفاق می افتد و لذا در مراحل بعدی غلظت های مذاب کربن اجزاء خوردنده (مثل گازهای اکسید کننده) می توانند به پوشش و در نهایت پس از اخلال و تخریب کامل پوشش به فلز یا به جمله نمایند. با در نظر گرفتن این مطلب که غلظت های سولفید و مخصوص سولفید سیم اصلی ترین اجزاء خوردنده می باشند به دانستنی ربط به آن اثر دارد و در زیر:
 ۱- اخلال پوسته اکسیدی که منجر به مذاب
 ۲- منجر به مذاب و اجزاء خوردنده
 ۳- منجر به اکسید شدن و پوشش
 و به پراکنندگی و تخریب
 به فلز یا به جمله نمایند

- * High Temperature Hot Corrosion
- ** Low Temperature Hot corrosion

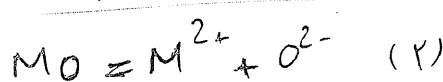
نمک جاذب (اندکس هاز) Na_2SO_4 با کبیری Na_2O و آب سرد و به صورت ترکیب اکسیدی مذاب حل می شود.
 اسید (آبی) - لایه اسیدی با SO_3 - کاتود اسیدی

★ فشار SO_3 - عامل تحرک کننده اکسید O^{2-} مذاب (۵۴-۵۵)
 ولت سلیم

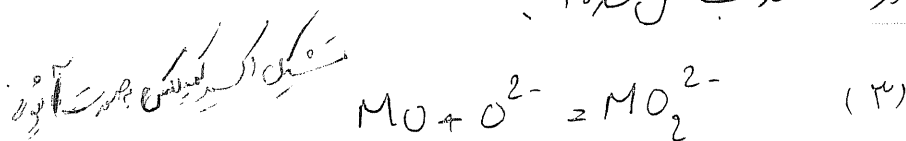
Na_2SO_4 از دو قسمت بازی و اسیدی تشکیل شده که عبارتند از Na_2O و SO_3 . در قسمت بازی (فلاکسینگ بازی) لایه اسیدی Na_2O وارد وانش می شود و به صورت ترکیب اکسیدی در آن حل می شود. در حالیکه در قسمت اسیدی (فلاکسینگ اسیدی) لایه اسیدی با SO_3 وانش می نماید و به صورت کاتودین حل می شود. طبق وانش زیر دیده می شود که فشار SO_3 عامل تعیین کننده اکسید O^{2-} در مذاب مذاب می باشد.



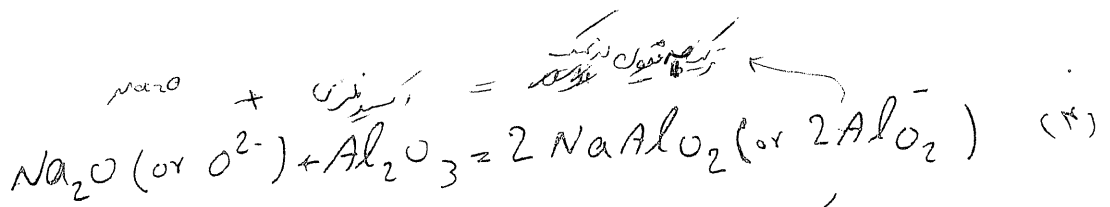
می توان از وانش (۱) چنین نتیجه گرفت که با افزایش فشار SO_3 ، اکسید O^{2-} کاهش می یابد و در نتیجه آن از مقدار اکسید O^{2-} در وانش (۲) کمتر باشد. البته MO تجزیه شده و کاتیونهای فلز M در مذاب ایجاد می نماید و به عبارت دیگر فلاکسینگ اسیدی می شود و گفته است.



اما اگر فشار SO_3 کاهش یابد اکسید O^{2-} در وانش (۱) افزایش یافته و در نتیجه طبق وانش (۳)، اسید کمپلکس به صورت اکسید O^{2-} ایجاد می نماید که طبق مطالب فوق می توان گفت فلاکسینگ بازی رخ داده است. البته MO در مذاب حل شده است (۵۴-۵۵).



وانش فلاکسینگ بازی Al_2O_3 به صورت وانش (۴) فایس را می شود (۵۴-۵۵).



(۵۶) اسفوها فلکسنت اسیدی عبارتند از:

الف) در درجه حرارتی نسبتاً پائین (۸۰۰°C - ۶۵۰°C) در سوخت

ب) - فلکسها با SO_3 منظور افزایش اسیدیته سولفات سوخت در دیناز است

ج) - علاوه بر حل شدن پوسته‌ها هم فلکسها مانند Al_2O_3 و Ca_2O_3 عناصر فلزی را نیز اکسید کرده و بصورت یون وارد تنگ مذاب شده و تشکیل یون‌های با نقطه ذوب پائین می‌دهند و تسهیل بصورت اکسیدهای پایدار روی سطح سوخت را می‌پوشانند.

د) - ایجاد حفره‌ای در این نوع سوخت‌ها دیده شده که این حفره غنی از اکسیدهای Al_2O_3 و Ca_2O_3 هستند. همچنین اسفوها فلکسنت با زین عبارتند از: (۵۶)

الف) - سرت عدم خوردگی به تولید یونهای اکسیدی در مذاب بستگی دارد

ب) - در درجه حرارتی بالا (بیشتر از ۹۰۰°C) این مکانیزم رخ می‌دهد. زیرا افزایش تولید یونهای اکسیدی در درجه حرارت پائین اهمیت است.

ج) - در محیطهای حاوی SO_2 و SO_3 که غنی از اکسیرن باشند احتمال وقوع این نوع خوردگی

* فلکسنت اسیدی خوردگی در نوع فلکسنت اسیدی ناشی از فاز گازی و فلکسنت اسیدی ناشی از فاز مایع است. فلکسنت اسیدی در سوخت فلکسنت اسیدی ناشی از فاز گازی بیشتر مطرح می‌باشد و دلیل عدم وجود عناصر در آن از این مقدار بسیار کم آنها (در سوخت) فلکسنت اسیدی ناشی از فاز مایع است. حتماً این نادر است.

برایین حد است اسید در فاز ذاب با PO_2 کاهش می یابد، اما با کاهش PO_3 افزایش می یابد.

از بهترین عوامل موثر بر خوردگی داغ، می توان موارد زیر را نام برد (۳۹۵۴)

① در صورت جوش: سبب بروز نمک رسوب کرده محلوله در مایع می تواند تفاوت باشد و

بطور مثال می توان گفت در محلوله ای که نمک بصورت ذاب است بهترین خوردگی را ایجاد می کند

و در مایه ای که بصورت جامد و یا بصورت بخار در آید خوردگی برابر است (شکل ۳-۱)

② ناخالصی ها که موجود در محیط مانند نمک $NaCl$ ، کربن، وانادیم و... که با تخریب می شود اسیدی، کاهش نقطه ذوب نمک رسوب کرده و ایجاد تریب غنی مقام و غیر محافظ می راند که در این میان وانادیم و تریب اثر بسیار شدیدی بر جای می گذارند.

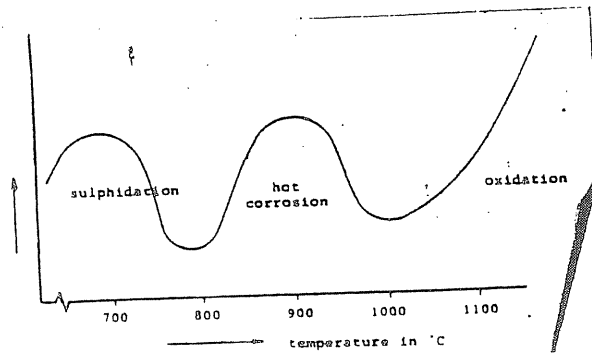
③ تریب و خواص پیوسته های اسیدی شکل شده. بعنوان مثال خوردگی داغ Al_2O_3 شدیدتر از Fe_2O_3 می باشد.

④ ترکیب اکسید: بعنوان مثال میزان SO_3 موجود در اکسید که در تعیین نوع فلز است

بسیار موثر است همچنین شرایط عملی سوختها (بعضا مثال نوع توربین مورد استفاده) نیز تعیین کننده نوع خوردگی است (شکل ۳-۱)

⑤ تریب نمک رسوب کرده بر روی سوختها

با توجه به تاثیر عوامل مختلف و پیچیدگی دانشی و مکانیزمهای خوردگی داغ از بحث بیشتر در این رابطه خودداری کرده و به بحث پیرامون خوردگی پوششهای سوختها که در شرایط مختلف در آما قبل از

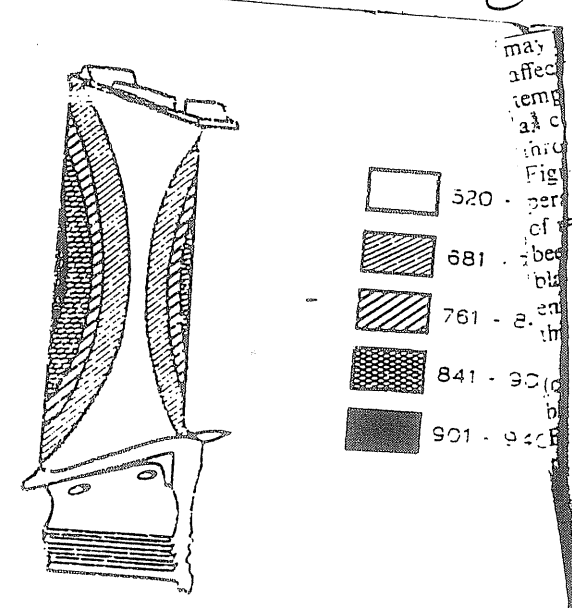


شکل ۱-۳- وابستگی مکانیزمهای خوردگی دمای بالا به دمای هوا (درج ۱۸)

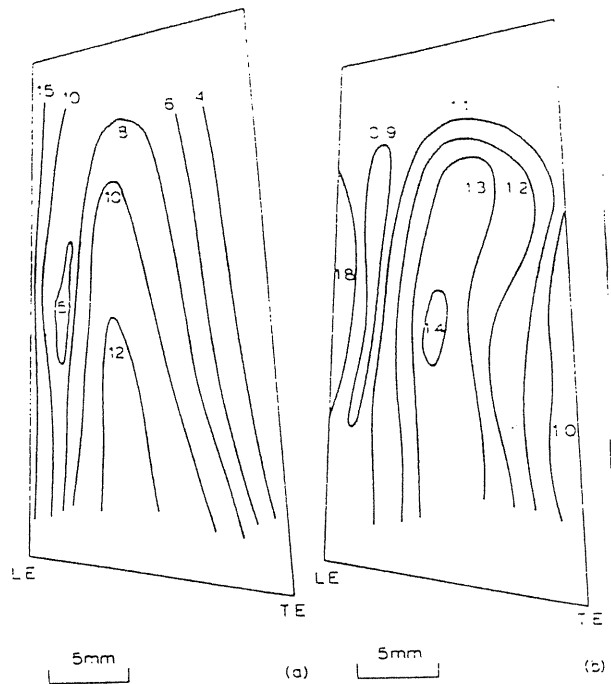
جدول ۱-۳- میزان دما و انواع خوردگیهای دمای بالا در توربینهای مختلف (ارجع ۱۱)

نوع توربین	دمای کاری	میزان اسیداسیون	میزان خوردگی داغ
هوائی	بالا	کم	متوسط
دریایی	متوسط	متوسط	کم
زمینی	متوسط	متوسط	کم

نیست لازم است که بدلیل تأثیر فاکتورها زیاد از قبیل نسبتهای
 حرارتی و سایر و در حالت عوامل متعدد در هکس از این پدیده ها، ارائه
 بر آید که تمامی جوانب مسائل موجود را در برگیرد کاری بسیار مشکل بوده
 به خواص نمود. بعنوان مثال اشکال ۲-۳ و ۳-۳ به ترتیب
 به یکدیگر و نیز اخذ از نقاط مختلف سطح یک پره که در بین ایشان دیده اند که از
 به کار آمده بر نقاط مختلف و سایر این نقاط نیز توانا در نظراته (چنانچه تمامی
 در یک و خوردنی پیش میباشند) می توان به موضوعات اشاره کرد در بالا می رود
 به نمود. لذا در اینجا بطور جداگانه به خواص پیشی پرداخته و در جاهای که لازم
 به آنها می باشد به توضیح داده خواهند شد.



شکل ۲-۳ - نحوه توزیع دما در سطح یک پره در فواصل (ارجح ۲)



شکل ۳-۲ - ارتباط بین سرعت سوب و عمق خوردگی روی سطح آلیاژ آلومینیم
 (الف) خطوط با سرعت میان خوردگی در با قطر ۲۵ میلیمتر
 (سرعت سوب بر حسب $10^{-2} \text{ g mm}^2 \text{ min}^{-1}$)
 (ب) خطوط با سرعت میان خوردگی (عمق خوردگی 10^{-3} in) (در سطح ۵۷)
 TE = Trailing Edge LE = Leading Edge

۳-۱- مقایسه خوردگی پوششهای نفوذی؛

چنانچه میان مقایسه خوردگی سوپر آلیاژها و پوششهای آنها بهتر به شکل پوششهای
 اکسیدی می‌توان از قبیل Al_2O_3 ، Cr_2O_3 و SiO_2 دانسته که در کنار آن تفاوت مکانیکی،
 پایداری (تفاوت در برابر انحلال در محیطی قلیایی) و قدرت ترسیم کنندگی این پوششها و سوپر آلیاژها
 یا پوششها محافظ را بالا خواهد برد. اصلی‌ترین عامل انتخاب یک پوشش برای سوپر آلیاژها

تفاوت مکانیکی که در دردها، بالا و در معرض اکسیداسیون و خوردگی واقع قرار دارند (مقایسه خوردگی آن می‌باشد)
 (۷/۱۸/۲۲)

تفاوت های کمی

۱-۱-۱-۳- تفاوت خوردگی پوششهای آلومینیدی: پوششهای آلومینیدی در صورتی که لایه پوشش در یک رندگی دارد و در صورتی که لایه پوشش از یک رندگی دارد

در میان پوششهای نفوذی، پوششهای آلومینیدی (به صورت های ساده و اصلاح شده)

بیشترین کاربرد را در مورد سوپر آلیاژها داشته که پس از عمده ترین دلائل آن تفاوت است

عالی اینگونه پوششها می باشد. این نوع پوشش عموماً در یک رندگی دارد و سرعت نفوذ اکسیژن از

پای آن نیز کم است. توانایی عمل پوششهای نفوذی در محافظت از فلز پایه به تشکیل پوششهای اکسیدی

چندگونی و قدرت ترسیم پوشته های اکسیدی بستگی داشته که این امر به ترکیب شیمیایی آلیاژ پوشش

و ساختار آنها وابسته می باشد. جدول ۳-۲ مقایسه ای بین اکسیداسیون سوپر آلیاژها در دو محیط با و بدون پوشش

پس از اعمال پوششهای آلومینیدی فازهای مختلفی از ترکیب Al_2O_3 و Al ممکن است

سطح ایجاد شوند که در این میان فاز $\beta-NiAl$ به دلیل فقط زوب بالا و تفاوت اکسیداسیون

خوب این مطلوب می باشد و در هنگام پوشش دهی سعی بر آنست که این فاز قسمت عمده پوشش

را تشکیل دهد. فازهای با آلومینیم بیشتر مانند $\delta-Ni_3Al_2$ به دلیل فقط زوب نسبتاً پایین به دارندگی (کمتر)

بافتنهای متفاوت در پوشش می شوند. از آنجا که فلز Al_2O_3 به عیب با ستر پوشش در مقابل

اکسیداسیون و خوردگی داغ تفاوت خواهد کرد اما محال عمل عملی بعد دی از قبیل تشکیل نشی

لایه پوشته های اکسیدی، تنشهای حرارتی و مکانیکی و ... باعث جدا شدن پوشته از سطح است

نمی شود. فلز Al_2O_3 می تواند به ران نفوذ Al به سمت خارج تشکیل دهد. با تخلیه های مکرر Al

از تشکیل مجدد Al_2O_3 ، غلظت Al در پوشش کاهش می یابد و اکسیدهای باقی مانده از منحل شدن می

Temp, °F	Time at Temp, hrs	Condition	Wt Change, mg/sq cm
Nickel-Aluminum Over Nickel-Base Superalloy ^a			
2000	500	Uncoated	-3.3
		Coated	+0.37
2300	100	Uncoated	-49.2 ✓
		Coated	-3.1
2300	400	Coated	-45.7 ✓
Iron-Aluminum Over Cobalt-Base Superalloy ^b			
2000	500	Uncoated	-200
		Coated	+12.4
2300	20	Uncoated	Destroyed
		Coated	+1.1
Iron-Aluminum Over Alloy Steel			
1800	100	Uncoated	+262.5
		Coated	+7.5

ناتوانی از شناسایی (شکل NiO و $NiAl_2O_4$) و لذا اثر اکسیداسیون به دلیل محافظ نبودن این لایه ها از آزمون

صیایه (البته این مکانیزم کلی بوده و در مورد سایر پوستشها نیز میتواند صادق باشند). نفوذ Al^{3+} به

سیمت بیرون صفت فکسل پسته Al_2O_3 پست استیله $\beta-NiAl$ $\gamma-Ni_3Al$

آن به فاز محلول حانه لا عمل در که این فازهاست

[illegible]

زینج پوس المومنین بطور کاتب داد شده است. چنانکه شاهد می شود با بیست و یک نفر از ایشان

اینها گسترش یافته اند از Al_3 و Al به سمت فلز پایه رست

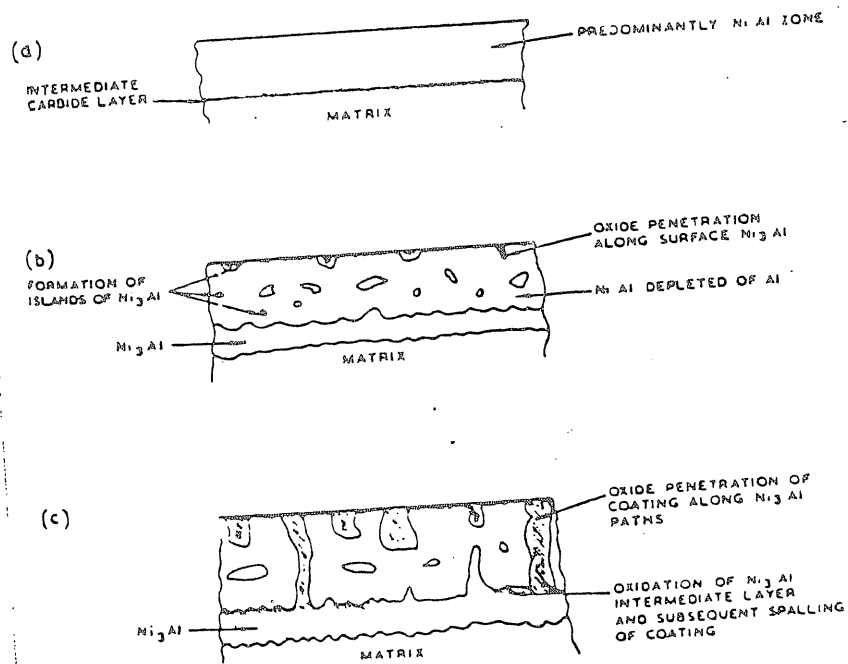
تیرپوش در سونہ. عقیدہ بقا، Al در پشیمانی مکتبہ: ۵-۴، ۱۳۰۲ھ، بیروت، لبنان.

چندین توانایی که در هر یک از این موارد است

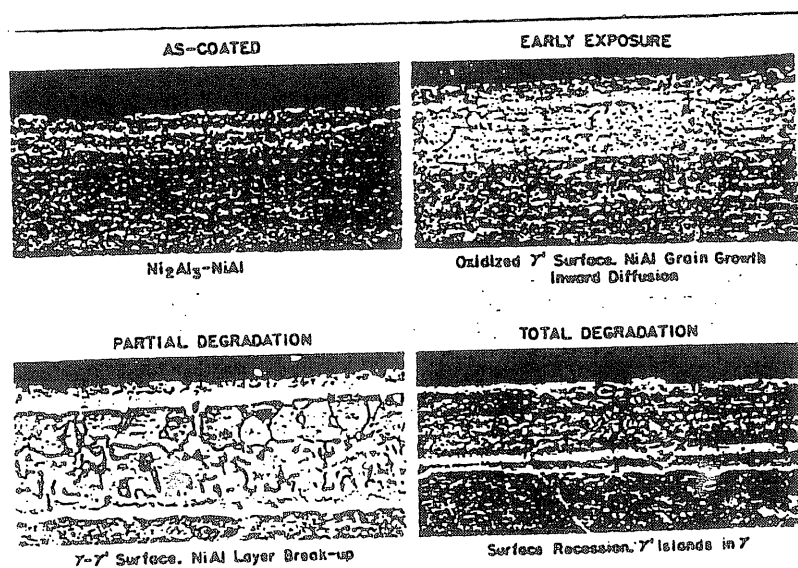
[illegible]

نامت علیا حرات (صحت تبیل Ni_2Al_3 - $NiAl$ واقع شده اند، البته فاز β

نیز در دسترس است و پس از آنکه آسمانهای فارسی فوق بوقوع می پیوندد (۳۷) (۵-۶)

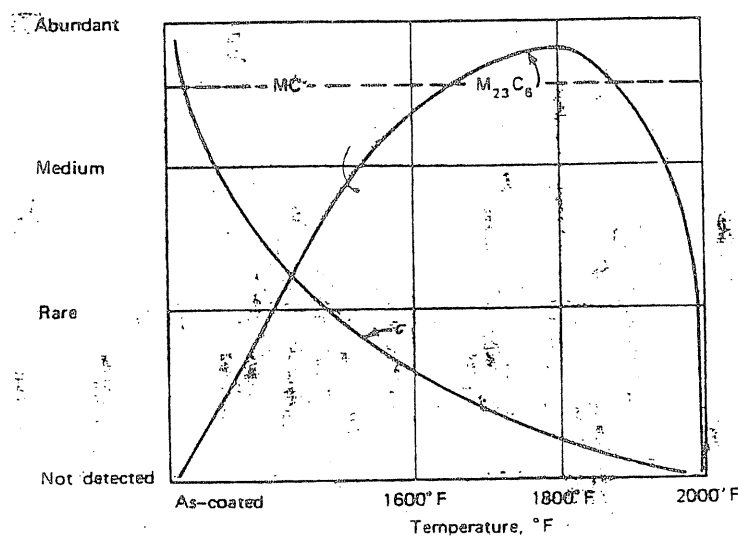


شکل ۳-۴-۵-۶: مراحل تخریب پوشش آلومینیدی در آلومینید (مرجع ۲۲)

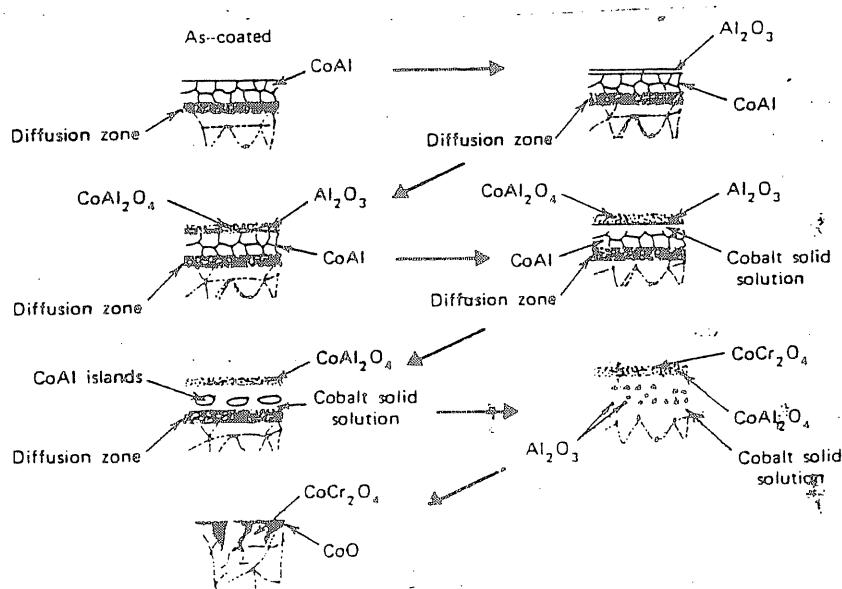


شکل ۳-۶: مراحل تخریب پوشش آلومینیدی اعمالی روی کربید آلومین (مرجع ۲۷)

البته همراه با اکسیداسیون تغییراتی در سایر فازها موجود در پوشش و سوبسترا رخ
 می‌دهند که تعدادی از آنها در شکل ۷-۳ مشاهده می‌شوند. همچنین روند تخریب پوشش اکسید
 روی سوبستراهای پایه کربن در شکل ۸-۳ نشان داده شده است و استیلهای مربوطه در شکل زیر
 گردیده اند:



شکل ۷-۳ - فازهای موجود در ناصیه دیفوزیون پوشش آلومینیدی (با آلومین پایه)
 بر روی ۱۵۰-۱۷۰ بعد از ۱۰ ساعت در دماهای مختلف (درج ۳۷)



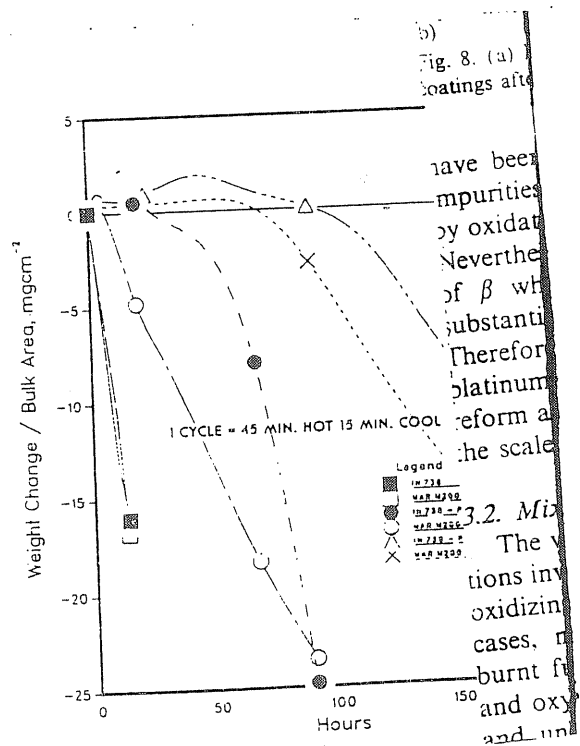
شکل ۸-۳ - تخریب پوشش آلومینیدی بر روی آلیاژ پایه کربن WI-52
 (درج ۳۷)

پوشش آلومینیدی اصلاح شده Pt-Al (مقاومت به اکسیداسیون (انزودرکال و سیکل) بهتر
 Cr-Al (مقاومت به خوردگی داغ)
 (به همراه γ و δ)

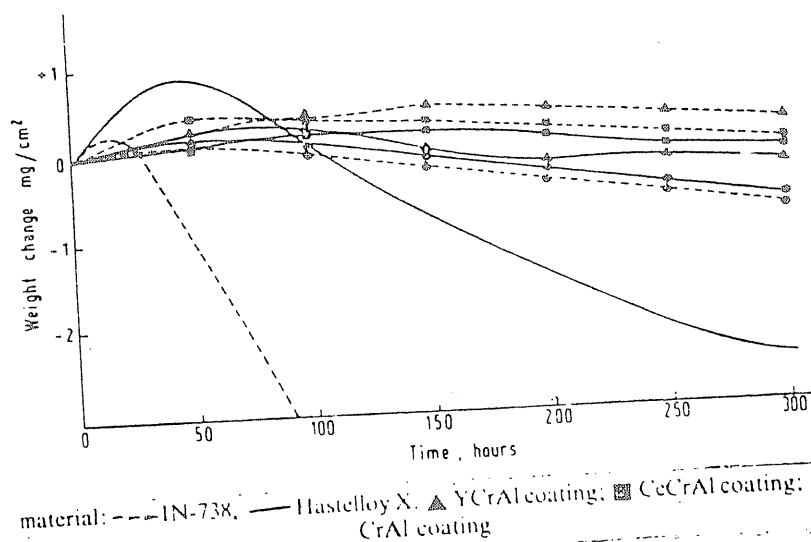
پوششهای آلومینیدی ساده در مقابل خوردگی داغ ناشی از نمکها و فذاب مقاوم

چندانی ندارند و اغلب بصورت اصلاح شده بکار می روند. پوششهای اصلاح شده Pt-Al و Cr-Al (همراه با عناصر دیگر از قبیل γ و δ) نه تنها مقاوم خوردگی داغ بالاتری نسبت به پوششهای آلومینیدی ساده دارند بلکه حتی مقاومت اکسیداسیون (انزودرکال و سیکل) بیشتری نیز برخوردارند (۲۱ و ۵۹)

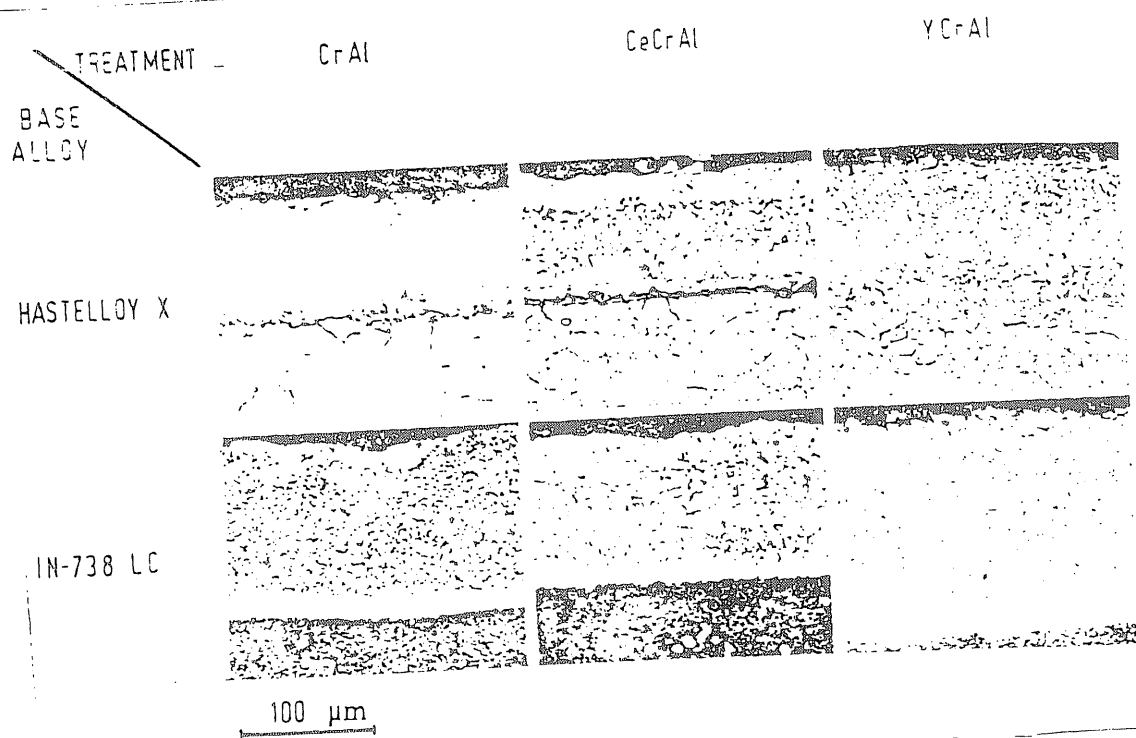
برخورد دارند سطحی ۳-۹ و ۱۰-۱۲



شکل ۳-۹ - تغییر وزن: MAR-M 200 و MAR-M 738 دارای اکسیداسیون سطح
 در سبب کاهش پوشش، با پوشش آلومینیدی ساده و با پوشش اصلاح شده Pt-Al
 در دمای ۲۰۰۰ C و در هوا (ارجع ۵۹)



(a)



(b)

شکل ۱۰-۳ (a) تغییر اوزن IN-738 و Hastelloy X با پوششهای مختلف در دمای ۱۱۰۰ درجه سانتیگراد

(b) تغییر میکرو ساختار نمونه های پوشش داده شده از آلیاژ IN-738 و Hastelloy X (درج ۲۱)

تاکیریم (نقار در برابر خوردگی نوع I) در شکل پویش حفاظت سطحی و تغییر مکانیزم خوردگی شرکت Cr

نمونه‌ای است که افزودن Cr به پویش آلومینیه می‌تواند پویش را برابر با پویش از انواع خوردگی داغ (نوع I) بهبود می‌بخشد. که این امر به دلیل مشارکت Cr در تشکیل پوسته‌های محافظ سطحی و ایجاد تغییر در مکانیزم‌های خوردگی توسط آن می‌باشد. همچنین اصلاح پویش آلومینیه توسط Pt با افزودن مقادیر آن در برابر خوردگی داغ نوع II سرد (مفوض در صورتی که Pt در پویش ایجا شود). مکانیزم تأثیر عناصر فعال مانند Cr و Pt و ... نیز به صورت زیر بیان شده است. (۲۱، ۵۹، ۶۱)

۱- ایجاد آلیسیدها که به صورت منع عمل می‌نمایند و بارش از داخل پویش به داخل زمینه با انتقال مکانیکی پوسته‌های آلیسیدی و پویش به محل‌های سرد می‌روند.

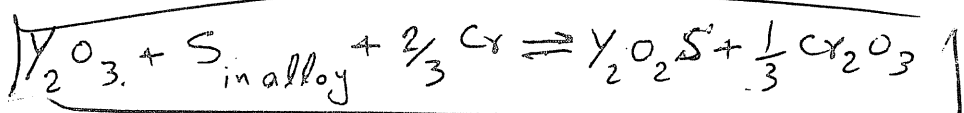
۲- حذف جاهای خالی (حفرات) توسط این عناصر که از رسد حفرات جلوگیری می‌کند و لذا اثرات پویش را در اثر سیمای حرارتی و ... کاهش می‌دهد.

۳- کاهش تنش‌های ناشی از رسد پوسته‌های آلیسیدی به دلیل تغییر مکانیزم آلیسیداسیون

۴- افزایش پلاستیسیته پوسته‌های آلیسیدی و در نتیجه ایجا در تنش بیشتر در آنجا در اثر فرسایش و بتعویق افتادن ترک خوردگی در پوسته‌های آلیسیدی

۵- ایجاد بانه سیمای بین لایه‌های مختلف سطحی و حذف اثرات خراب عناصری از قبیل

گوردن با تصفیه انتقال لایه‌های مختلف می‌روند که در زیر یک نمونه از این مورد به صورت رایش سیمای نازک داده شده است. (۶۱)



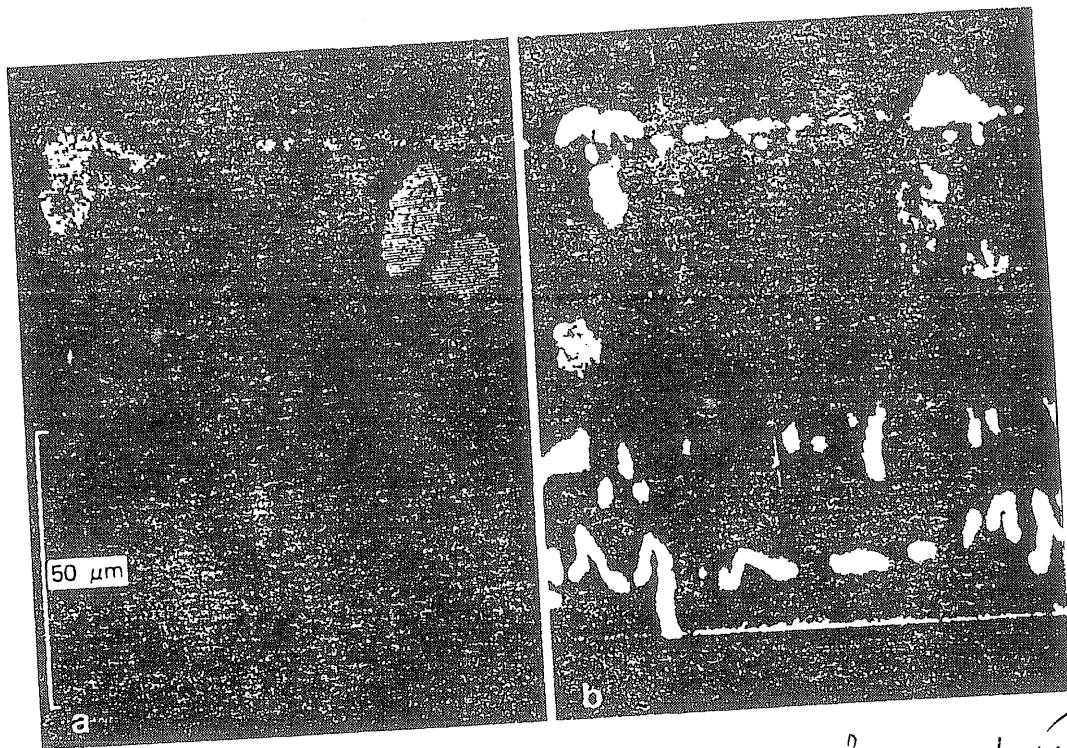
شرك

برگه از دفتر خواهد بود. (ص ۱۱ و ۱۲ - ۳)

res Cr

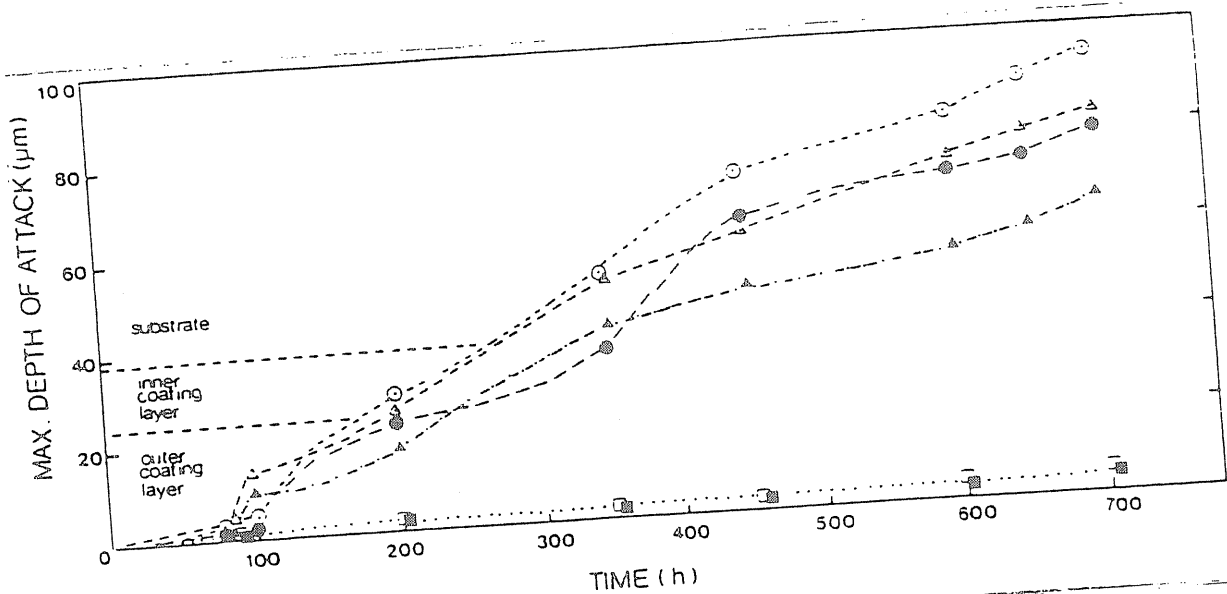


بسمه ت ۱۰ ساعت در ۱۱۰۰. اکسید اسیرون سرعتر TiO_2 در پیش از راه است (رج ۳۶)



شکل ۱۲-۳- اکسیداسیون پوشش (از نوع $NiAl$) (اعمال شده توسط فرآیند الکترونیک بالا) به مدت ۱۱۰ ساعت در ۱۱۰۰°C
(a) توزیع اکسیرن
(b) توزیع نیتروژن (مرجع ۳۶)

فناوری خوردگی داغ و اکسیداسیون پوششها تابعی از محیط (عوامل خوردگی)، (مادگی و شرایط محیطی) که نمونه‌ای از تاثیر این عوامل را می‌توان در شکل ۱۳-۳ مشاهده کرد. البته نحوه آزمایشات و معیارها کاملاً متناسب است. جهت تعیین مقایسه بین پوششها از عواملی هستند که در انتخاب آنها با سیر ملاحظاتی نمود و میزان تناسب آنها را به سطح عملی و واقعی که پوشش در آن واقع خواهد شد در نظر گرفت. بعنوان مثال پوششهای ذکر شده در جدول ۳-۳ به دو صورت (۱) و (۲) دسته بندی گردیده که در دسته بندی اول شاهد است ماروسکووی (اینرا تخریب پوشش به صورت ماروسکووی قابل مشاهده است) و در دسته بندی دوم شاهد است ماروسکووی (اینرا تخریب از سایر روشها معیار بوده اند)



Symbol	Alloy	Temperature ($^{\circ}\text{C}$)	Environment
○	MAR-M 002	700	$\text{Na}_2\text{SO}_4\text{-O}_2\text{-SO}_x$
●	MAR-M 002	830	$\text{Na}_2\text{SO}_4\text{-O}_2\text{-SO}_x$
△	IN-738LC	700	$\text{Na}_2\text{SO}_4\text{-O}_2\text{-SO}_x$
▲	IN-738LC	830	$\text{Na}_2\text{SO}_4\text{-O}_2\text{-SO}_x$
□	MAR-M 002 or IN-738LC	700	$\text{O}_2\text{-0.1vol.\%SO}_x$
■	MAR-M 002 or IN-738LC	830	$\text{O}_2\text{-0.1vol.\%SO}_x$

نظر ۱۳-۲ - حداکثر عمق خوردگی برای آلیاژهای MAR-M002، IN-738LC با پوشش اکسیدیندی
بر حسب زمان در محیط‌های مختلف در ۷۰۰ و ۸۳۰ (رجع ۶۲)

Coating	Type	Application	Thickness (μm)	Total test time (h)
PWA 73	Pack aluminide (inward diffusion)	Al-Si pack process	65	250
PWA 273	Pack aluminide (outward diffusion)	Al pack process	50	250
PWA 275	Gas phase aluminide	Al gas phase process	55	250
BB	Rh-noble metal aluminide	Rh electroplate-Al pack	85	300
RT 22A	Pt-noble metal aluminide	Pt electroplate-Al pack	90	300
PWA 270	Ni-Co-Cr-Al-Y overlay	Physical vapour deposition, electron beam	80	300

(a)

(b) PWA 73 BB PWA275 PWA 273 RT 22A PWA 270

(c) PWA 73 PWA 275 PWA 273 BB RT 22A PWA 270
increasing corrosion-oxidation resistance

جدول ۳-۳ (۹) مشخصات پوششهای آکسیدیندی در شرایط خوردگی
(b) دسته بندی پوششها بر اساس مشخصات میکروسکوپی
(c) دسته بندی پوششها بر اساس مشخصات میکروسکوپی (رجع ۶۳)

کربن دی اکسید به خودی داغ
سولفید کربن

تحت تاب برداشتن به backfiring
مقاومت را کم می کند
تعدادی کربن سولفید
تجزیه

۱-۱-۲. مقاومت خوردگی پوششهای کرومیدی:

پوششهای کرومیدی همانگونه که قبلاً ذکر کردیم چندین بار در دمنش سولفید و دایکریل عمده آن

تجربه پوشش Cr_2O_3 در دماهای بالاتر از $۸۵۰^{\circ}C$ می باشد. این پوششها با تشکیل پوشش Cr_2O_3

از نظر خاص محافظت می کنند و از مقاومت خوردگی داغ موجب بر خوردار هستند اما به دلیل تاب برداشتن

(Buckling)، نفوذ سریع اکسیژن از میان آن (نسبت به Al_2O_3) و همچنین تجزیه آن،

مقاومت اکسیداسیون کمی دارند و لذا در مواردی برای محافظت در برابر خوردگی داغ و سولفیداسیون در دماهای بالا (۷)

اطلاعات موجود در بارش این پوششها کم بوده و در رابطه با خواص خوردگی آنها کار چندانی

زیادتر انجام نشده است. در آزمونهای که توسط Bauer و همکارانش بر روی $IN-738$

با پوشش کرومیدی انجام شده نمونه ها توسط رسوبی شامل $4.6\% Na_2SO_4$ ، $19.4\% CaSO_4$

$24\% Fe_2O_3$ ، $19.8\% ZnSO_4$ ، $11.1\% K_2SO_4$ ، $3\% MgO$ ، $7\% Al_2O_3$ و $11.1\% SiO_2$ مورد

حمله خوردگی واقع گردیدند که در نهایت مقایسه ساختار این نمونه ها با نمونه های که در رابطه کاری

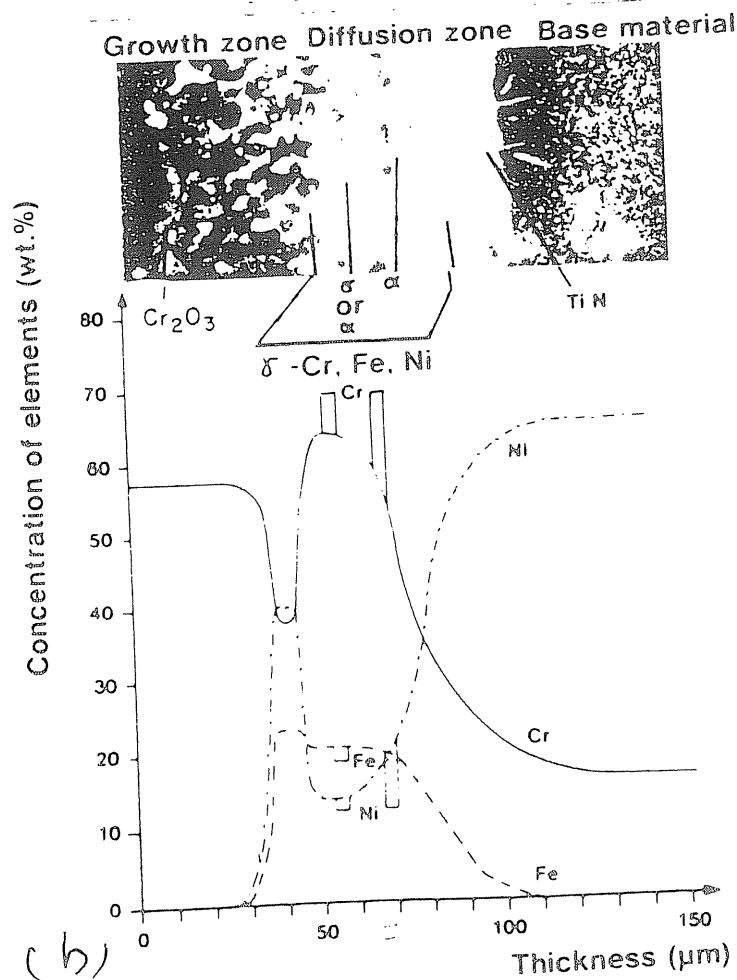
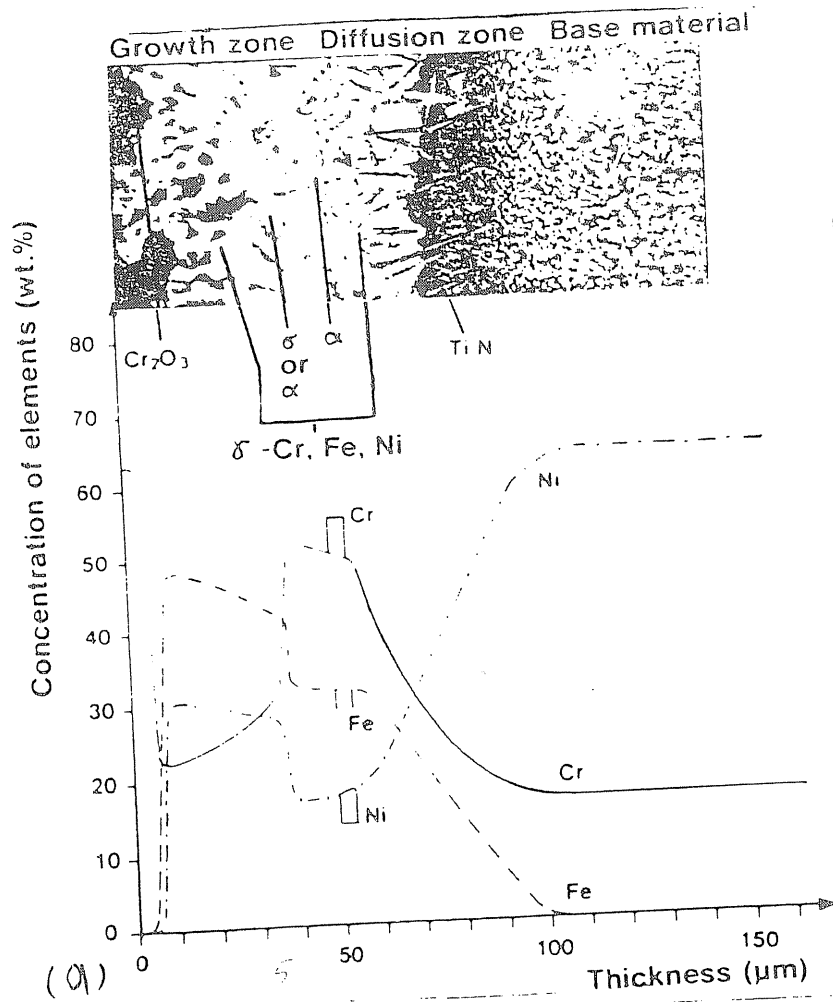
سردس بوده اند نشان دهنده تفاوت زیادی است (شکل ۱۴-۳). در ساختار نمونه های که در

تاب در معرض خوردگی بوده اند ذرات سولفیدی تا ناصیه دیفوزیونی نفوذ کرده اند (شکل ۱۵-۳ سمت چپ)

و در نمونه های که توسط رسوبات فرسود خورده شده اند، تمام پوشش مورد حمله واقع گردید

نظر ۳-۱۵ سمت راست). بین ذرات سولفیدی و اکسیدهای فازها (۵) و (۶-۷) دیده می شود. (۲۳)

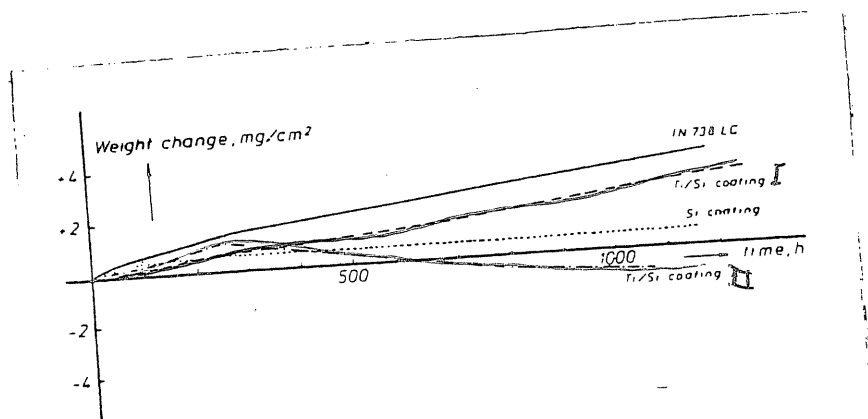
اینها نیز لازم به ذکر است که امروزه اغلب از Cr_2O_3 به جای Al_2O_3 برای ایجاد پوشش نفوذی استفاده می شود.



شکل ۱۴-۳ (a) پودش کرومیدی روی N-738L بعد از کار در شرایط سردی (۸۵۰°C) است
 (b) پودش روی کرومیدی روی N-738L بعد از تست crucible در ۸۵۰°C است
 (رف ۲۳)

۸) استفاده می‌شود. این نوع پوششها معایب پوشش سیلیسی ساده را ندارند اما به
در میزان غرض اصلاح کننده در پوشش وقت کم‌تر همانطور که در شکل ۳-۱۶ مشاهده می‌شود
آیا افزایش غلظت اکسیداسیون نسبت به پوشش سیلیسی ساده نشانه (پوشش I) و
حتی در مواردی که تغییرات بدلیل تشکیل پرستهای غیر محافظ و جدا شدن آنها از سطح به جایی
افزایش وزن در اکسیداسیون کاهش وزن خواهند داشت (پوشش II).

تأثیر لایه‌های اکسیداسیون
در تغییر وزن



شکل ۳-۱۶ - تغییر وزن بر حسب زمان اکسیداسیون در دمای ۹۰۰°C برای آلیاژ IN-738 LC بدون پوشش و با پوششهای سیلیسی (ارجع ۲۵)

مکس، فشار بخار تا ۵ درجه با Cr، Ni، Ta،
میکه، اپیکس PVD، مکس

شکل ۳-۱۷ - تغییر وزن بر حسب زمان اکسیداسیون در دمای ۹۰۰°C برای آلیاژ IN-738 LC با پوششهای سیلیسی (ارجع ۲۵)

از آنجا که این پوشش سیلیسی همراه با عناصر دیگر بطریق دیفیوژنی چندان مفید نبوده
نیز ترکیب و ساختار این روش بسیار مشکل است. افزوده از روشهای دیگری برای ایجاد
روشهای پوشش همراه با Si استفاده می‌شود که در این میان روش slurry مناسبترین روش
است چرا که فشاری را بالای Si در تماس با سایر اجزاء از قبیل Cr، Ni، Ta و... امکان
میکند از روشهای چون پلاسما اسپری و PVD را تا حد زیادی با مشکل روبرو می‌سازد (۱۳)

[illegible][illegible]

لا بد من انوار

$$2r, 7, 14, 21, 28, 35, 42, 49, 56, 63, 70, 77, 84, 91, 98, 105, 112, 119, 126, 133, 140, 147, 154, 161, 168, 175, 182, 189, 196, 203, 210, 217, 224, 231, 238, 245, 252, 259, 266, 273, 280, 287, 294, 301, 308, 315, 322, 329, 336, 343, 350, 357, 364, 371, 378, 385, 392, 399, 406, 413, 420, 427, 434, 441, 448, 455, 462, 469, 476, 483, 490, 497, 504, 511, 518, 525, 532, 539, 546, 553, 560, 567, 574, 581, 588, 595, 602, 609, 616, 623, 630, 637, 644, 651, 658, 665, 672, 679, 686, 693, 700, 707, 714, 721, 728, 735, 742, 749, 756, 763, 770, 777, 784, 791, 798, 805, 812, 819, 826, 833, 840, 847, 854, 861, 868, 875, 882, 889, 896, 903, 910, 917, 924, 931, 938, 945, 952, 959, 966, 973, 980, 987, 994, 1001, 1008, 1015, 1022, 1029, 1036, 1043, 1050, 1057, 1064, 1071, 1078, 1085, 1092, 1099, 1106, 1113, 1120, 1127, 1134, 1141, 1148, 1155, 1162, 1169, 1176, 1183, 1190, 1197, 1204, 1211, 1218, 1225, 1232, 1239, 1246, 1253, 1260, 1267, 1274, 1281, 1288, 1295, 1302, 1309, 1316, 1323, 1330, 1337, 1344, 1351, 1358, 1365, 1372, 1379, 1386, 1393, 1400, 1407, 1414, 1421, 1428, 1435, 1442, 1449, 1456, 1463, 1470, 1477, 1484, 1491, 1498, 1505, 1512, 1519, 1526, 1533, 1540, 1547, 1554, 1561, 1568, 1575, 1582, 1589, 1596, 1603, 1610, 1617, 1624, 1631, 1638, 1645, 1652, 1659, 1666, 1673, 1680, 1687, 1694, 1701, 1708, 1715, 1722, 1729, 1736, 1743, 1750, 1757, 1764, 1771, 1778, 1785, 1792, 1799, 1806, 1813, 1820, 1827, 1834, 1841, 1848, 1855, 1862, 1869, 1876, 1883, 1890, 1897, 1904, 1911, 1918, 1925, 1932, 1939, 1946, 1953, 1960, 1967, 1974, 1981, 1988, 1995, 2002, 2009, 2016, 2023, 2030, 2037, 2044, 2051, 2058, 2065, 2072, 2079, 2086, 2093, 2100, 2107, 2114, 2121, 2128, 2135, 2142, 2149, 2156, 2163, 2170, 2177, 2184, 2191, 2198, 2205, 2212, 2219, 2226, 2233, 2240, 2247, 2254, 2261, 2268, 2275, 2282, 2289, 2296, 2303, 2310, 2317, 2324, 2331, 2338, 2345, 2352, 2359, 2366, 2373, 2380, 2387, 2394, 2401, 2408, 2415, 2422, 2429, 2436, 2443, 2450, 2457, 2464, 2471, 2478, 2485, 2492, 2499, 2506, 2513, 2520, 2527, 2534, 2541, 2548, 2555, 2562, 2569, 2576, 2583, 2590, 2597, 2604, 2611, 2618, 2625, 2632, 2639, 2646, 2653, 2660, 2667, 2674, 2681, 2688, 2695, 2702, 2709, 2716, 2723, 2730, 2737, 2744, 2751, 2758, 2765, 2772, 2779, 2786, 2793, 2800, 2807, 2814, 2821, 2828, 2835, 2842, 2849, 2856, 2863, 2870, 2877, 2884, 2891, 2898, 2905, 2912, 2919, 2926, 2933, 2940, 2947, 2954, 2961, 2968, 2975, 2982, 2989, 2996, 3003, 3010, 3017, 3024, 3031, 3038, 3045, 3052, 3059, 3066, 3073, 3080, 3087, 3094, 3101, 3108, 3115, 3122, 3129, 3136, 3143, 3150, 3157, 3164, 3171, 3178, 3185, 3192, 3199, 3206, 3213, 3220, 3227, 3234, 3241, 3248, 3255, 3262, 3269, 3276, 3283, 3290, 3297, 3304, 3311, 3318, 3325, 3332, 3339, 3346, 3353, 3360, 3367, 3374, 3381, 3388, 3395, 3402, 3409, 3416, 3423, 3430, 3437, 3444, 3451, 3458, 3465, 3472, 3479, 3486, 3493, 3500, 3507, 3514, 3521, 3528, 3535, 3542, 3549, 3556, 3563, 3570, 3577, 3584, 3591, 3598, 3605, 3612, 3619, 3626, 3633, 3640, 3647, 3654, 3661, 3668, 3675, 3682, 3689, 3696, 3703, 3710, 3717, 3724, 3731, 3738, 3745, 3752, 3759, 3766, 3773, 3780, 3787, 3794, 3801, 3808, 3815, 3822, 3829, 3836, 3843, 3850, 3857, 3864, 3871, 3878, 3885, 3892, 3899, 3906, 3913, 3920, 3927, 3934, 3941, 3948, 3955, 3962, 3969, 3976, 3983, 3990, 3997, 4004, 4011, 4018, 4025, 4032, 4039, 4046, 4053, 4060, 4067, 4074, 4081, 4088, 4095, 4102, 4109, 4116, 4123, 4130, 4137, 4144, 4151, 4158, 4165, 4172, 4179, 4186, 4193, 4200, 4207, 4214, 4221, 4228, 4235, 4242, 4249, 4256, 4263, 4270, 4277, 4284, 4291, 4298, 4305, 4312, 4319, 4326, 4333, 4340, 4347, 4354, 4361, 4368, 4375, 4382, 4389, 4396, 4403, 4410, 4417, 4424, 4431, 4438, 4445, 4452, 4459, 4466, 4473, 4480, 4487, 4494, 4501, 4508, 4515, 4522, 4529, 4536, 4543, 4550, 4557, 4564, 4571, 4578, 4585, 4592, 4599, 4606, 4613, 4620, 4627, 4634, 4641, 4648, 4655, 4662, 4669, 4676, 4683, 4690, 4697, 4704, 4711, 4718, 4725, 4732, 4739, 4746, 4753, 4760, 4767, 4774, 4781, 4788, 4795, 4802, 4809, 4816, 4823, 4830, 4837, 4844, 4851, 4858, 4865, 4872, 4879, 4886, 4893, 4900, 4907, 4914, 4921, 4928, 4935, 4942, 4949, 4$$

۱-۲- مقام و خزان پوسیدگی روستا

فقره اولیه این و حواله ای داغ به پیشینه، در متن MCHALY، فاکتورها، مقدری
از قبل تریب پریش، ف جزئی اکسیرن، وجه در رابط سطح السید اسون و حواله ای داغ
نوع المتفرع فلزات، دما و ... ستن دارد - (۶)

روز عموں اکہ سوین بد پریش روکش بہین صورت است کہ یا شکستہ اند

و این اسید ها Al_2O_3 , Cr_2O_3 , ... شروع می شود و در نهایت

پس از شکل گیری پوسته و محافظ از آن سه ها یا به Al_2O_3 ، Ca_2O_3 و SiO_2 است

کام تقویت بلوغت و پیاپی آری اس نفوذ السیرن از میان لایه ها پیوسته Al_2O_3 و SiO_2

آهسته برد و محفظه از آب با نمک تقطیر کرد. حضور عناصر Al و N هم به روش

بعض پوسته ها اسید و در غلظت های کمتر از این (و غفر الله عنکم) منتهی به پدیده و حدود ۱۰-۵

مقدار الکونین لازم را از ۱۴۰ تا ۱۸۰ حاصل می‌دهد. پوششها در شش و شش

هفته ۳۰ خرداد هفته در مقابل انجمن تعاونیت چندانه این که در این است با اقوام

صبر کیا چون ۲، ۴، ۶، ۸، ۱۰، ۱۲، ۱۴، ۱۶، ۱۸، ۲۰، ۲۲، ۲۴، ۲۶، ۲۸، ۳۰، ۳۲، ۳۴، ۳۶، ۳۸، ۴۰، ۴۲، ۴۴، ۴۶، ۴۸، ۵۰، ۵۲، ۵۴، ۵۶، ۵۸، ۶۰، ۶۲، ۶۴، ۶۶، ۶۸، ۷۰، ۷۲، ۷۴، ۷۶، ۷۸، ۸۰، ۸۲، ۸۴، ۸۶، ۸۸، ۹۰، ۹۲، ۹۴، ۹۶، ۹۸، ۱۰۰، ۱۰۲، ۱۰۴، ۱۰۶، ۱۰۸، ۱۱۰، ۱۱۲، ۱۱۴، ۱۱۶، ۱۱۸، ۱۲۰، ۱۲۲، ۱۲۴، ۱۲۶، ۱۲۸، ۱۳۰، ۱۳۲، ۱۳۴، ۱۳۶، ۱۳۸، ۱۴۰، ۱۴۲، ۱۴۴، ۱۴۶، ۱۴۸، ۱۵۰، ۱۵۲، ۱۵۴، ۱۵۶، ۱۵۸، ۱۶۰، ۱۶۲، ۱۶۴، ۱۶۶، ۱۶۸، ۱۷۰، ۱۷۲، ۱۷۴، ۱۷۶، ۱۷۸، ۱۸۰، ۱۸۲، ۱۸۴، ۱۸۶، ۱۸۸، ۱۹۰، ۱۹۲، ۱۹۴، ۱۹۶، ۱۹۸، ۲۰۰، ۲۰۲، ۲۰۴، ۲۰۶، ۲۰۸، ۲۱۰، ۲۱۲، ۲۱۴، ۲۱۶، ۲۱۸، ۲۲۰، ۲۲۲، ۲۲۴، ۲۲۶، ۲۲۸، ۲۳۰، ۲۳۲، ۲۳۴، ۲۳۶، ۲۳۸، ۲۴۰، ۲۴۲، ۲۴۴، ۲۴۶، ۲۴۸، ۲۵۰، ۲۵۲، ۲۵۴، ۲۵۶، ۲۵۸، ۲۶۰، ۲۶۲، ۲۶۴، ۲۶۶، ۲۶۸، ۲۷۰، ۲۷۲، ۲۷۴، ۲۷۶، ۲۷۸، ۲۸۰، ۲۸۲، ۲۸۴، ۲۸۶، ۲۸۸، ۲۹۰، ۲۹۲، ۲۹۴، ۲۹۶، ۲۹۸، ۳۰۰، ۳۰۲، ۳۰۴، ۳۰۶، ۳۰۸، ۳۱۰، ۳۱۲، ۳۱۴، ۳۱۶، ۳۱۸، ۳۲۰، ۳۲۲، ۳۲۴، ۳۲۶، ۳۲۸، ۳۳۰، ۳۳۲، ۳۳۴، ۳۳۶، ۳۳۸، ۳۴۰، ۳۴۲، ۳۴۴، ۳۴۶، ۳۴۸، ۳۵۰، ۳۵۲، ۳۵۴، ۳۵۶، ۳۵۸، ۳۶۰، ۳۶۲، ۳۶۴، ۳۶۶، ۳۶۸، ۳۷۰، ۳۷۲، ۳۷۴، ۳۷۶، ۳۷۸، ۳۸۰، ۳۸۲، ۳۸۴، ۳۸۶، ۳۸۸، ۳۹۰، ۳۹۲، ۳۹۴، ۳۹۶، ۳۹۸، ۴۰۰، ۴۰۲، ۴۰۴، ۴۰۶، ۴۰۸، ۴۱۰، ۴۱۲، ۴۱۴، ۴۱۶، ۴۱۸، ۴۲۰، ۴۲۲، ۴۲۴، ۴۲۶، ۴۲۸، ۴۳۰، ۴۳۲، ۴۳۴، ۴۳۶، ۴۳۸، ۴۴۰، ۴۴۲، ۴۴۴، ۴۴۶، ۴۴۸، ۴۵۰، ۴۵۲، ۴۵۴، ۴۵۶، ۴۵۸، ۴۶۰، ۴۶۲، ۴۶۴، ۴۶۶، ۴۶۸، ۴۷۰، ۴۷۲، ۴۷۴، ۴۷۶، ۴۷۸، ۴۸۰، ۴۸۲، ۴۸۴، ۴۸۶، ۴۸۸، ۴۹۰، ۴۹۲، ۴۹۴، ۴۹۶، ۴۹۸، ۵۰۰، ۵۰۲، ۵۰۴، ۵۰۶، ۵۰۸، ۵۱۰، ۵۱۲، ۵۱۴، ۵۱۶، ۵۱۸، ۵۲۰، ۵۲۲، ۵۲۴، ۵۲۶، ۵۲۸، ۵۳۰، ۵۳۲، ۵۳۴، ۵۳۶، ۵۳۸، ۵۴۰، ۵۴۲، ۵۴۴، ۵۴۶، ۵۴۸، ۵۵۰، ۵۵۲، ۵۵۴، ۵۵۶، ۵۵۸، ۵۶۰، ۵۶۲، ۵۶۴، ۵۶۶، ۵۶۸، ۵۷۰، ۵۷۲، ۵۷۴، ۵۷۶، ۵۷۸، ۵۸۰، ۵۸۲، ۵۸۴، ۵۸۶، ۵۸۸، ۵۹۰، ۵۹۲، ۵۹۴، ۵۹۶، ۵۹۸، ۶۰۰، ۶۰۲، ۶۰۴، ۶۰۶، ۶۰۸، ۶۱۰، ۶۱۲، ۶۱۴، ۶۱۶، ۶۱۸، ۶۲۰، ۶۲۲، ۶۲۴، ۶۲۶، ۶۲۸، ۶۳۰، ۶۳۲، ۶۳۴، ۶۳۶، ۶۳۸، ۶۴۰، ۶۴۲، ۶۴۴، ۶۴۶، ۶۴۸، ۶۵۰، ۶۵۲، ۶۵۴، ۶۵۶، ۶۵۸، ۶۶۰، ۶۶۲، ۶۶۴، ۶۶۶، ۶۶۸، ۶۷۰، ۶۷۲، ۶۷۴، ۶۷۶، ۶۷۸، ۶۸۰، ۶۸۲، ۶۸۴، ۶۸۶، ۶۸۸، ۶۹۰، ۶۹۲، ۶۹۴، ۶۹۶، ۶۹۸، ۷۰۰، ۷۰۲، ۷۰۴، ۷۰۶، ۷۰۸، ۷۱۰، ۷۱۲، ۷۱۴، ۷۱۶، ۷۱۸، ۷۲۰، ۷۲۲، ۷۲۴، ۷۲۶، ۷۲۸، ۷۳۰، ۷۳۲، ۷۳۴، ۷۳۶، ۷۳۸، ۷۴۰، ۷۴۲، ۷۴۴، ۷۴۶، ۷۴۸، ۷۵۰، ۷۵۲، ۷۵۴، ۷۵۶، ۷۵۸، ۷۶۰، ۷۶۲، ۷۶۴، ۷۶۶، ۷۶۸، ۷۷۰، ۷۷۲، ۷۷۴، ۷۷۶، ۷۷۸، ۷۸۰، ۷۸۲، ۷۸۴، ۷۸۶، ۷۸۸، ۷۹۰، ۷۹۲، ۷۹۴، ۷۹۶، ۷۹۸، ۸۰۰، ۸۰۲، ۸۰۴، ۸۰۶، ۸۰۸، ۸۱۰، ۸۱۲، ۸۱۴، ۸۱۶، ۸۱۸، ۸۲۰، ۸۲۲، ۸۲۴، ۸۲۶، ۸۲۸، ۸۳۰، ۸۳۲، ۸۳۴، ۸۳۶، ۸۳۸، ۸۴۰، ۸۴۲، ۸۴۴، ۸۴۶، ۸۴۸، ۸۵۰، ۸۵۲، ۸۵۴، ۸۵۶، ۸۵۸، ۸۶۰، ۸۶۲، ۸۶۴، ۸۶۶، ۸۶۸، ۸۷۰، ۸۷۲، ۸۷۴، ۸۷۶، ۸۷۸، ۸۸۰، ۸۸۲، ۸۸۴، ۸۸۶، ۸۸۸، ۸۹۰، ۸۹۲، ۸۹۴، ۸۹۶، ۸۹۸، ۹۰۰، ۹۰۲، ۹۰۴، ۹۰۶، ۹۰۸، ۹۱۰، ۹۱۲، ۹۱۴، ۹۱۶، ۹۱۸، ۹۲۰، ۹۲۲، ۹۲۴، ۹۲۶، ۹۲۸، ۹۳۰، ۹۳۲، ۹۳۴، ۹۳۶، ۹۳۸، ۹۴۰، ۹۴۲، ۹۴۴، ۹۴۶، ۹۴۸، ۹۵۰، ۹۵۲، ۹۵۴، ۹۵۶، ۹۵۸، ۹۶۰، ۹۶۲، ۹۶۴، ۹۶۶، ۹۶۸، ۹۷۰، ۹۷۲، ۹۷۴، ۹۷۶، ۹۷۸، ۹۸۰، ۹۸۲، ۹۸۴، ۹۸۶، ۹۸۸، ۹۹۰، ۹۹۲، ۹۹۴، ۹۹۶، ۹۹۸، ۱۰۰۰، ۱۰۰۲، ۱۰۰۴، ۱۰۰۶، ۱۰۰۸، ۱۰۱۰، ۱۰۱۲، ۱۰۱۴، ۱۰۱۶، ۱۰۱۸، ۱۰۲۰، ۱۰۲۲، ۱۰۲۴، ۱۰۲۶، ۱۰۲۸، ۱۰۳۰، ۱۰۳۲، ۱۰۳۴، ۱۰۳۶، ۱۰۳۸، ۱

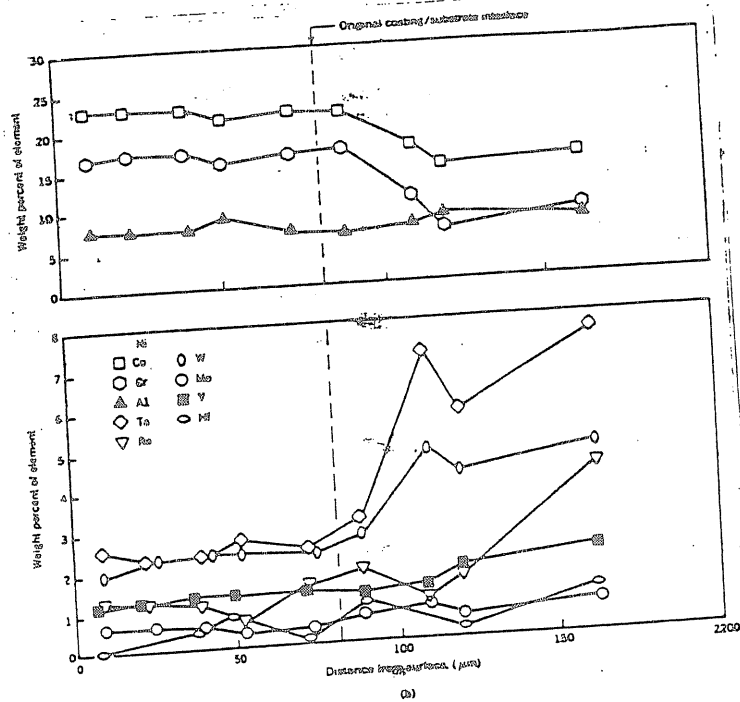
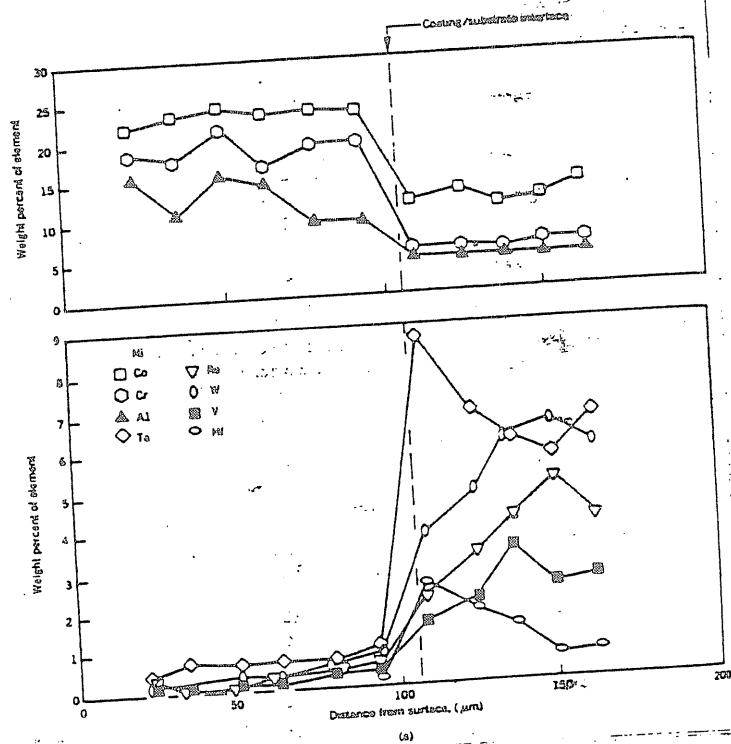
(۶) نه در قسمتی قبل توضیح داده شد.

✓ فقره ۹ که عمل در این پرستشگاه ترکیب زینتاً بنا بر این است و در حکم درجه ۱ است

این نغمه‌هاست که در دواها "بالا نه" است نفوذ افزاین می باشد (در سطح زید و وزان ها) در این

تجهیز پوشش به ترکیب مشخصی است که در دهان ریشه
سطح زیر دندان را پوشش می‌دهد و به سبب آن

افزایش سیرهای نفوذ برای عناصر آلیاری فلز پایه و پوشش در نتیجه
شدن (شکل ۱۷-۲) که این امر می‌تواند بر روی خواص پوشش از جمله مقاومت خوردگی آن
با توجه به نوع سوراخ‌ها (مورد شماره (۱۹) جدول ۴-۳)



شکل ۱۷-۳ (a) توزیع عناصر در پوشش و فلز پایه (سوراکس) پس از اچال پوشش
و عملیات حرارتی (پوشش از نوع NiCoCrAlY)
(b) همان پوشش (NiCoCrAlY) پس از ۷۵۰ ساعت
در ارتباط با آلیاژ سیکل (رسم ۱۹)

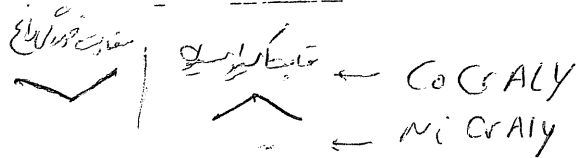
NiCoCrAlY

تفاوت در برابر اکسیداسیون

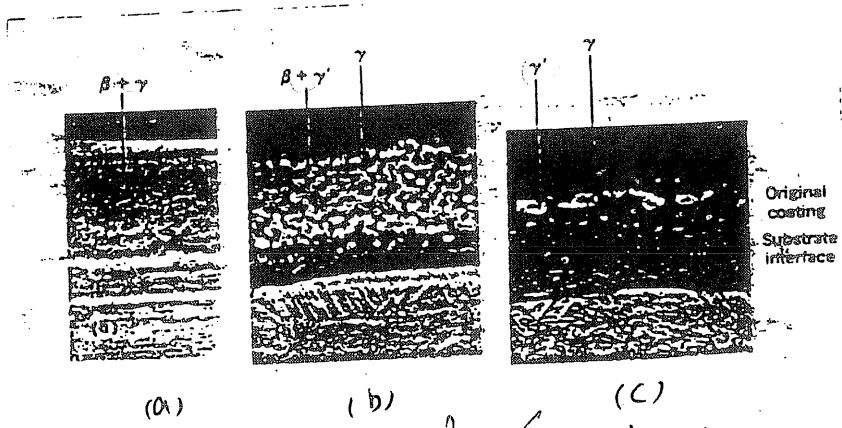
جدول ۴-۳ - مقادیر اکسیداسیون پوشش MCrAlY در دماهای مختلف (درج ۱۹)

Substrate	Coating Life at 2075 °F (1190 °C), h*
René 80	125
MM-200	200
Advanced Ni-base alloy	500

* Mach 1.0 gas velocity, air, cycled once per hour; life determined by visual and metallographic assessment of coating penetration.



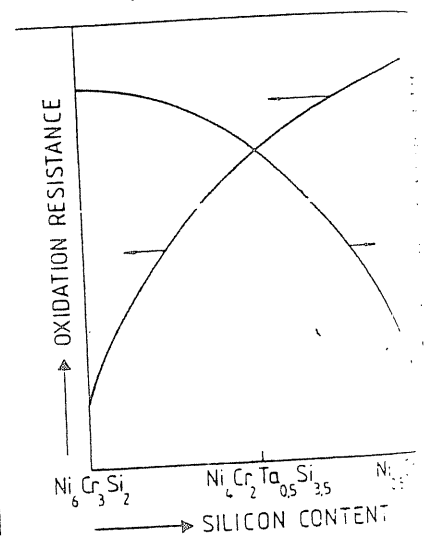
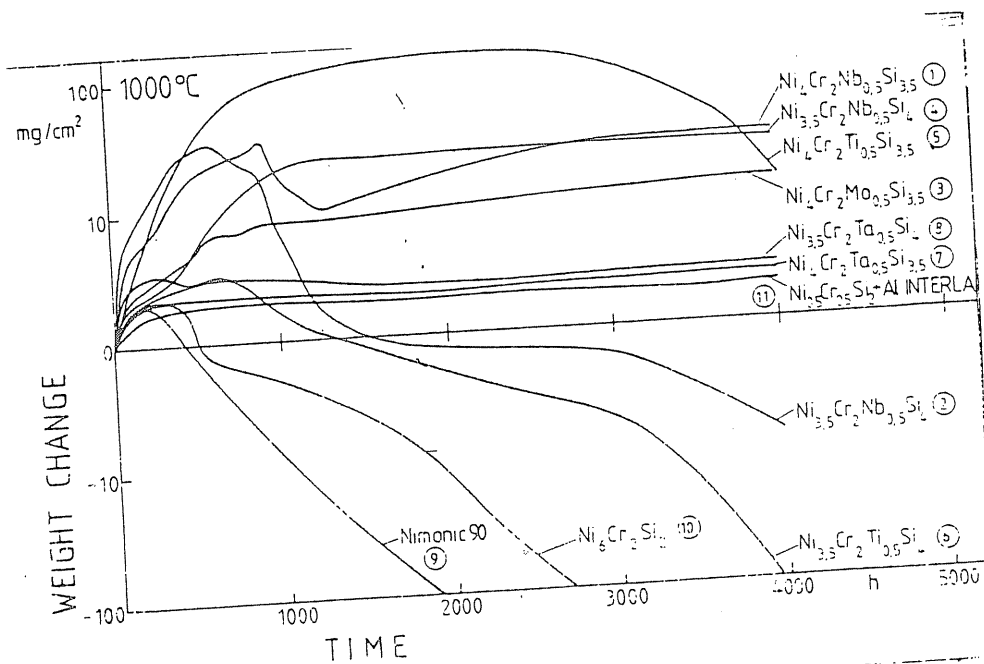
ترکیب $NiCoCrAlY$ بطور وسیعی برای محافظت در برابر اکسیداسیون بکار می رود و در این پوشش Co به جهت افزایش قابلیت پیوستن اکسیژن می شود. در این ترکیب به هنگام اکسیداسیون، جزایر β در مرز فاز β جدا می شوند و پس از جدا شدن، به فاز β در زمینه تبدیل می شوند که تفاوت اکسیداسیون کمتر را در این منطقه (۱۸-۳) ایجاد می کند.



نقطه ۱۸-۳ - تغییرات خواص در پوشش $NiCoCrAlY$ در دمای اکسیداسیون
 (a) بعد از ۱۲۵ ساعت اکسیداسیون در ۲۰۷۵ °F
 (b) بعد از ۲۰۰ ساعت اکسیداسیون در ۲۰۷۵ °F
 (c) بعد از ۵۰۰ ساعت اکسیداسیون در ۲۰۷۵ °F

اینستیم خواص مکانیکی و مقاومت به اکسیداسیون به پوششهای $NiCrSiX$ (Ta, Nb) (۱۳)

در رابطه با مقاومت اکسیداسیون پوششهای $NiCrSiX$ که X عناصری از قبیل (Ti, Mo, Nb, Ta) میباشند، در شکل ۱۴-۲ دیده می شود. افزودن Ta بیشترین تأثیر را در بهبود مقاومت اکسیداسیون این پوششها داشته و همچنین خواص مکانیکی بهتری را نیز ارائه میدهد. با بصارت بهتر این پوششها، اینستیم خواص مکانیکی و مقاومت به اکسیداسیون را دارا میباشند (شکل ۱۳-۲).



شکل ۱۴-۳ تغییر وزن در اکسیداسیون منظم ۹۰ Nimonic بدون پوشش و با پوششهای روشنی مختلف (در دمای ۱۰۰۰ درجه) (رجع ۱۳)

۲- تأثیر میزان اکسیداسیون و خواص مکانیکی (رجع ۱۳)

پوششهای روشنی برای کبالت ($CoCrAlY$) از مقاومت اکسیداسیون کمتری نسبت به پوششهای $NiCrAlY$ دارا میباشند و مقاومت خوردگی داغ بهتری دارند. در این پوششها

معمولاً در خوراک مرغ Ca و Al_2O_3 (در حد ۰.۵ تا ۱ درصد) به همراه Na_2SO_4 (۱ تا ۲ درصد) به کار می رود.

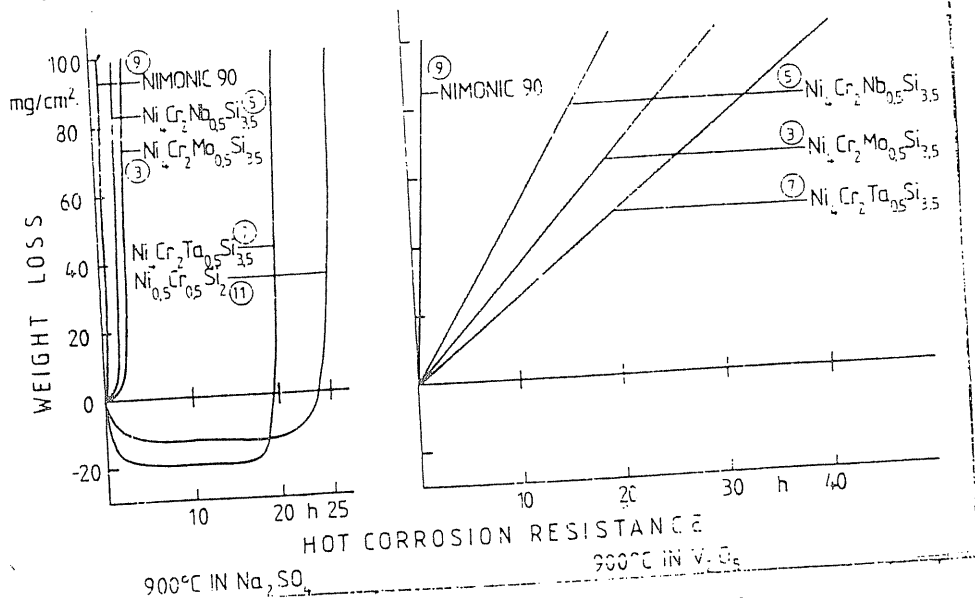
نسبت Ca/Al باید با نسبت Ca/Al_2O_3 در خوراک مرغ متناسب باشد. به عنوان مثال اگر در خوراک مرغ Ca ۰.۵ درصد و Al_2O_3 ۰.۳ درصد باشد، نسبت Ca/Al باید ۱.۵ باشد. در این صورت، در خوراک مرغ باید Al ۰.۲۹ درصد باشد. (۱۱۹۹)

پوشش های باره Ca نسبت به Al (۳.۵ تا ۴) از نوع $McrAl_2$ ، $McrAl_3$ غالباً تکسلی دهنده آلومینا (Al_2O_3) هستند و در مقابل خوردگی داغ (یا یابن) نوع (آ) بسیار مقاومند. در شرایطی که خوردگی نوع خوردگی (نوع آ و نوع لا) همراه با نوسانات دما و وجود داشته باشند پوشش های روکش Ca با Al_2O_3 (یا Al) از جهت دارنده (۱۱۹۷)
 ★ یکی از دلایل افزایش Ca در پوشش های $McrAl_2$ حفاظت کمتر Al_2O_3 نسبت به Al_2O_3

(در فشارها مختلف SO_2) میباشد. همچنین پوشش های Ca هم در شرایط نداشتن بازی و هم فلاکسیداسیون متفاوت خوب دارد. در حالی که پوشش Al_2O_3 در شرایط فلاکسیداسیون بازی متفاوت کمی دارد و پوشش SiO_2 نیز سریعاً در این شرایط از بین می رود و تنها در شرایطی که فلزهای خفیف اسیدی (فشارها بالای SO_2) وجود داشته باشد تفاوت خیلی جزئی دارند.
 فلزهای حاوی وانادیوم و مولیبدن از این رابطه می توان نام برد. شکل ۲-۳ تفاوت خوردگی پوشش های مختلف حاوی Si را نشان میدهد.

پوشش Al_2O_3 و SiO_2 در مقابل فلزهای خفیف اسیدی و فلزهای خفیف قلیایی
 در مقابل فلزهای خفیف اسیدی (شکل ۳-۲)

دانشگاه تهران
EL Coat 37
Fe CrAlY



شکل ۳-۲۱ - مقایسه خوردگی داغ Nimonic 90 به پوشش‌های مختلف در غلظت‌های مختلف Na_2SO_4 و V_2O_5 (مجموع ۱۳)

در انتخاب این سمت در نهایت باید به این نکته توجه داشت که منظور تکمیل کب در این است به این اشاره دارد.

اولاً همانگونه که قبلاً نیز ذکر شد معیار انتخاب شده برای دسته‌بندی پوشش‌ها همین مقاومت نسبی آنها در برابر خوردگی بسیار مهم است. علاوه بر معیارها مشاهده سیدر است.

تأثیر سیدر در مقادیر کم و زیاد (در اینجا به عنوان پوشش در قسمت از اجزاء داغ مثل LE) به عنوان (تربین) نیز می‌باشد است که عده‌ای آن را در نظر می‌گیرند و پوشش‌های

GT-2 ، FeCrAlY ، LDC-2B ، EL Coat 37 را نسبت به سایر پوشش‌ها

پایه‌ای (ترکیب این پوشش‌ها جدول ۵-۳ آورده شده) همچنین تغییر اوزن و عموماً خوردگی نیز از معیارهای مهم می‌باشد.

تأثیر نحوه آرایش، مسافت و دما از مهمترین عوامل هستند. با تغییر این رفتار پوشش تغییر خواهد کرد. عده‌ای در روش‌های آرایش خوردگی داغ عبارتند از: Burner rig

Burner rig
Crucible
Pilot-plant
immersion

۳-۵ جدول، immersion، Pilot-plant، Crucible

تغییر بر وقت پرستش را در دو روش Burner rig و Crucible مشاهده می کنند.
این رابطه دما، انفروودت آزمون نیز موثرند که باید در نظر گرفته شوند. (۱۶)

جدول ۳-۵ - تعدادی از پرستش‌های سوخت‌آلی (هاخواه با دسته بندی آنها براساس ساختار و ابعاد) (رجع ۱۶)

Coating designation	Description	Type of Test		
		(I)	(II)	(III)
<u>Diffusion coatings</u>				
1. HI 15	Chrome-aluminization (pack)	x	x	
2. TanCrAl	Ta coating + aluminiz. (pack)	x	x	x
3. LDC-2	Pt coating + aluminiz. (pack)	x	x	x
4. RT 22	Pt coating - aluminiz. (pack)			x
5. LDC-2 B	Pt coating+chrom-aluminiz. (pack)	x	x	x
6. PT-Chromized	Pt coating+chromization(pack)	x	x	
7. Chromized	chromization (pack)	x	x	
8. WPS 320	aluminization (pack)	x	x	x
9. Elcoat 360	Ti/Si slurry diffusion	x	x	x
10. Elcoat 37	chrome-aluminization (pack)			x
<u>Plasma sprayed coatings</u>				
11. SS. 14	17 Cr, 4.5 Si, 4 B, Bal. Ni			x
12. S. 57	25Cr, 10Ni, 5Ta, 3Al, 0.5Y, bal.Co.		x	x
13. IRD 1	26Cr, 10Ni, 3Al, 3Si, 2.3B, bal.Co.	x	x	
14. IRD 2	30Cr, 10Ni, 3Si, 2.3B, bal. Co.	x		x
15. GT-29	29 Cr, 6 Al, 1 Y, bal. Co.			
<u>PVD coatings</u>				
16. CoCrAlY	22-24 Cr, 10 Al, Y(nn) **, bal.Co	x	x	
17. NiCrAlY	22-24 Cr, 10 Al, Y(nn) **, bal.Ni	x		x
18. FeCrAlY	25 Cr, 4 Al, 0.6 Y, bal. Fe			

*) TEST-I-Burner rig, / II-Crucible, / III-Pilot plant

**) not known

SUMMARY OF RELATIVE CORROSION RESISTANCE OF COATINGS (6)
TEST II
Crucible Test at 827° C

TEST I
Burner Rig at 350 and 900° C

Worst

WPS 320
TanCrAl
NiCrAlY
CoCrAlY
IRD alloys

WPS 320
HI 15
TanCrAl
IRD alloys
CoCrAlY
LDC 2

HI 15
Chromized
Pt-Chromized
LDC2
Elcoat 360

Pt-Chromized
Chromized
Elcoat 360

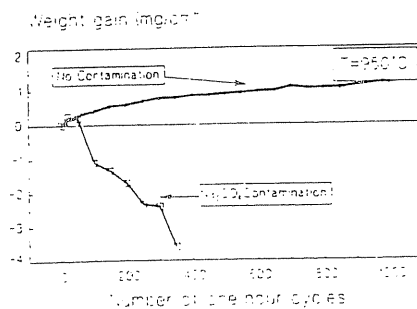
Best

Coatings below the dashed line resisted corrosion better than the uncoated IN738LC

۳-۱-۴. مقاومت خوردگی پوشش‌های سرامیکی

ترک برداشتن سرامیک شروع شده و اکسیداسیون لایه پخت تخریب می‌گردد.
شدن لایه پخت در کسری موضعی ترک پخت پخت
تخریب (تخریب و سوراخ پخت و تخریب در خوردگی سرامیک)

پوشش‌های سرامیکی فرصت اغلب همراه با پوشش‌های آلی مورد مصرف قرار می‌گیرند تا با آن اختلاف ضرایب انبساط حرارتی حداقل گردد، اما باز در شرایط اکسیداسیون سرامیک همراه با پوشش‌های سرامیکی می‌باشد، زیرا معمولاً از لایه سرامیکی شروع می‌گردد نه پس از ترک خوردن آنها. اکسیداسیون لایه پخت (پوشش‌های آلی) باعث تخریب بیشتر این پوشش‌های آلی در این تخریب در اثر تنش‌های ناشی از سرامیک‌ها اکسیداسیون در فصل مشترک لایه پخت و پوشش سرامیکی می‌باشد. همچنین تغییر ضریب رسانندگی پوشش‌های (Meral) بر روی خواص مکانیکی پوشش اثر نه داشته و در نتیجه توانایی آنرا در مقابل تغییر ضریب انبساط حرارتی در اثر شوک‌های حرارتی کاهش می‌دهد که این موضوع نیز در تخریب پوشش موثر خواهد بود [بنابر این اکسیداسیون مخصوص اکسیداسیون سرامیک تنها از طریق این تنش حرارتی و تنش‌های ناشی از اکسیداسیون لایه پخت باعث تخریب پوشش سرامیکی می‌گردد و در صورت تقسیم در تغییر ضریب و خوردگی آن اثر خواهد داشت (۴).
طبقه دیگر تخریب پوشش‌های خوردگی داغ ناشی از سوراخ‌های پخت که با کاهش عمر شده در پوشش‌های سرامیکی در فصل ۲۲-۳)



فصل ۲۲-۳. تغییر وزن می‌پوشش سرامیکی در اثر اکسیداسیون و خوردگی داغ سرامیک در ۹۵۰ درجه سانتیگراد (رجع ۶)

۱- نمایانگر میزان پوشش در یک سطح است
 ۲- سولفید ایدیل پوشش باندی (MCCARY)
 ۳- کندانس نه نه و پنج موندت بدیم در زیر پوشش

کمانیزها مقصدی در رابطه با خوردگی داغ پوششها بر اساس اراسته که بعد از آن عبارتند از: (۶)

۱- تاب پذیری (ساخته پوشش بر اساس) بعضی مثال زیر کونیا در سطح رسوبات خراب

۲- سولفیداسیون پوشش باندی

۳- کندانس نه نه و پنج سولفیداسیون در ترکیب پوشش بر اساس

لخته نه رسوبات ایستاده بر روی پوشش بر اساس علاوه بر نوع سوخت و دما...

به همین پوشش نیز گفته اند بعنوان مثال در روی پوشش $2\gamma O_2$ که در سطح $(\gamma_2 O_3)$

باید ارسنه رسوبات وجود دارد بهر حال ترکیب آن با MgO و CaO و SO_2 و SO_3 و CO_2 و H_2O

پوشش $2\gamma O_2$ که با (CaO) باید ارسنه این رسوبات در سطح MgO و CaO و SO_2 و SO_3 و CO_2 و H_2O

لکه ترکیب آن با این رسوبات و بر روی MgO و CaO و SO_2 و SO_3 و CO_2 و H_2O

این رسوبات از ترکیب CaO و MgO میباشند (۲۹)

بسته به میزان نوع باید ارسنه بهر حال و همچنین نوع پوشش بر اساس و سیستم حل پوشش

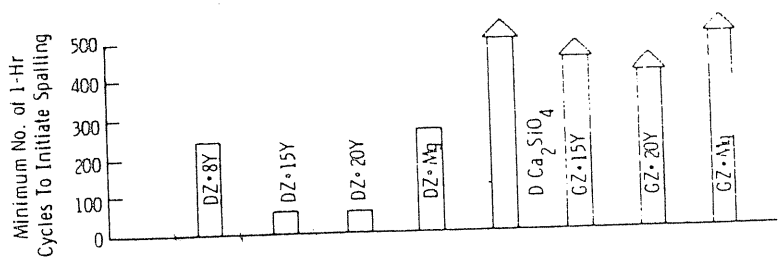
(Duplex یا Graded) تفاوت به خوردگی تغییر خواهد کرد بعنوان مثال

در حالت $2\gamma O_2 + 25\% MgO$ تفاوت بهر حال از $2\gamma O_2 + 20\% MgO$ (هر دو بصورت duplex)

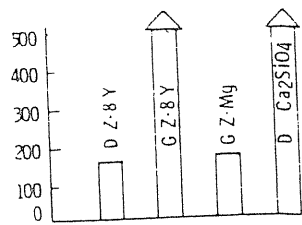
شان دارد به پوشش $2\gamma O_2 + 8\% MgO$ رفتار می باشد با $2\gamma O_2 + 25\% MgO$ در سطح

۳-۲۳-ا) همچنین پوشش زیر کونیا با $8\% MgO$ تفاوت بهر حال از پوشش دارای $15\% MgO$ و $2\gamma O_2 + 8\% MgO$

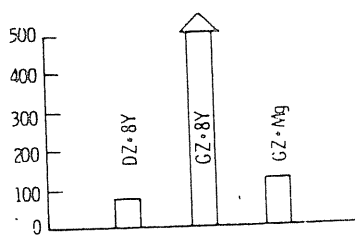
شان دارد (شکل ۳-۲۳-ا) با توجه به شکل ۳-۲۳ دیده می شود در تمام شرایط پوششها



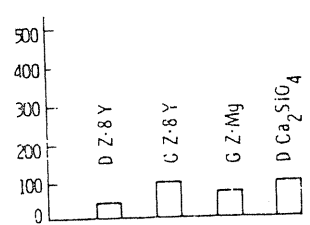
(a) Test 1



(b) Test 2



(c) Test 3



(d) Test 4

شکل ۳-۲۳ - مقایسه تعدادی از پوششهای سرامیکی در برابر پوسته پوسته شدن در تست burner rig در ۱۱۵۰C (رجع ۱۳۲)

(a) پوشش سرامیکی حاوی: ۰.۲۵ w/o S, ۶ ppm Mg, ۲ ppm Fe, ۰.۵ ppm Ca, ۲ ppm P, ۲ ppm V, ۱ ppm Na

(b) پوشش سرامیکی حاوی: ۰.۲۵ w/o S, ۶۶ ppm Mg, ۲ ppm Fe, ۰.۵ ppm Ca, ۲ ppm P, ۲۰ ppm V, ۱ ppm Na

(c) پوشش سرامیکی حاوی: ۰.۲۵ w/o S, ۱۵۰ ppm Mg, ۲ ppm Fe, ۰.۵ ppm Ca, ۲ ppm P, ۵۰ ppm V, ۱ ppm Na

(d) پوشش سرامیکی حاوی: ۲۲۵ w/o S, ۵۹۴ ppm Mg, ۲ ppm Fe, ۴.۵ ppm Ca, ۱۸ ppm P, ۱۸۰ ppm V, ۹ ppm Na

Graded بسیار بهتر از پوششهای duplex بوده اند و همچنین در توان محافظه نمودن

پوشش Ca_2SiO_4 نیز مقایسه بسیار خوبی (حتی بهتر از پوششهای از نوع Graded) داشته است.

شکل ۳-۲۳-۱, ۲, ۳, ۴, ۵ در شکل فوق تأثیر شرایط آزمون در تغییر مقاومت پوششها مشاهده شود. (رجع ۱۳۲)

پوششهای duplex و graded

Case 4 بهتر از graded و duplex

میزان رطوبت پایداری

نوع پوشش

سختی (duplex, graded)

مقاومت خودی و آب بندی

۲-۳- تأثیر پوششها بر خواص مکانیکی سوراخها

بررسی خواص مکانیکی ستم سوراخها - پوشش پس از سنده خوردگی و محافظت سوراخ
آنها توسط پوشش در درجه اهمیت قرار دارد و از آنجا که خواص مکانیکی سوراخها
در کاربرد آنها نقش اساسی دارند، لذا عدم تأثیر منفی پوشش، هم از لحاظ نوع پوشش و هم از
لحاظ عملیات پوشش دهی، بر خواص مکانیکی سوراخها بسیار مهم و حائز اهمیت میباشد.
اینستیم نمودن خواص سوراخها به عوامل مختلف از قبیل تریب سیم ^{در خود سوراخ} و ^{عملیات حرارتی} بستگی دارد و با توجه به اینکه اعمال پوششهای مورد بحث همراه با تغییر تریب
سیم در سطح و همچنین عملیات حرارتی ویژه ای میباشد بنابراین توانسته بر خواص مکانیکی
سوراخها اثر کند است و آنها را از حالت استیم خارج نماید. با در نظر گرفتن این مطلب در اغلب
بررسیهای پوشش دهی سعی بر آنست که در نهایت عملیات پوشش دهی بر خواص فیزیکی ماده منزده و یا
در نهایت، تریب عملیات حرارتی مناسب جهت بازیابی خواص مطلوب بر روی سوراخها پوشش داده
شده اعمال میگردد که اغلب نزدیک و یا منطبق بر عملیات حرارتی استندارد میباشد سوراخها را
به وزن پوشش میباشد.

هر چند که هنوز خواص مکانیکی پوششها بصورت مجزا بررسی نشده و خصوصیات آنها گزارش
نکرده اما نتایج به آنگاه از تحقیقاتی که پوشش و سوراخها را با مواد طالع قرار داده اند
از اهمیت و اعتبار بیشتری برای انتخاب و کاربرد پوششها برخوردار میباشند.

توجه با آنچه ذکر کردیم بر روی خواص مکانیکی و تغییرات آنها پس از پوشش دهی پراکنش شده
در اینجا از این لازم است که در مورد پوششها سه اصل مهم را در مورد توجه و بررسی میبایست داشت که در فصل اول ذکر شد

۱-۲-۱- انقباض پذیری (دالتیسیته) (قابلیت پوشش در برابر کشش)

دالتیسیته یکی از مهمترین خواص پوششها بوده و میتوان گفت که بقای سایر خواص پوشش
تفویض قابلیت محافظت سوراخها را از خوردگی تا حدود زیادی به این فاکتور که قابلیت پوشش
در برابر کشش را نشان میدهد، بستگی دارد. کششها که در پوششها ایجاد میشوند در اثر عوامل
حرارتی و مکانیکی بوجود میآیند که البته اثر آنها در عوامل بابت کشش و همزمان بر روی پوشش اثر منفی دارند.
کشش حرارتی در اثر انبساط حرارتی پوشش در زمانی که در دمای بالا ایجاد می شود که همین امر در سوراخها
افزایند نیز وجود داشته و از اینرو مستعد عدم انطباق ضرایب انبساط حرارتی پوشش و سوراخ
آید و عیبی ای در پوشش می گردد. توانایی پوشش برای تحمل این کشش و تنشها (حرارتی
و مکانیکی) تنها به میزان ویژگی خاص اعمال آنها بستگی به فاکتورهای دیگری از قبیل نوع پوشش
ضخامت و رنگ و ... دارد که پوشش میتواند بهترین کشش را از خوردگی بهدار داشته باشد. توجه به دالتیسیته
پوشش علاوه بر بالا بردن توانایی پوشش در حفاظت فلز پایه از خوردگی (جنبه های خوراک موضعی)
که ممکن است در اثر ترک خوردن پوشش ایجاد گردد) از این جهت نیز اهمیت دارد که ممکن است
تراکم عیوبی در پوشش فائده ترک خوردن آن این عیوب به فلز پایه نیز انتقال یافته و در آن
پیشروی ناایمن و غیر قطع را نیز کاهش دهند. منظور جلوگیری از اینگونه تخریبها باید موارد زیر

راد، نظر گرفت:

✓ - انتخاب پوشش با دالتیلین ذاتی بالا و یا بجای دلتیلین با دالتیلین با انتقال نرم به ترد (DBT)*

(پایین)

پوشش با دالتیلین کم (داکتیل)
مقاومت کم
کاهش شکر طوطی دلتیلین

✓ - ایجاد پوشش نازک تا جایی که امکان دارد

✓ - کاهش شوکهای حرارتی در سیستم

بدین ترتیب شرایط کاری مناسب برای پوشش انتخاب شده در محدوده دالتیلین آن فراهم می آید.

مشکلهای دالتیلین ردها برای بسیاری از پوششهای دلفوزیونی و دلتیلین به است آمدن دالتیلین پوششهای دلفوزیونی به پروسس دهی، عمدتاً حرارتی آن و تا حدود زیادی به ترتیب آن بستگی دارد. Goward در تحقیقات خود نشان داد که کاهش میزان Al از

۳۲ wt% به ۲۵ wt%، دمای انتقال نرم به ترد را برای پوششهای آلومینیدی حدود ۱۰۰°C کاهش میدهد. همچنین Brandis و همکارانش بر این نتیجه رسیدند که DBT

برای پوششهای PtAl روی IN-100، IN-738LC، آلومینا از پوششهای NiAl بسیار کم دلیل این امر به تشکیل لای PtAl₂ در سطح پوششهای PtAl نسبت داده شد.

نزدیک PtAl و NiAl (DBT) (پایین)

* Ductile-Brittle Transition Temperature: PtAl₂

کاهش Al - در بزرگتر شوک - اگر از نرم تر میگذرد

در رابطه با پوششهای آلومینه‌ای ایجاد شده بر روی سوپرآلیاژهای نیکل-کبالت به روش
 سبب بندی گفته شده که DBTT برای این پوششها ۵۷۵ دراز DBTT برای پوششهای
 آلومینه‌ای ایجاد شده بر روی سوپرآلیاژهای نیکل-کبالت به روش انتقال نرم به سرد
 فاز CoAl بیشتر از ۲۵۶۶۲ دراز انتقال نرم به سرد فاز NiAl ۳۵۶۶۲ است (جدول ۶-۳).
 یک رابطه تجربی بین DBTT و نقطه ذوب پوشش (T_m) به صورت زیر
 پیشنهاد شده است:

$$DBTT = (0.6 - 0.7) T_m (^{\circ}K)$$

این رابطه در مورد پوششهای سیلیسی نیز پیشنهاد شده و برای پوششهای
 کرومیدی رابطه ای به فرم

DBTT وابسته به یک نقطه در یک
 آلیاژ نیکل-کبالت به روش انتقال نرم به سرد

$$DBTT \sim (0.1 - 0.2) T_m (^{\circ}K)$$

را نه شده است. البته باید توجه داشت که در عمل DBTT به ترکیب و ساختار
 پوشش بستگی داشته که این عوامل خود متأثر از ترکیب و ساختار فلز پایه میباشند. به عنوان
 مثال در جدول ۷-۳ مذكوره DBTT برای پوششهای مختلف آلومینه‌ای
 داده شده است.

خطاهایی که توسط Nicholl و همکارانش بر روی پوششهای سیلیسی بر روی
 IN-738 ، IN-939 و Nimonic ۱۰۵ انجام شده تأثیر فلز پایه بر DBTT را بخوبی

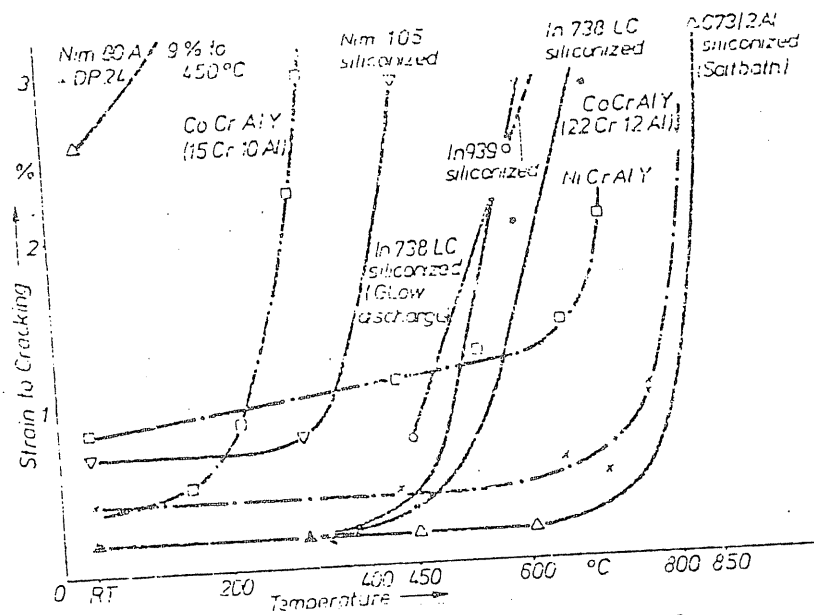
جدول ۳-۶ - تغییر طول نسبی شکست سرد (ϵ_{ss}) در تصادس از پوششها (ارجع ۴۴)

		Co-Al (35%)	Ni-Al (35%)	Silicon		CoCrAlY	NiCrAlY	NiCoCrAlY	NiCrSi-base	DEW- DP24
				Salt bath	Glow discharge CVD					
Nim 80A	DBTT					Base material not known	Base material not known	Base material not known		450-600°C 2.5%
	ϵ_{min}				300-600°C	12Cr-12Al	DBTT: from 650°C	DBTT: from 480°C		
Nim 105	DBTT	Base material not known	Base material not known		0.71%	DBTT: 650-850°C				
	ϵ_{min}					ϵ_{min} 0.4%	ϵ_{min} 0.8%	ϵ_{min} 0.5%	<0°C	<0°C
IN-713	DBTT	DBTT 350-1000°C	DBTT 300-500°C			13Cr-10Al				
	ϵ_{min}	ϵ_{min} 0.2%	ϵ_{min} 0.4%			DBTT: from 280°C			<0°C	<0°C
IN-728	DBTT				600-850°C					
	ϵ_{min}				450-700°C	ϵ_{min} 0.4%				<0°C
IN-939	DBTT				450-1000°C					
	ϵ_{min}				<0.2%					
C73	DBTT			600-850°C						
	ϵ_{min}			<0.2%						

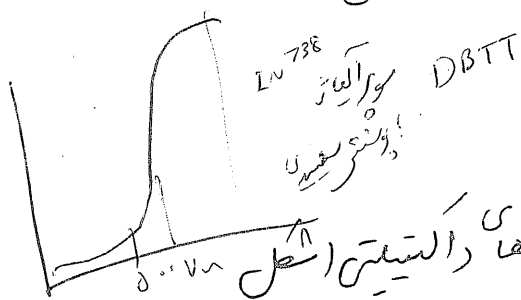
جدول ۳-۷ - DBTT برای پوششهای آلومینیدی (ارجع ۳۵)

Aluminide	Estimated DBTT Range
NiAl	868°C - 1060°C
CoAl	878°C - 1070°C
PtAl ₂	870°C - 1070°C
Ni ₃ Al	730°C - 900°C
Ni ₂ Al ₃	570°C - 710°C

شماره که در شکل ۲۳-۲۴ می توان این موضوع را مشاهده نمود.



شکل ۲۴-۲۳ - تأثیر فلز پایه، نوع پوشش و روش پوشش دهی بر DBTT (درج ۶۶)



برای پوشش زدن وضعیت پوشش و فلز پایه در نقاط مختلف منحنی های داکتیلیتی (شکل ۶۶)

۲۴-۱۳ به یک مثال همراه با جزئیات آن می پردازیم. در شکل ۲۵-۲۴ منحنی مربوط به سوپر آلیاژ

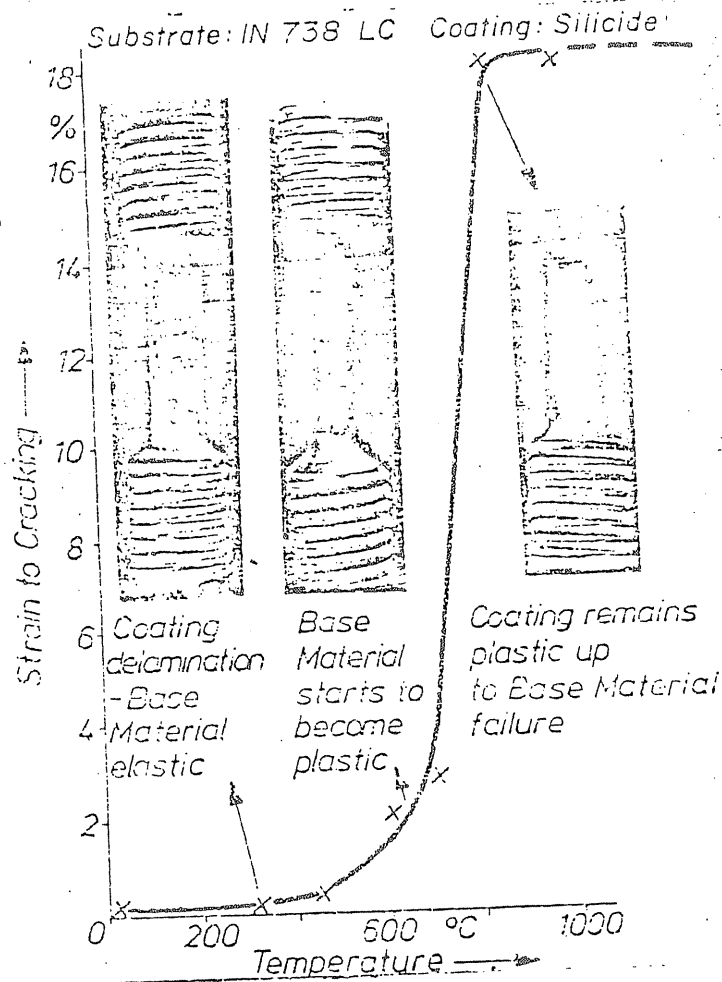
IN-738LC که پوشش سیلیسی بر روی آن انجام شده دیده می شود. در این منحنی سه ناحیه قابل تشخیص

است. ناحیه اول که از دمای اتاق تا حدود ۵۰۰ درجه سانتیگراد است که در آن منحنی در دو همراه با شیب زیاد و جهش

پوشش از فلز پایه جدا شده (شکل ۲۶-۲۴) بدون اینکه تحریک در فلز پایه مشاهده شود.

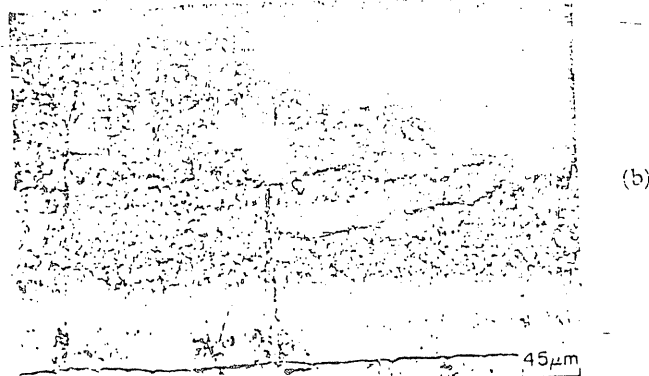
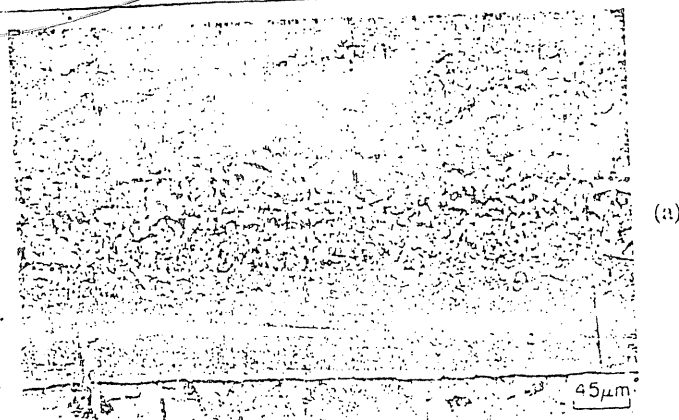
در دوم که از ۵۰۰ تا ۷۰۰ درجه سانتیگراد بوده و در این محدوده ترمالیتی به ناحیه اول دیده می شوند و این

علاوه بر آن که چگندم بوده و عمق بیشتری نیز دارند و حتی به داخل فلز پایه نیز امتداد یافته اند و پوشش



شکل ۳-۲۵ - منحنی انتقال نرم به ترد آلیاژ IN 738 LC با پوشش سیلیسیدی (ارجح ۶۶)

از فلز پایه جدا شده است (شکل ۲۷-۳) و بلافاصله در حمام سولفوریک در 185°C را در برش بر
 ترک خوردن از پوشش شروع نمی شود بلکه ایجا (حفره در ترک از فلز پایه شروع شده و به پوشش است همراه (شکل ۲۸-۳))

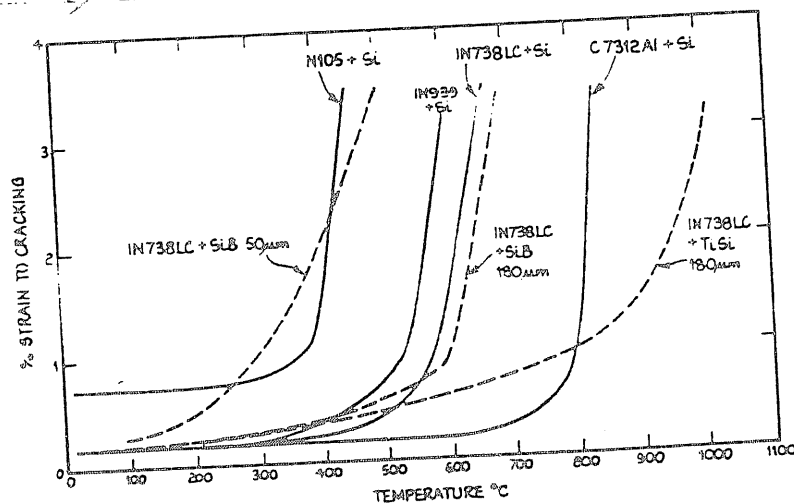


شکل ۲۶-۳- (a) ریز ساختار IN-738L با پوشش سلیسیک در ناحیه $T < \text{DBTT}$

$T = 300^{\circ}\text{C}$ (b)

$T = 450^{\circ}\text{C}$ ، $\epsilon = 0.34\%$ (ر ص ۶۶) (c)

علاوه بر DBTT، میزان رزش پوشش در مایه‌های مختلف هم مهم است که با توجه به شکل ۲۴-۳ برای مثال می‌توان Nimonic ۱۰۵، IN-738LC، و IN-۹۳۹ که توسط سیکلوناژ شده‌اند مقایسه نمود دیده می‌شود که در دمای اتاق رزش Nimonic ۱۰۵ سیکلوناژ شده ۰.۷٪ بوده در حالی که برای دو آلیاژ دیگر ۰.۲٪ رزش مشاهده می‌شود. همچنین ضعیف‌ترین رزش نیز می‌تواند بر روی داکتیلیته یا DBTT اثر داشته باشد. بطوریکه Wahlgren و همکارانش در مطالعه بر روی پوششهای $SiTi$ و SiB که روی سوپر آلیاژ IN-738 اعمال نمودند (۴۹) باین نتیجه رسیدند که با افزایش ضعیف SiB از ۵۰ میکرون به ۱۸۰ میکرون DBTT در حدود ۲۰۰°C افزایش می‌یابد و همچنین افزایش T_i به پوششهای Si هم می‌تواند DBTT را حتی تا ۹۰۰°C بالا برد (شکل ۲۹-۳).



شکل ۲۹-۳ تأثیر ترکیب و ضعیف‌ترین رزش بر روی DBTT (رجع ۳۵)

پوشش‌های کوکشی و اکسید ترکیبی پوشش‌های تقویتی
بالا بردن Ni: پوشش‌های (NiCoCrAlY) - اکسید لومیناریس

تفاوت پوشش‌های کوکشی و تقویتی در اکسیداسیون

پوشش‌های تقویتی در پوشش‌های تقویتی در این دسته نیز جایز اهمیت می‌باشد که به دلیل وابستگی زیاد

خواص آنها به فلز پایه و تغییر ترکیب، ساخت، و خواص این پوشش‌ها در اثر حرارت زیاد و زمان

طولانی (مانند سرامیک کوکشی) حتی تغییراتی در DBTT مانند نت زمان رخ خواهد داد که یکی

از دلایل این موضوع می‌تواند کاهش میزان عناصر Cr، Al و Si در اثر اکسیداسیون پوشش باشد. (۳۵)

پوشش‌های [در ارتباط با پوشش‌های روکش اضافی، سرامیک که این پوشش‌ها معمولاً اکسیداسیون از پوشش‌های

تقویتی بوده (شکل ۲۴-۳ و ۳۳-۳۴) و جدول ۶-۳) که این امر به دلیل

تفاوت در رفتار پوشش‌ها می‌باشد. بطوریکه زمینه پوشش‌های کوکشی که لا یا لا+لا می‌باشد

دالتیتر از زمینه پوشش‌های تقویتی (بعضاً شامل NiAl یا CoAl) بوده و این موضوع یکی

از دلایل عمده گسترش پوشش‌های کوکشی می‌باشد. این ضخیم‌تر پوشش‌های کوکشی نیز تا حد زیادی

به ترکیب پوشش بستگی داشته و تأثیر فلز پایه در این مورد نیز کمتر از تأثیر آن بر پوشش‌های تقویتی

می‌باشد. [میزان Al در پوشش‌های روکش مخصوص از نوع CoCrAlY بسیار مهم بوده و

افزایش CoAl تا ۱۳٪ باعث افزایش DBTT طبقه‌بندی می‌شود. همچنین [همچنین] نیز با افزایش

در انتقال نرم‌تر خواهد شد. [بالا بردن Ni به این پوشش‌ها (NiCoCrAlY) دالتیتر

افزایش و DBTT کاهش می‌یابد (شکل ۳۵-۳۶). به همین دلیل نیز DBTT برای

پوشش‌های NiAl کمتر از پوشش‌های CoAl بوده و نه‌آنکه در حجمی NiAl در CoAl در پوشش‌های

روکش MCrAlY برای این بردن به تأثیر ترکیب سیم‌کشی و ساختار بر روی دالتیتر مهم بوده و با مورد دوم

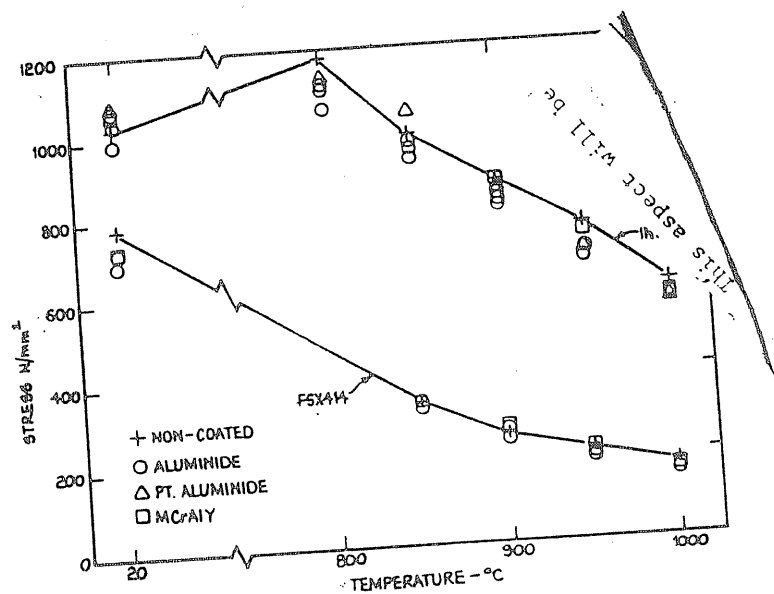
برای آنکه کاربرد ها سوپر آلیاژ ها را بتواند پوشش های از نوع CoCrAlY با آلومینیم گراوید پوشش های از نوع NiCrAlY و NiCrAlY با NiCrAlY گراوید باشند. اتنی ب پوشش های نفوذی (مخصوص آلومینیدی) و پوشش های رویش CoCrAlY با آلومینیم زیاده، نیازمند ضرایب دقت هستند که سطح نه در نهایت حرارتی بویژه در زیر DBTT گرم می باشد. (۳۵)

۲-۲-۲- خواص نسج

بررسی خواص مکانیکی از جمله استحکام نسبی در مورد سوپر آلیاژها بررسی داده شده و توسط افراد زیادی انجام شده و تأثیر پوشش بر این خواص را به عوامل متعددی چون نوع پوشش - (نفوذی، پوشش دسرامیک)، جنس پوشش، عمیق حرارتی پوشش دهی و عمیق حرارتی نهایی سیستم پوشش - فلزی یا غیر فلزی یا ... نسبت داده اند. در اکثر این مطالعات تأثیر پوشش نفوذی بیشتر از پوششهای پوشش شده شده و این امر بدلیل تغییر ساختاری در ریزشیمیایی حاصل از این فرآیند (پوشش دهی از طریق نفوذ) میباشد. البته مسلم است که در رابطه با همین تأثیرات منفی پوشش دهی بر خواص سوپر آلیاژها مطرح میگردد. انتخاب یک عمیق حرارتی مناسب پس از اعمال پوشش میباشد که این عمیق حرارتی با توجه به دمای ایندکس تأثیر منفی بر کیفیت پوشش ندارد، خواص ضایع شده فلز پایه را نیز به آن برزرداند. البته هر چند این موضوع بسیار با اهمیت تلقی می شود و به سایر مباحثها از قبیل انتخاب ترکیب فلز پوشش، دما و زمان پوشش دهی

و نیز با تست ترمو غورد (۱۸، ۳۵)

در مقایسه ای که در میان خواص تست IN-738LC و FSX-414 در حالت بدون پوشش، با پوشش آلومینید و با پوشش رویش NiCoCrAlY انجام داد، بر این نتیجه رسید که استحکام تست غورد سوپر آلیاژ با پوشش آلومینید حدود ۵٪ نسبت به حالت بدون پوشش کاهش یافته در حالی که در مورد پوشش رویش، کاهش در استحکام تست IN-738LC مشاهده نمود و حتی در رابطه با سوپر آلیاژ FSX-414 مقدار افزایش در استحکام تست آن نسبت به حالت بدون پوشش مشاهده کرد (مطل ۳۱-۳)



ع/ج ۳۱-۳ تأثیر نوع پوشش بر روی خواص تست IN-738LC و FSX-414 (رصف ۳۵)

افراد دیگری نیز نتایج مشابهی در رابطه با خواص تست IN-738 همراه با پوشش لایه

LPPS - CoCrAlY در دمای اتاق و ۶۵۰° به است که در جدول (۸-۳)

جدول ۴۸ - خواص مکانیکی آلیاژ IN-738 در دمای اتاق و پوشش و پوشش داده شده با CoCrAlY (رجع ۲۷)

Speciman Location	Test Type	Tests per Condition	Average Result	Blade Condition	
				Uncoated	Coated
Airfoil mid-chord ^a	70°F tensile	2	UTS (ksi)	130.0	131.0
			YS (ksi)	109.0	109.0
			EL (%)	8.2	8.4
			RA (%)	15.6	12.0
	1200°F tensile	2	UTS (ksi)	131.0	129.0
			YS (ksi)	97.0	97.0
			EL (%)	12.5	12.0
			RA (%)	13.7	16.0
	1800°F / 22 ksi stress rupture	2	Life (h)	51.0	64.0
			EL (%)	10.8	14.0
			RA (%)	16.7	18.0
			Life (h)	154.0	154.0
Airfoil leading edge ^b	70°F tensile	8	UTS (ksi)	119.0	119.0
			YS (ksi)	16.0	16.0
			EL (%)	18.6	17.0
			RA (%)	133.0	130.0
Shank ^c	70°F tensile	4	UTS (ksi)	106.0	106.0
			YS (ksi)	13.3	13.3
			EL (%)	18.2	18.2
			RA (%)	60.4	60.4
	1800°F / 22 ksi stress rupture	2	Life (h)	13.5	13.5
			EL (%)	19.9	19.9
			RA (%)		
			Life (h)		

^a 0.250 in. gauge diameter
^b 0.125 in. gauge diameter
^c 0.150 in. gauge diameter

در رابطه با نتایج فوق لازم به ذکر است که ضخامت پوشش ۰.۰۰۴-۰.۰۰۶ in بوده و در این از پوشش

عملیات حرارتی استاندارد سوپرآلیاژ IN-738LC (1120°C/2hr + 845°C/24hr)

انجام شده و توسط آنالیزهای متالورژیکی تغییرات قابل ملاحظه در اندازه و مورفولوژی کاربیدها

دید شده (جدول ۹-۳)

جدول ۹-۳: اندازه کاربیدها در آلیاژ IN-738 در دو حالت پخت و پخت (در دمای ۸۴۵°C به مدت ۲۴ hr) (درج ۲۷)

Material Condition	Blocky Carbides (0.001 in.)	Elongated Carbides Length (0.001 in.)	Width (0.001 in.)	Aspect Ratio
Coated	0.36	1.20	0.04	30
	0.52	1.16	0.04	29
	0.23	—	—	—
	0.50	—	—	—
	0.41	1.18	0.04	29
Uncoated	0.44	1.44	0.06	24
	0.46	1.64	0.06	27
	0.40	—	—	—
	0.52	—	—	—
	0.45	1.54	0.06	26

در دلیلی که کاربیدها در حالت پخت و پخت (CVD) و حالت استاندارد (Uncoated) متفاوت هستند و کاربیدها در حالت پخت و پخت (CVD) بزرگتر و در حالت استاندارد (Uncoated) کوچکتر هستند.

در رابطه با اعمال عملیات حرارتی و یا عدم نیاز به آن با توجه به آنالیزهای متالورژیکی انجام شده
 Nicholl توسط آنالیز خردشناسی داده شده پس از اعمال پخت Si-Ti CVD برای
 Hastelloy X عملیات حرارتی جهت تغییر خواص مکانیکی است زیرا هیچ تغییری در
 این مورد دیده نشده و توجه آوری است که در دلیلی که کاربیدها در دانه ها متفاوت هستند
 در ۱۰۰۰ تا ۱۷۰۰ فاهش می یابند. او رسوب کاربیدها را به نسبت زیاد سرد کردن پس از پخت می

همچنین تحقیقات انجام شده توسط Schneider و همکارانش بر روی تأثیر پوششهای مختلف بر انقباض پذیری نسج IN-738LC در محدوده دمای $RT-180^{\circ}C$ نشان داد که انقباض پذیری این آلیاژ در اثر پوشش ^{پوشش بر روی IN-738} NiCrSi تغییر نکرده و در حالت پوششهای سلیسیه‌ی و کرومیدی (از نوع نفوذی) انقباض پذیری آن بسیار کاهش داده و لذا امکان اعمال عملیات حرارتی مناسب را پس از اتمام پوششهای سلیسیه‌ی و کرومیدی لازم دانسته. (۳۵)

۲-۲-۳- خواص خزش و استحکام سنجی:

مکانیزم خزش در شکل حوزه مرزدانه‌ها و حوله بهم پیوسته و آلیاژها در سنجش خزش در دماهای بالا

از مهمترین خواص سوپر آلیاژها که باعث استفاده از آنها در صنایع مختلف بخصوص تهیه اجزاء که در دماهای بالا کار می‌کنند، تفاوت آنها در برابر خزش می‌باشد و به همین دلیل میزان تأثیر پوشش بر روی این خصوصیت و حداقل بودن تأثیر آن بسیار مهم می‌باشد. (۳۶)

۳-۳-۳- سنجش خزش در دماهای بالا

مکانیزم خزش در سطح عموماً با واسطه‌های مرزدانه‌ها که در اثر خزش در دماهای بالا حفره‌ها بهم پیوسته و با ایجاد سوراخ‌ها و شکاف‌ها منتهی به تشکیل قطعه می‌گردند. در مورد قطعاتی که پوشش محافظه‌ای داشته باشند، ترکیب سطحی (ترکیب سطح) در مرزدانه‌ها، اکسید شده و آلیاژیون از طریق نود ترک در مرزدانه پیشروی می‌کنند. در اثر سوراخ‌ها در داخل قطعه تنش وارد بر قطعه زیاد می‌شود که به مرور زمان منتهی به شکست می‌گردد.

ترکیبا منجر می شود. در این زمان رکهای سطحی مکانهای مناسبتری برای جوانه زنی دارند.
ترکیب نایب را میباشند. لذا برای حذف اثر گم (که اکسید سیون و خوردگی داغ مخربترین
مکانیزمهای تخریب ناشی از گم هستند) از پوششهای دالیل استفاده می شود (۱۱) که باید

علاوه بر محافظت قطعه از اکسید سیون و خوردگی داغ، عمل پوشش دهی مربوط تا اثر منفی بر
خواص خواص فلز پایه نداشته باشد. (۱۲)

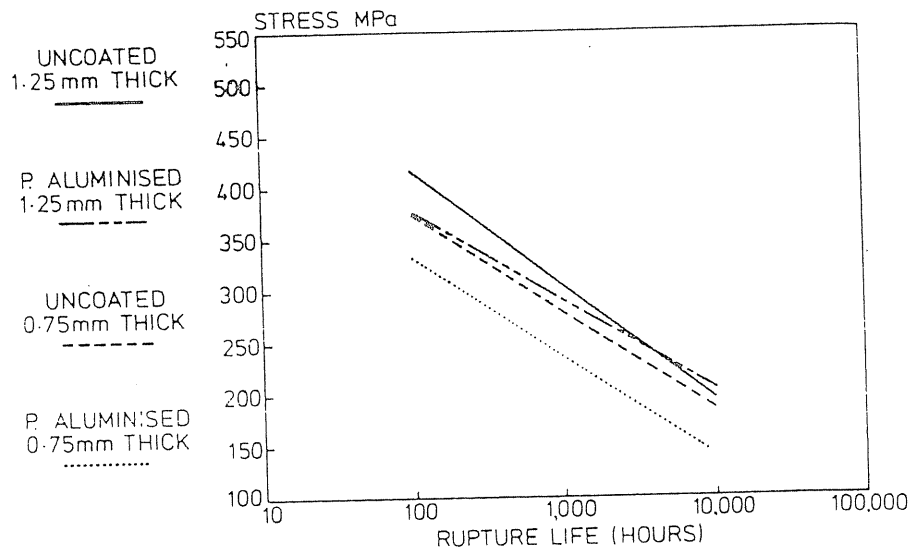
پوشش فلز پایه نمیتواند عمل کرده نشود. در این صورت فلز پایه
در بسیاری از موارد که فرسایش و تنش سیکلی مورد مطالعه قرار گرفته چنین فرض شده
که پوشش ذاتا بعنوان تحمل کننده تنش عمل نموده و تنش را به واسطه باس و لایه ابراس برده
اعمال پوشش و نوع پوشش یک فاکتور تعیین کننده در نظر گرفته می شود که البته این امر بیشتر
در ارتباط با پوششهای نفوذی صایق میباشد و دلیل آن تا اخل پوشش و زدن در ایجاد
لایه محافظ سطحی میباشد. در مورد پوششهای روکش این فاکتور تاثير چندانی نداشته و تنها عوامل
بر اساس ایجاد اولیه قطعه (قبل از پوشش دهی) در نظر گرفته می شوند. بعضی از محققان مانند

Hauser/Pichoir و Lang/Bullock تنش را بر حسب سطح خالص نمونه ها

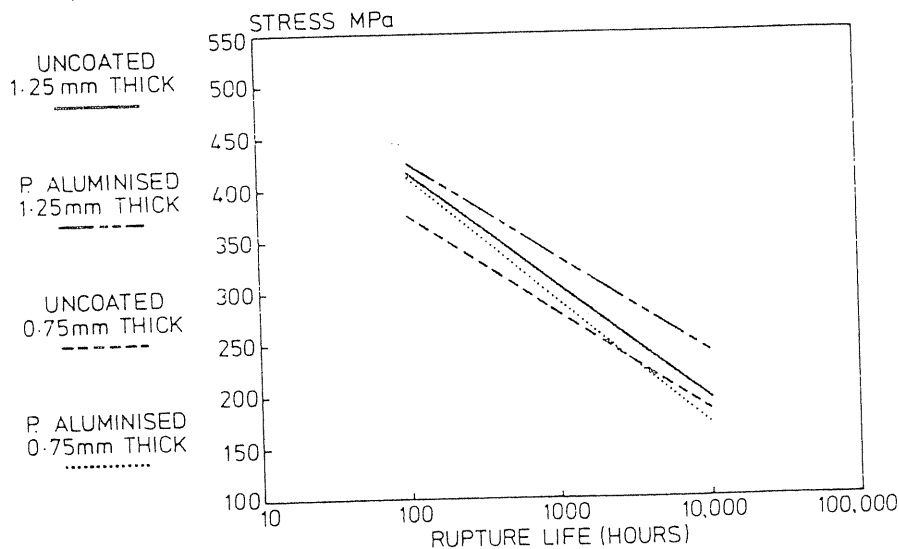
که در آن ناصبه دیفرانسیل حذف شده و تفاوت قرار می دهند که این سطح کمتر از سطح اولیه
قطعه میباشد و به پرده پوشش دهی بستگی دارد. البته باید تأکید نمود که این موضوع
در مورد مقاطع نازک که ضخامت پوشش در مقایسه با ضخامت فلز پایه نسبت قابل توجهی

داشته باشد (مقاطع کمتر از ۰.۲) از اهمیت بیشتری برخوردار میباشد. در این رابطه
(۱۳)

تأثیر یک پرش اکسید کننده ۱۰۰۰ سیکل در دو نمونه با ضخامت ۱.۷۵ mm و ۱.۲۵ mm در سطح زیر تنش در یک
 دوره ۱۰۰۰ سیکل تنش بر روی سطح کل در نظر گرفته شود (شکل ۳-۳۲) کاهش عمر تنش
 ظاهر می شود. در حالتی که تنش برای سطح فلز با در نظر گرفته شود مقدار بسیار کمتری در عمر تنش دیده
 خواهد شد (شکل ۳-۳۳)

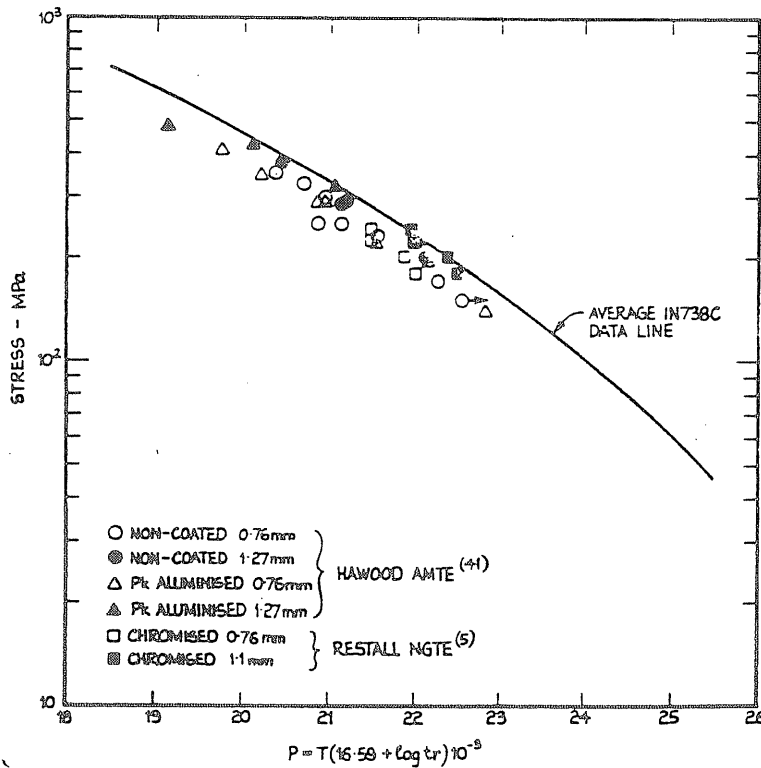


شکل ۳-۳۲ - تأثیر پرش اکسید کننده در دو نمونه های آزمایش بر روی تنش کششی
 آلیاژ ۱۷-۷۳۸ در ۸۰۰°C (تنش بر حسب سطح فلز به رسمه) (ارجع ۶۸)



شکل ۳-۳۳ - تأثیر پرش اکسید کننده در دو نمونه های آزمایش بر روی تنش کششی
 آلیاژ ۱۷-۷۳۸ در ۸۰۰°C (تنش بر حسب سطح فلز به رسمه) (ارجع ۶۸)

تحقیقات مقدماتی انجام شده در این باره نشان می‌دهد که مقاطع نازک استحکام خزشی کمتری نسبت به مقاطع ضخیمتر دارند. به عنوان مثال نمونه‌ها از ۱N-738 با ضخامت‌های مختلف و با یک پوشش آلومینیدی معین که در ۸۰۰°C و ۸۵۰°C مورد آزمایش قرار گرفته تغییر از لحاظ اعمال پوشش نشان داده (در حالتی که ضخامت نمونه‌ها یکسان باشد) اما استحکام خزشی نمونه‌های نازک ۲۰٪ کمتر از نمونه‌های ضخیم بود (اسط ۳-۳۴). همچنین در رابطه با پوشش آلومیدی بر روی همین آلیاژ نتایج به دست آمده (۳۵).



فصل ۳-۳۴ - خواص شیمیایی مقاطع مختلف از آلیاژ ۱N-738 بدون پوشش و با پوشش‌های آلومین (رسم ۳۵)

میزان پوشش

فاز ۱ به نوع پوشش نیز همانند سایر مواردی که تاکنون در ارتباط با خواص مکانیکی سیستم پوشش - سوراخکاری بیان شده از عوامل مهم در تأثیر پوشش دهی بر خواص فرسایش و تنش کششی می باشند و اینکه بتوان به صراحت اظهار داشت که تأثیر پوشش معینی را می توان بر خواص فرسایش سوراخکاری بیش بنویس نمود، کار بسیار دشواری بود و این امر آزمون مستلزم در هر مورد را لازم ضروری می سازد. در این رابطه مشاهداتی زیادی می توان بیان نمود. بعنوان مثال Hamilton و همکارانش به کمک نمونه های تستی از اعمال پوشش آلومینیدی بر روی سیم های ۱N-100 ^{duct concentration} ۱N-713 (۳۵) و ۱N-۱۵۰ که در حالیکه افراد دیگری اظهار داشته اند که عمر فرسایش نمونه های پوشش دار ۱N-۱۵۰ کمتر از نمونه های گالوانیزه شده و همچنین نمونه های از همین اکسید که تحت سیکل حرارتی پوشش دهی واقع شده اند (به عنوان پوشش بر آهن اعمال شود) عمر فرسایش کوتاهی از خودشان داده اند (۶۹) هستند. Castillo, Willett با اعمال پوشش های Al-Cr (آروم آلومینیدی) به دو روش زیر که در جدول ۱۰-۳ در یافته که پوشش یک عددی از آنکه می تواند بر روی خمش سیم اکسید ۵20-Udimet دارد و این سیم به دلیل پایداری در بدن کار بیهوشی فرزانه ای در فرانسه و عددی بسیار (۵۲)

جدول ۱۰-۳ - سیم های عملی برای پوشش بر روی 520-Udimet (وجه ۵۲)

Duplex Coating

Chromium diffusion	10 hours at 1060 to 1071 °C (1940 to 1960 °F)
Aluminum diffusion	12 hours at 1071 to 1082 °C (1960 to 1980 °F)

Single Coating

Co-diffusion of Cr-Al	12 hours at 1071 to 1082 °C (1960 to 1980 °F)
-----------------------	--

Post Coating Heat Treatment

Solution	4 hours at 1121 °C (2050 °F)/air cool
Intermediate aging	24 hours at 843 °C (1550 °F)/air cool
Final age	16 hours at 760 °C (1400 °F)/air cool

تأثیر دما و تنش بر عمر پوشش

(در ادامه) اعمال در آزمون سنجش از اهمیت ویژه‌ای برخوردار است. بجز آن مثال در شکل

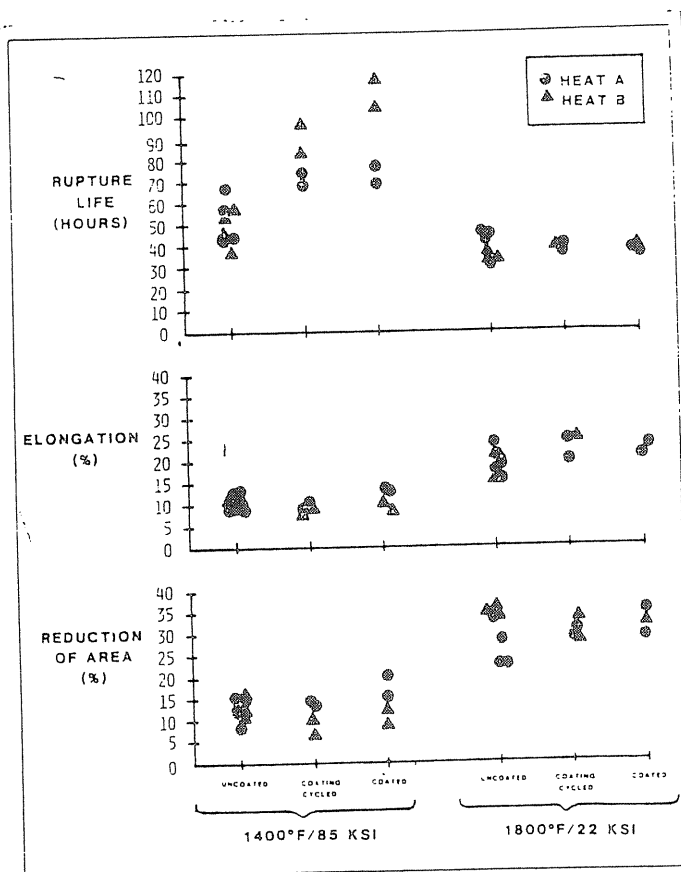
۳-۳۵ من توان دید که عمر نمونه‌های پوشش داده شده در شرایط $1400^{\circ}\text{F}/85\text{ KSI}$

بسیار بیشتر از نمونه‌های بدون پوشش می‌باشد در حالتی که در شرایط $1800^{\circ}\text{F}/22\text{ KSI}$

تفاوت چندانی در عمر آنها دیده نمی‌شود. در همین رابطه Villat^(۲۷) نت راد در عمر پوشش

سوراکس $IN-738$ با پوشش $PS-NiCoCrAlY$ در دمای 750°C بیشتر از سوراکس (بدون

پوشش) در دمای 850°C این اختلاف کمتر شده.^(۳۵)

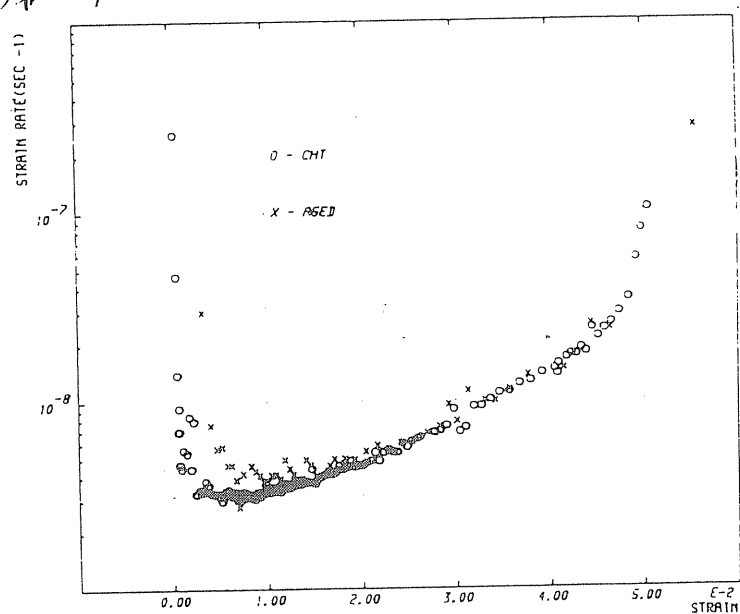


شکل ۳-۳۵ - تنش کششی $IN-738$ با پوشش $CoCrAlY$ در 1400°F و 1800°F (در ص ۲۷)

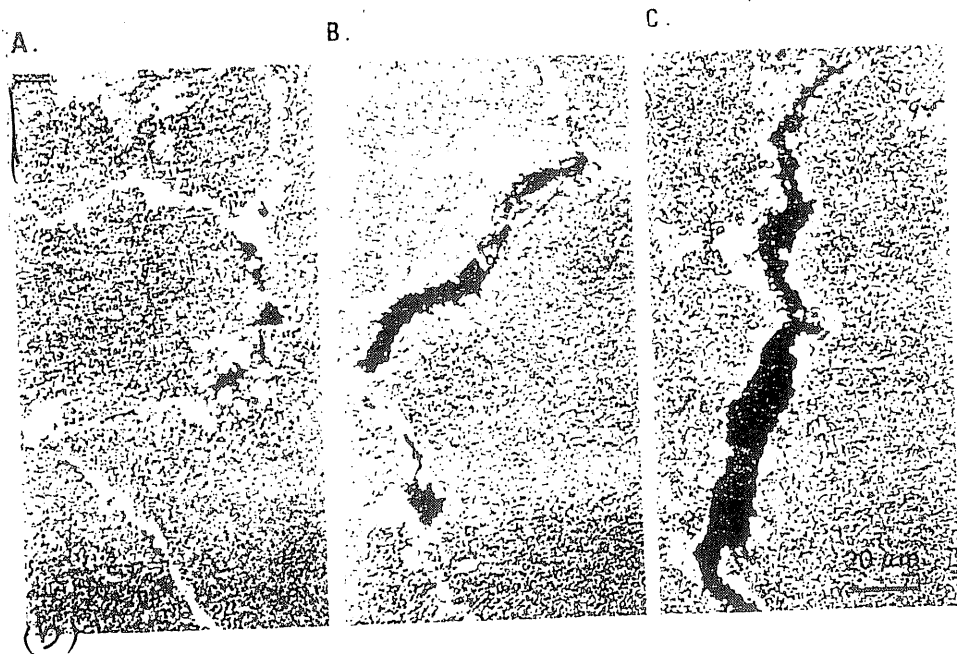
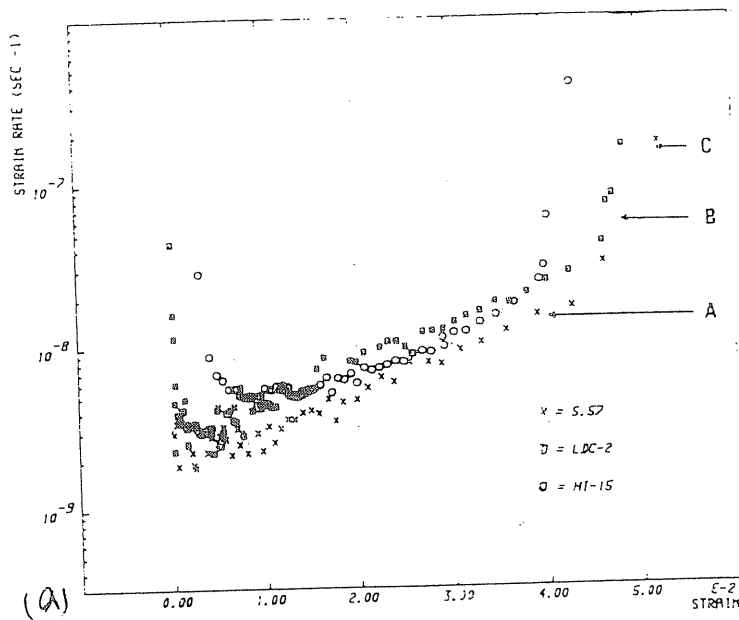
تاثیر کسر برزینکری

در یک بررسی انجام شده بر روی 1N-738LC همراه با پستی LPPS-MCRAly ،
 Pt-Al ، Cr-Al که به ترتیب با 4% CRM-S.57 ، LDC2 ، HI15
 از آنجا یاد می شود مشخصات های ع و ص برای آزمون های پستی دارد
 بدون پستی رسم شده (شکل 3-34 و 3-37) همانطور که شاهد می شود رفتار

LDC2 → Pt-Al
 HI15 → Cr-Al
 CRM-S.57 → LPPS-MCRAly

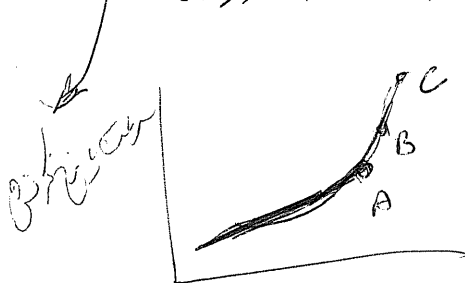


شکل 3-34 - تغییرات کرنش بر حسب میزان کرنش برای 1N738LC بعد از
 عملیات حرارتی (1120°C/2h + 845°C/24h ، air cool) و بعد از پیر کردن اولیه
 (درج 47)



نمونه ۳-۲۷-۱ (۱) به روش ریش ریش برای آلیاژ IN-738 با
 پوششهای LPPS-MCrAlY (CRM-5.57) ، Pt-Al (LDC2) و
 Pack Cr-Al (MI-15)

(b) ساختار سطح شکست نمونه‌های مشخصه با A، B و C (۱)



ریش ریش

A = خودای بن دانه‌ای و ترک‌های ریزه
 B = به هم می‌چسبند حفره‌ها
 C = دانه‌های ریزه (میزان ترک‌ها)

در نظر گرفته شده و در ۱۹۷۲ و ۱۹۷۳ فاز ۲ رسیده و منتهی در لیزر عملیات شده
 به کار بسته است. نکته دیگر این است که این کار به کار بسته شده و در لیزر عملیات شده
 و این کار به کار بسته شده و در لیزر عملیات شده و در لیزر عملیات شده
 یک بوده و چنین نتیجه گرفته شده که تغییر در عمر و استحکام خزش در اثر پوشش دهی
 (در هوب از سه پوشش یاد شد) بوجود نیامده. برای بررسی بیشتر نمونه های مشخص شده در
 نقاط A، B و C در شکل (۳-۳۷-۹) مورد مطالعه قرار گرفته که ساختار آنها در شکل ۳-۳۷-۱۰
 دیده می شود. در نقطه A (با این خاصیت خشی) دیده می شود که آب در نقطه شل حفره ها بین
 دانه ای بیست و تری تشکیل شده. در نقطه B هم بیست حفره ها دیده می شود و نه تا در نقطه
 C ترک است یافته دیده می شود. ترکها یا در مرز دانه ها یا فصل مشترک لایه های پیوسته می کنند.
 در نمونه های بدون پوشش تمام مرز دانه ها سطحی اکسید شده و ترکهای سطحی تا حد اکثر عمق ۲۵۰ میکرون
 گسترش یافته اند. در مورد نمونه های پوشش دار بوئره در ارتباط با پوشش های نفوذی (LCD2) و AL
 (H115) تا بل تشکیل ترک در تیر پوشش بیشتر از تا بل تشکیل ترک در خود آلیاژ بوده و این امر
 به دلیل تغییرات ناشی از پوشش دهی در ساختار آلیاژ (مختص در لایه ها سطحی) میباشد. در نمونه های
 پوشش داده شده فازهای سوزنی شکل و با صفتی این دیده شده که حتی در اثر عمل حرارتی پیرردن
 آلیاژ پوشش دار بعضی از این فازها در پاره ها استیله یافته اند که همزمان با این استیله ها کربیدهای
 (۴۹) در مرز دانه ها تجزیه شده اند و این عامل می تواند باعث کاهش عمر خزش شود. اما در نهایت
 به دلیل محافظت پوشش از آلیاژ در برابر اکسید شدن مرز دانه ها سطحی، عمر خزش کاهش نیافته است (۴۷)
 Kolkman کارته می روی سوپر آلیاژ Rene 80 با پوشش آلومینیدی با استیله کم
 انجام داد و کاهش عمر خزش در اثر پوشش دهی را مشاهده کرد و آنرا به استحکام ها که به آنجا در برابر استیله
 (۴۷)

تأثير خورشید بر خزش : پوشش آلومینیم با اکسید منگنز و پوشش مکآلی است که تأثیر خورشید را در این زمینه
 اقل می‌دهند.

در رابطه با تأثیر خوردگی بر خزش و همچنین تأثیر پوشش بر استحکام خزش در یک خیزه
 Track و Schweitzer در یافتند است که ده از پوشش آلومینیم با اکسید منگنز کم
 پوشش مکآلی استحکام خزش و خزش را در اغلب محیط‌های خوردنده افزایش
 می‌دهند. (۳۵)

۳-۲-۴- خواص خستگی
 High cycle fatigue
 خستگی با سیکل بالا (HCF)

تحقیقات متعددی در رابطه با تأثیر پوشش بر خستگی با سیکل بالا (HCF) بر روی
 سوپرآلیاژها با سه شکل مختلف صورت گرفته و تأثیر مثبت و منفی در مورد سیکل‌های مختلف
 پوشش سوپرآلیاژ گزارش گردیده است که در زیر تعدادی از این تحقیقات و نتایج آنها آمده است.
 Bartocci در یافت که پوشش آلومینیم استحکام خستگی سوپرآلیاژ INCONEL ۷۰۶ کاهش
 می‌دهد (شکل ۳-۲۸). او از نتایج خود را در دمای ۸۱۵°C و برای دو پوشش با ضخامت‌های
 ۲۵ و ۵۰ میکرون انجام داد که ملاحظه می‌شود استحکام خستگی این آلیاژ در (۱۰) سیکل با
 این دو پوشش به ترتیب ۸ و ۱۵ درصد کاهش می‌یابد. Betts نتایج مشابهی برای سوپر
 آلیاژ ۷۵۰۰ در دمای ۷۴۳°C به دست آورد همچنین Lewelyn نتایج مشابهی که
 این پوشش روی Nimonic ۱۰۵ در ۱۹۰°C استحکام خستگی آنرا کاهش می‌دهد (در صورتیکه

1KV



aging : استقامت به واسطه گذشتن زمان در ناحیه دینورونی

در ارتباط با سوپر آلیاژها IN-738 و IN-939 با پوششهای Pt-Al

و چند پوشش روش PS-MCrAlY سطح زدیده هیچ کاهش در آزمون دهن همراه با

عملیات حرارتی مناسب در استقامت خستگی بوجود نیامده و این بدلیل جوانه زنی و رشد ترک از فلز پایه

بوده و نه از راجل پوشش. در ادامه همین تحقیقات نشان دادند که اگر نمونه ها تنها قبل از پوشش

دهن گت عملیات حرارتی پیرازدن (aging) قرار گیرند بدلیل تکمیل فازهای مغزی مانده

به در ناحیه دینورونی نتایج عکس خواهد شد.

با توجه به مطالب فوق دیده می شود که تأثیر پوشش روی خستگی با سطح بالا با فاکتور

متعددی بستگی دارد و لذا اختلاف در نتایج به دست آمده از تحقیقات گوناگون بدلیل تفاوت

در روشهای آزمایشات، جنس پوششها، روشهای اعمال آنها، ضخامت آنها و عملیات حرارتی

بعد از پوشش دهی میباشد و بنابراین باید در این فاکتور موثر در این رابطه، تعیین دقیق

تأثیر پوشش بر HCF شکل بوده و آزمایش در هر مورد حاصل می تواند بهترین جواب را بدهد.

با این وجود می توان نتیجه گیری نمود که با بررسی پوشش انتخاب نموده اصطاف پذیری خود را داشته باشد

و از DBTT پایین تر برخوردار باشد. ضمناً آن با بررسی چنان باشد تا علاوه بر حفظ تفاوت

به خوردگی به اندازه کافی استقامت خستگی خود نیز داشته باشد و عیوب پوشش را تا حد امکان پدید نراند.

و نیز عملیات حرارتی مناسب پس از پوشش دهی انجام آید تا خواص فلز پایه بازیاب شوند.

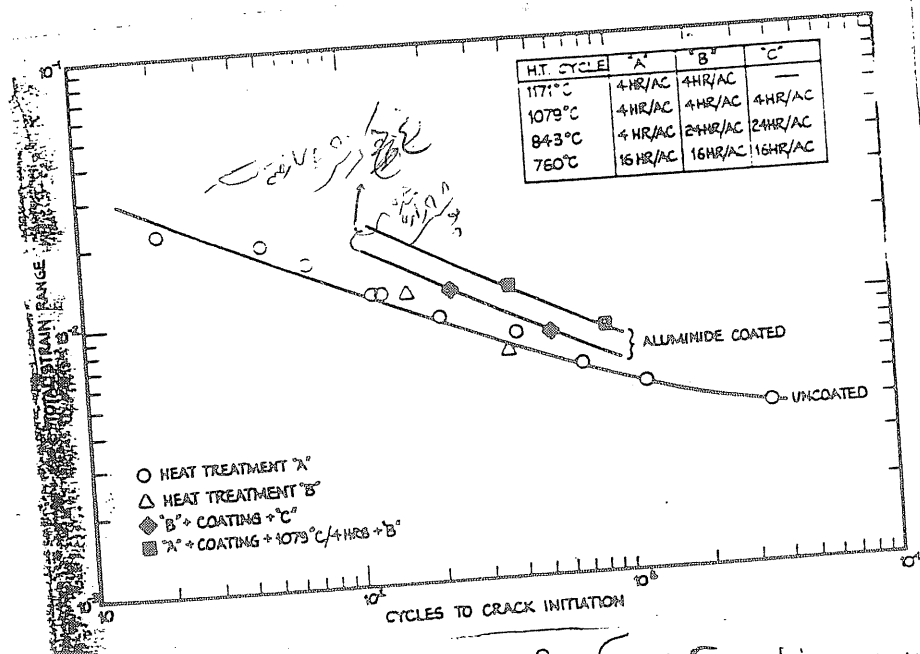
(۴)

۳-۲-۴۲- خستگی با سیکل کم (LCF) (۵۰)

در رابطه با خستگی با سیکل کم در مورد سینی پوشش-برابر آلیاژ تحقیقات کمتری نسبت به سایر موارد صورت گرفته و بنابه همان دلایلی که در رابطه با سایر خواص ذکر کردیم در این مورد نیز نتایج مختلفی به دست آمده است

Wells, Sullivan نتوان دادند به وجود قابل توجهی در استحکام خستگی با سیکل کم

(بروش Push-Pull) در سوراخ آلیاژ ۷۰۰-U با پوشش اکومینه‌ای وجود دارد و تعداد سطوح ۵۰٪ افزایش نشان داده است همچنین با اعمال عملیات حرارتی مناسب نتایج بهتری به دست آمده است (شکل ۳۹-۱۳)



شکل ۳۹-۱۳- خواص LCF آلیاژ ۷۰۰-U با بدون پوشش در ۲۷۰°C (برج ۳۵)

پوشش push-pull - دستور پوشش Meraly ~~LCF~~ از پشته‌های پوشش را آلودگی
لوازم برده

Hsu و Stetson آزادی حرکت با سطل کم را به روش Push-Pull

بر روی 125 René, X40, MA754 همراه با پوشش Meraly

انجام دادند ($T = 76^\circ C$) و متوجه شدند که این پوشش عمر LCF این آلیاژها را نسبت

به پوششهای آلومینیدی، بیشتر افزایش می‌دهند. ^(۳۵) $\Rightarrow$ ۱۲۵ μm - تأثیر مکانیک پوشش (LPPS-coCrAlY)

در آزادی استاتی است متوسط shankar روی پوششهای مختلف روش

از نوع LPPS-coCrAlY که بر روی IN-738 اعمال نموده بود، مشخص کرد که پوشش

با ضخامت کمتر از $125 \mu m$ هیچگونه تأثیر منفی بر LCF این آلیاژها ندارد، در حالی که در پوششهای بالاتر

از $125 \mu m$ LCF کاهش می‌یابد. در تمام موارد دیده شد که ترکها از پوشش شروع می‌شوند

و در پوششهای ضخیمتر ($> 125 \mu m$) طول ترکهای اولیه بزرگتر بوده و سرعت ترک به فلز پایه انتقال

در پاشنه ^(۳۵) $\downarrow$ با افزایش ضخامت LCF $\downarrow$ - تأثیر دما و محیط $\rightarrow$ هوا - تحقیق در مورد تغییر مکانیک در پوششهای پودر

تحقیقات Sheinker و Kortovich ثابت کردند که با افزایش دمای آزادی،

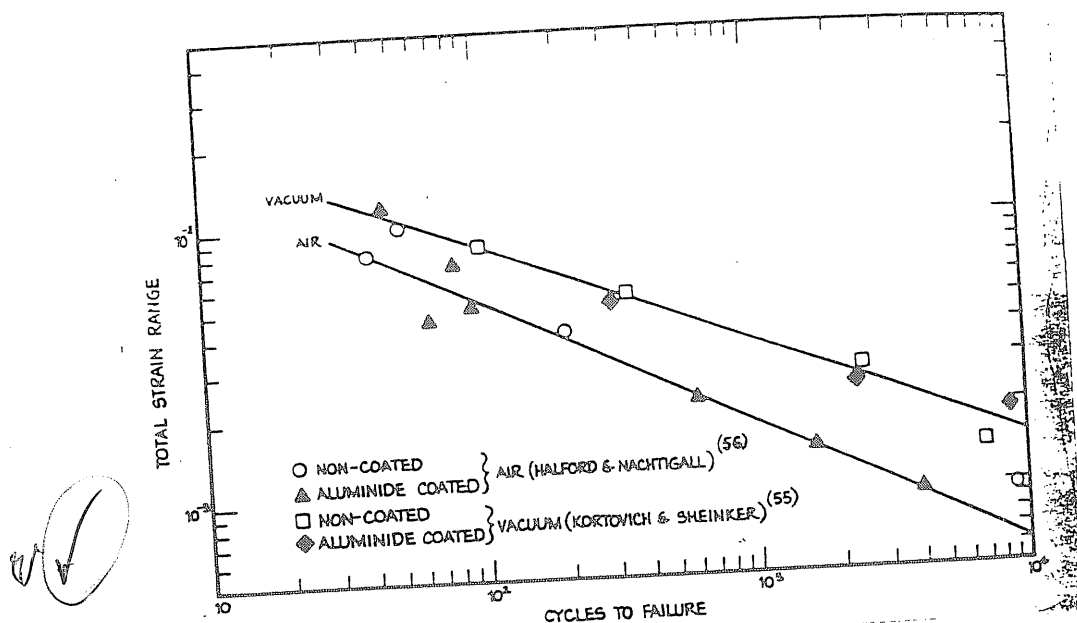
خرش اثر قابل توجهی در کاهش عمر LCF سوراخها و پوشش خواهد داشت همچنین آنها در محیط

خلأ و بیابا هیچگونه کاهش در LCF نمونه‌های پوشش را مشاهده نکردند. نتایج مشابه

آکمد روی René 80 در محیط هوا و خلأ (شکل ۴-۳۰) تأثیر محیط را نشان می‌دهد

که می‌توان دید که در محیط خلأ چندان تفاوتی بین عمر LCF نمونه‌های پوشش را دیده نمی‌شود و پوشش

نار در محیط هوا نصف شده است، اما در نمونه‌های بی‌پوشش، کاهش در مقاطع نار در می‌توان مشاهده کرد ^(۳۵)



شکل ۲-۴- خواص LCF آلومینید ۸۰ René با و بدون پوشش در دو محیط هوا و خلاء
(در دما ۱۰۰۰°C مربع ۳۵)

یو شتر CoCrAlY و باقی مانده نیتروژن ۱۲۵ μm LCF
در دما ۱۰۰۰°C مربع ۳۵

میزان عدم انطباق فریب انبساط حرارتی یونکرز کمتر از میلادی و بیشتر از فولاد است

۴-۲-۳- خستگی حرارتی (Thermal Fatigue)

در ارتباط با خستگی حرارتی سوپرآلیاژها پوشش داده شده، میزان عدم انطباق فریب انبساط حرارتی بین پوشش و فلز پایه از اهمیت فوق العاده‌ای برخوردار است و افزایش این عدم انطباق می‌تواند بزرگترین منبع اعمال کرنش در پوشش و پوسته‌های محفظه‌های سیل حرارتی باشد. در صورت برآوردن کرنش زیاد در زیر دمای انتقال نرم به تدریج (DBTT) یا حتی بیش از حد پوشش، اختلاف فریب انبساط حرارتی بین پوشش و فلز پایه می‌تواند با تدریج خوردن زودرس پوشش گردد که این امر به تدریج استحکام سطح حرارتی به فلز پایه منتقل می‌شود. منظور تغییر ضریب انبساط حرارتی پوشش، هرچند ضریب آن را با ضریب فلز پایه سازگار خواص آن (نویزده تفاوت خوردگی دایکسیسین) جدید وارد دنیا در تغییر دارد و از آنجا که این کار کاربرد پوشش‌های پوشش $MCrAlY$ بسیار راحت می‌توان انجام داد، بنابراین دست یابیم به سازگاری بین ضریب انبساط حرارتی پوشش و فلز پایه در اینگونه پوشش‌ها در از دسترس نمی‌باشد. بطور کلی بیان شده است که با افزایش α و کاهش $\Delta\alpha$ در پوشش‌های $MCrAlY$ به فریب انبساط حرارتی پوشش افزوده خواهد شد.

انبساط حرارتی پوشش افزوده خواهد شد. $\uparrow Cr$ (۱۸، ۱۹، ۲۵) $\downarrow \Delta\alpha$ به فریب $\uparrow$

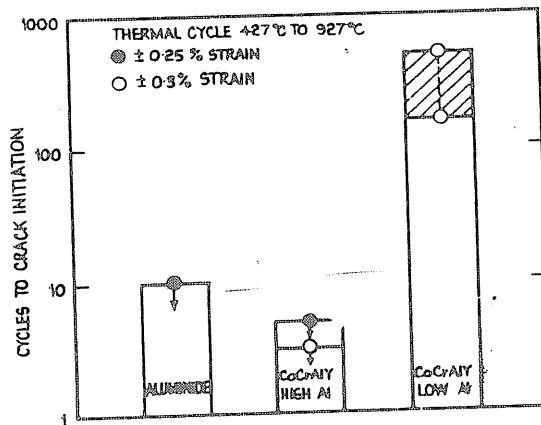
بدلیل وجود سطوحی حرارتی در اثر بارها دماهای بالا، تفاوت پوشش در برابر ترک خوردن ناشی از خستگی حرارتی را پس از تفاوت به خوردگی دایکسیسین هرگز نمی‌توان دانست که در ارتباط با آن دو فاکتور دمای انتقال نرم به تدریج (DBTT) و سازگاری ضریب انبساط حرارتی پوشش و فلز پایه.

نشانگر مهم δ دمای انتقال DBTT
سازگاری ضریب انبساط حرارتی یونکرز

تفاوت آلومینوم
CoCrAlY (Al) (Al)
CoCrAlY

بسیار حائز اهمیت می باشد (۳۵)

در مقایسه ای به بین رفتار خستگی حرارتی پوشش های آلومینیدی و CoCrAlY (در محدوده ۹۲۷-۴۲۷ °C) مشخص گردید که تغییر (Al) تأثیر بسزایی دارد. به علاوه در پوشش های CoCrAlY با آلومینید کم، بهترین مقاومت و با Al بالا، کمترین مقاومت در برابر خستگی حرارتی به جایده و پوشش های آلومینیدی مقاومت کمتری دارند. (۳۵)



شکل ۳-۴ - خواص خستگی گرمایی پوشش های آلومینیدی و پوشش های CoCrAlY (رجع ۳۵)

در ارتباط با تأثیر پوشش های آلومینیدی داخلی و خارجی بر خستگی حرارتی سوپرآلیاژها، تحقیقات توسط Sullivan و Boone صورت گرفت که نتایج آن در جدول ۱۱-۳ مشاهده می شود. نتایج به آموخته شده نشان دادند که پوشش های داخلی رفتار خستگی حرارتی را بهبود می بخشد در صورتی که پوشش های خارجی

تفاوت داخلی و خارجی
در رفتار خستگی حرارتی

جدول ۱۱-۳. خواص خستل حرارتی تعدادی از سویاها، یام، نیل و یام (عرض ۳۸)

Material	Thermal Cycle	Uncoated	Aluminide inward-type		Aluminide outward-type
			50 μ m	75 μ m	65 μ m
WI52	Cycle A	2,500	>14,000		
MM302	RT $\pm$ 982°C	10,000	>14,000		
U700	$\sim$ 0.35% Total Strain Range	15,000	>28,000		
MM200	Cycle B	1,500		4,500	
B1900	RT $\pm$ 1038°C	2,500		4,500	800
U700	$\sim$ 0.45% Total Strain Range	1,200		2,000	800

جلد ۱۹ - ۳ - خواص خشنه حرارتی که در این سر بر آید ۹ به نفع و به مضر است (در ص ۳۵)

۱- دفتر - عاقل رز دانستہ ہے میرے پتہ پر -
 ۲- دفتر - میرے راز سے باخبر رہے -
 ۳- دفتر - میرے راز سے باخبر رہے -
 ۴- دفتر - میرے راز سے باخبر رہے -
 ۵- دفتر - میرے راز سے باخبر رہے -
 ۶- دفتر - میرے راز سے باخبر رہے -
 ۷- دفتر - میرے راز سے باخبر رہے -
 ۸- دفتر - میرے راز سے باخبر رہے -
 ۹- دفتر - میرے راز سے باخبر رہے -
 ۱۰- دفتر - میرے راز سے باخبر رہے -

خارجہ آثار تضعیف میں نہایت محققین اس عامل را بر سر ساختہ ہو سکتا ہے۔

بدین صورت که سقراط را نیز (سقفه) لایم بیرونی پوشش (داخلی) از جلوانه زین تراب جبرگیری

میرند در عالم ساختار است بارانهای مسونی در پوششهای خارجی با شمع در جوانی

(۲۵) $\frac{1}{x^2} = x^{-2}$

Spera و حکمرانان باین موضوع پی بردند که پوشش آکوستیک در اصطلاح سید با Sipa

تفاوت دما در این رادار ۱۰۰-۱۰۵ درجه سانتیگراد است (در این رادار دما در ۱۰۰ درجه سانتیگراد است)

افزایش شده در حالیکه این پوشش آبی بر خنکتر حرارتی همین آبها که بصورت صفت دار

منجہ سہ نہ ارد۔ افراد دیگر نتائج کے بھی مدد سے مسوکارا، $N-738, WI-52, N-792 + \frac{3}{4} 7HP$ اور دیگر

پس ریتل بادنه ها هم محرم و بصورت صحت دار منجمد شده حقنه شده بود و است که در آن در این راه

بایستی بدانیم که نوع دانه که معاود در برابر خستگی حرارتی در غده‌ها نوع دوم در حال بدون پوشش ملاتر

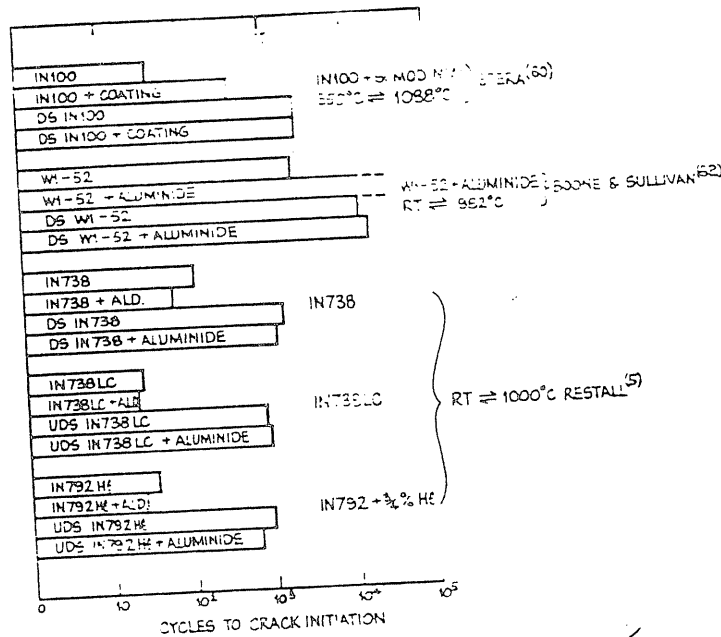
پی کریمہ (۱۰ لاکھ روپے)

12-100

لہذا کہیں کہیں اس طرح کی شواہد بھی مل سکتے ہیں۔

در حالت سرد و در دما بالا

از تفاوت خستگی حرارتی انواع اول (پهن رستال بارانها هم گور) میباشد (شکل ۳-۴۲)



شکل ۳-۴۲ - خواص خستگی حرارتی سوراخهای پهن رستال و بصورت تحت بار، مخزن در دما بالا و بدون پوشش (رجع ۳۵)

Pt-Al

CoCrAlY

در مقایسه ریزش نه بین پوششهای Pt-Al (از نوع نفوذی) و CoCrAlY (از نوع لایه اعمال)

شده به روش پلاسما پیرسی که بر روی سوراخهای انجام شده و گویا که پوشش رویش یارنده

بنیان بیشتر تفاوت خستگی حرارتی این سوراخها را عبور بخنده که طبق بررسیهای عمل آمده

این امر در رابطه با تأخیر افتادن جوانه زنی ترک در پوشش توجیه دارد. در این مقایسه به دلیل تفاوت

در ضخامت این دو نوع پوشش، نمی توان به سبب به آمده حیدان معین برد (۳۵)

لک Nicoll و همکارانش نیز پوششهای NiCrSi و CoCrAlY (اعمال شده بر روی

پلاسمای سرد (هوا) و SiB (اعمال شده پوشش CVD) را بر روی IN-738LC مورد مطالعه

قرار دانه و در پایداری آن آزمایش خود رستیم (آزمایش پوشش)
دانشگاه DBTT با تر و کار بودن فریب انبساط حرارتی نزدیک به IN-738LC مقایسه جفتی

حرارت فلز پایه را بسیار افزایش داده و پوشش SiB (Si-50B) نیز از این لحاظ

پوشش خوب بوده و $Co-25.3Cr-6.06Al-0.1Y$ باعث کاهش مقاومت فلز پایه شده است

وجود ذرات اکسید در پوشش $CoCrAlY$ را که در صحن اعمال پوشش بر روی فلز پایه

ایجاد شده بودند و بالا بودن میزان فاز $\beta-CoAl$ در رست پوشش از عوامل اصلی کاهش

مقاومت جفتی حرارتی این سیستم عنوان نموده و اظهار داشتند که با استفاده از روشهای

پلاسمای سرد در خلأ و یا رسوب فیزیکی (PVD) این پوشش را می توان به مراتب بهتر (بهتری

از خودشان دهیم. از نتایج که این محققان تألیف زیادی بر روی آنها داشته اند، فاکتورهای

مؤثر در تست جفتی حرارتی از قبیل نوع آزمایش (حلقه بسته، * Burner rig و غیره) **

نوع نمونه، نحوه گرم کردن نمونه، استقراری که آزمایش در آن انجام می شود و ... بیان شده (۷۰)

(۴۲)

CoCrAlY جفتی حرارتی کمی دارد. در صورتیکه اکسید دیوکسید کرومیل و کرومیک در سطح

ترکیباتی را ایجاد می کند. $CoAl$ به عنوان یک لایه محافظ در نظر گرفته می شود.

کما حد - فرآیند پلاسمای سرد (PVD)

* Closed loop
** Fluidized Bed

آزمایش رست جفتی حرارتی
Burner rig
جستجو

- مقایسه پوشش با لایه در دینار در مورد انتخاب پوشش مناسب برای سوپر آلیاژ
IN-738 با توجه به اطمینان موجود در ایران :

بر اساس مطالب ارائه شده در سه فصل این مجموعه و خصوصاً فصل سوم، می توان
یک جمع بندی به صورت زیر ارائه نمود:

- در میان پوشش های نفوذی، پوشش های اصلاح شده آلومینیدی مخصوص انواع AL-AL و
Pt-AL (نوعه اره راه با عناصر کمیاب مانند Ce, Hf, Y و...) خواص بهتری نسبت
سایر پوشش های نفوذی (کرومیدی، سیدی و همچنین آلومینیدی ساده) از خود نشان داده و
نیچو مطلوب تری از فلز پایه می یافت می نمایند.

- پوشش های آلودش در صورت تمیز و ریزش اعمال آن با صیقل انتخاب شونده علاوه بر
مقاومت در برابر اکسیداسیون و خوردگی داغ، تا حد قابل ملاحظه ای بر خواص مکانیکی فلز پایه خواهند داشت
نظری به از این لحاظ نسبت به پوشش های نفوذی دارای مزیت میباشند. در میان پوشش های
آلودش، انواع $NiCrAlY$ ، $CoCrAlY$ و مخصوص $NiCoCrAlY$ می توانسته
در شرایط مختلف خوردگی (اکسیداسیون، خوردگی داغ نوع I و نوع II) و... به کار روند
در حالی که خواص مکانیکی اینها نیز خواهند داشت.

- پوشش های سرامیکی هر چند همراه با لایه های باندی و یا بصورت $Grade 4$ بسیار
مطلوب میباشند، اما هنوز نیاز به مطالعه بیشتری در مورد آنها احساس می شود که
بالا بردن مقاومت آنها در برابر حمله حرارتی بهترین هدف می باشد.

اطمینان پوشش دهی سوپر آلیاژها در ایران با توجه به بررسی های بعمل آمده

عبارت شده است:

- تجزیه اعمال پوششهای نفوذی در صنایع هوایی ایران (صها) که در حال حاضر پوشش آلومینیدی بر روی اجزای از قبیل پرده ها توربینهای هوایی و زمین اعمال می نمایند

- تجزیه پلاسمای بر روی در پرده ها و هتاه علوم و تکنولوژی دفاعی، صنایع هوایی ایران (صها) و سیستمهای نو سازی هتاهای ایران (پنها) که در مورد اول تجزیه پیشرفته تر بود و در صورت تهیه امکان جنس از قبیل حفظه خلاء و در باطیهای مربوط توانایی بالایی برای اعمال پوششهای روش با کیفیت عالی است خواهد آورد. در دوم مورد دیگر از این تجزیه برای ترسیم قطعات استفاده می شود و تنها امکان اعمال پوشش در مسوولیت با آنها وجود دارد. همچنین در مورد پرده ها خواص مواد و انرژی نیز از این نوع تجزیه موجود می باشد که نه تنها تجزیه موجود در صها و پنها می باشد.

- تجزیه است دیگر از قبیل تجزیه پوشش خلاء در دانشگاه آزاد اسلامی راج و تجزیه Sputtering در دانشگاه صنعتی شریف نیز موجود می باشد که در این آرا نگاهش بوده و امکان پوشش دهی قطعاتی که توربین با آنها وجود دارند با توصیف آنچه ارائه شده نظریه است که در داخل کشور و در حال حاضر کاربرد بر روی پوششهای نفوذی $Al-Cr$ و $Al-Pt$ همراه با عناصر کربن و نیتروژن ساخته شده و به دلیل وجود امکان مناسب با اعمال کنترل کیفیت آنها در ایران، امکان اعمال موفقیت آمیز آنها بر روی پرده ها توربین بصورت صنعتی وجود دارد. همچنین در کنار این کار می توان پوششهای روش بطریق پلاسمای بر روی اجزای سازه ها و قطعات دیگر که در هتاه آنها است را در مورد بررسی مطالبه قرار داد چرا که زمینه اولیه آن یعنی تجزیه اعمال پوشش موجود می باشد و در صورت امکان نیاز و پس از آن همکاری لازم می توان تجزیه لازم دیگر را فراهم آورد.

راجع :

1. F. Schubert, "Superalloys Source Book", ASM, 1984
2. F.L. VerSnyder, "Superalloy Technology - Today and Tomorrow", High Temperature Alloys for Gas Turbines, D. Reidel Publishing Company, 1982, PP. 1-49
3. J. Stringer, "High-Temperature Corrosion of Superalloys", Materials Science and Technology, 1987, 3, (7), PP. 482-493
4. J.C. Galsworthy, J.E. Restall and G.C. Booth, "High-Temperature Erosion and Erosion-Hot Corrosion of Superalloys and Coatings", High-Temperature Alloys for Gas Turbines, D. Reidel Publishing Company, 1982, PP. 207-235
5. P.C. Felix, "Coating Requirements for Industrial Gas Turbines", Materials and Coatings to Resist High-Temperature Corrosion, Applied Science Publishers, 1978, PP. 293-312
6. R. Mevrel, "State of the Art on High Temperature Corrosion Resistant Coatings", Materials Science and Engineering, 1989, A1(20), PP. 13-24
7. J.E. Restall, "High-Temperature Coating for Protecting Hot Components in Gas Turbine Engines", Metallurgia, 1979, No. 11, PP. 676-685

8- C. Duret, A. Davin et al, "Recent Approaches to the Development of Corrosion Resistant Coatings", High-Temperature alloys for Gas Turbines, D. Reidel Publishing Company, 1982, pp. 53-86

9- R. Mervel, R. Pichoir, "Coatings: Their Potential and Limits" High-Temperature Alloys, Elsevier Applied science, 1987, pp. 351-352

10- Edwin S. Bartlett, Harry A. Beale, "Oxidation Protective Coating for Superalloys and Refractory Metals", Metals Handbook ASM, 9th Ed, Vol. 5, pp. 375-380

11- G. W. Goward, "Recent Developments in High Temperature Coatings for Gas Turbine Airfoils", High Temperature Corrosion, NACE, 1983, pp. 553 - 560

12- A. S. Radcliff, "Factors Influencing Gas Turbine Use and Performance", Materials Science and Technology, 1987, Vol. 3, No. 7, pp. 554-561

13- F. Fitzer and J. Schlichting, "Coatings Containing chromium, Aluminum and Silicon for High Temperature Alloys", High Temperature Corrosion, NACE, 1983, pp. 604-614

14- G. W. Goward, "Current Research on the Surface Protection of Superalloys for Gas Turbine Engines" Journal of Metals, 1970, No. 10, pp. 31-39

15. W. Endres, "Design Principles of Gas Turbines", High Temperature Materials in Gas Turbines, Elsevier Scientific Publishing Company, 1974, pp. 1-14
16. M. Malik, R. Morbioli et al, "The Corrosion Resistance of Protective Coatings", High Temperature Alloys for Gas Turbines, D. Reidel Publishing Company, 1982, pp. 87-98
17. H.J. Kolkman, "Creep, Fatigue and Their Interaction in Coated and Uncoated Rene 80", Materials Science and Engineering, 1987, vol. 89, pp. 81-91
18. G.W. Goward, "Protective Coatings for High Temperature Alloys", Sourcebook on Materials for Elevated Temperature Applications, ASM, 1979, pp. 369-386
19. J.H. Wood, E.H. Goldman, "Protective Coatings", Superalloys II, John Wiley & Sons, 1987, pp. 359-384
20. B. Dupre, P. Steinmetz et al, "Corrosion Attack of NiAl Aluminate Type Coatings on Superalloys: Application to the H115 Coating", High Temperature Corrosion, NACE, 1983, pp. 584-590
21. P.C. Martinengo, C. Carughi et al, "High Temperature Behaviour of Protective Coatings on Ni-base Superalloys", Materials and Coatings to Resist High-Temperature Corrosion, Applied Science Publishers, 1978, pp. 293-312

22. N.R. Lindblad, "A Review of the Behavior of Aluminide-Coated Superalloys" *Oxidation of Metals*, 1969, vol. 1, No. 1
pp. 143-170
23. R. Bauer, H.W. Gründling et al, "Hot Corrosion Behavior of Chromium Diffusion Coatings" *Materials and Coatings to Resist High Temperature Corrosion*, Applied Science Publishers, 1978, pp. 369-385
24. Guy H. Faber, "The Role of Chromium in Corrosion and Oxidation Resistant Alloys and Coatings", *High Temperature Alloys for Gas Turbines*, Applied Science Publishers, 1978, pp. 225-230
25. H. Van Amerongen, "Structure and Properties of Silicide Based Diffusion Coatings", *High Temperature Alloys for Gas Turbines*, Applied Science Publishers, 1978, pp. 209-224
26. P. Choquet, C. Indrigo et al, "Microstructure of Oxide Scales Formed on Cyclically Oxidized M-Cr-Al-Y Coatings", *Materials Science and Engineering*, 1987, vol. 88, pp. 97-101
27. S. Shankar, D.E. Koenig et al, "Vacuum Plasma Sprayed Metallic Coatings" *Journal of Metals*, 1981, vol. 33, No. 1:
pp. 13-20
28. J.R. Nicholls and D.J. Stephenson, "High Temperature

Coatings for Gas Turbines", Metals and Materials
1991, No. 3, pp. 156-163

29. Ingard Kvernes and Marion Seiersten, "Developments and Problems in the Use of Thermal Barrier Coatings on Metals", High Temperature Corrosion, NACE, 1983, pp. 615-620

30. S.R. Levine et al, "Improved Performance Thermal Barrier Coatings", High Temperature Corrosion, NACE, 1983, pp. 621-627

31. S.M. Meier et al, "Ceramic Thermal Barrier Coatings for Commercial Gas Turbine Engines", Journal of Metals, 1991, No. 3, pp. 50-53

32. S.K. Lau et al, "High Temperature Corrosion Resistance of Ceramic Thermal Barrier Coatings", High Temperature Corrosion, NACE, 1983, pp. 628-635

33. NACE, "A Handbook of Military and Aerospace Equipments", 1983

34. P.G. Cappelli, "Coating Processes", High Temperature Alloy for Gas Turbines, Applied Science Publishers, 1978, pp. 177-189

35. A. Strang and E. Lang, "Effects of Coatings on the mechanical Properties of Superalloys", High Temperature Alloys for Gas Turbines, D. Reidel Publishing Company, 1982, pp. 464-5.

36. R. Pichoir, "Influence of the Mode of Formation on the Oxidation and Corrosion Behaviour of NiAl-type Protective Coatings", Materials and Coatings to Resist High Temperature Corrosion, Applied Science Publishers, 1978, pp. 271-291

37. S. J. Grisaff, "Coatings and Protection", The Superalloys, 1972, pp. 341-370

38. H. M. Tawancy and N. M. Abbas, "Role of Platinum in Aluminide Coatings" Surface and Coatings Technology, 1991, vol. 49, pp. 1-7

39. J. M. Blocher, "Chemical Vapor Deposition", Metals Handbook, ASM, 9th ed, vol. 5, pp. 381-386

۴۰- دکتر محمد قربانی، "پوشش دادن فلزات"، انتشارات دانشگاه صنعتی شریف

41. M. J. Bennett, A. T. Tuson et al, "Oxidation Protection of Alloy IN 738 LC by Plasma Assisted Vapour Deposited Silica Coating", Materials Science and Technology, 1989, vol. 5, No. 8, pp. 841-852

42. E. Fitzner and H. J. Maurer, "Diffusion and Precipitation Phenomena in Aluminized and Chromium-aluminized Iron and Nickel-base Alloys", Materials and Coatings to Resist High Temperature Corrosion, Applied Science Publishers, 1978, pp. 253-269

43. J.E. Restall, "Development of Coatings for the Protection of Gas Turbine Blades Against High Temperature Oxidation and Corrosion", Superalloys, 1984, pp. 721-730
44. James H. Claxte et al, "Thermal Spray Coatings", Metals Handbook, ASM, 9th Ed, vol. 5, pp. 361-374
45. Hans K. Pulker, "Wear and Corrosion Resistant Coatings by CVD and PVD", Ellis Horwood Publishers, 1989
46. Herbert Herman, "Advances in Thermal Spray Technology" Advanced Materials & Processes, 1990, No 4, pp. 41-46
47. David V. Rigney, "Vacuum Coating", Metals Handbook, ASM, 9th Ed, vol. 5, pp. 387-411
48. H.L. Mann and G. Krenel, "PVD Coatings for Aircraft Turbine blade", Advanced Materials & Processes, 1991, No. 12 pp. 18-23
49. John A. Thornton, "Sputtering", Metals Handbook, ASM 9th Ed, Vol. 5, pp. 412-416
50. Robert F. Hochman and D.M. Mattox, "Ion Plating", Metals Handbook, ASM, 9th Ed, Vol. 5, pp. 417-421
51. R.C. Felix, "The Role of Corrosion in Modern Gas Turbine

High Temperature Alloys for Gas Turbines, Applied Science Publishers, 1978,

52. R. Castillo and K.P. Willett, "The Effect of Protective Coatings on the High Temperature Properties of a Gamma Prime-Strengthened Ni-base Superalloy", Metallurgical Transactions A, Jan. 1984, vol. 15A, pp. 229-236
53. Per Kofstad, "High-Temperature Oxidation of Metals", John Wiley & Sons, Inc., 1966
54. O. Kubaschewski and B.E. Hopkins, "Oxidation of Metals and Alloys", London, Butterworths, 1962
55. G.H. Meier and F.S. Pettit, "Oxidation and Hot Corrosion of Superalloys", Superalloys 1984, The Metallurgical Society of AIME, pp. 651-687
56. F.S. Pettit and G.S. Giggins, "Hot Corrosion", Superalloy II, John Wiley & Sons, 1987, pp. 327-358
57. C.G. McCreath, "Hot Corrosion Site Environment in Gas Turbines", Materials Science and Technology, 1987, vol. 3 No. 7, pp. 494-500
58. J. Hummel, Jr., "High Temperature Inorganic Coatings", Reinhold Publishing Corporation, 1963

65. M.G. Hebsur and R.V. Miner, "High Temperature Tensile and Creep Behaviour of Low Pressure Plasma-Sprayed Ni-Co-Cr-Al-Y Coating Alloy", Materials Science and Engineering, 1986, Vol. 83, pp. 239-245
66. A.R. Nicoll et al, "Ductile-Brittle Transition of High Temperature Coatings for Turbine Blades", Materials and Coatings to Resist High Temperature Corrosion, Applied Science Publishers, 1978, pp. 233-252
67. E. Bullock, K. Schuster et al, "The Influence of Applied Coatings on the Creep Fracture of IN738LC", High Temperature Alloys for Gas Turbines, 1982, pp. 779-789
68. J.C. Galsworthy et al, "The Effects of Section Size, Coating and Environment on Creep Rupture Behaviour of Superalloys", High Temperature Alloys for Gas Turbines, 1982, pp. 771-77
69. N. Czech et al, "Effect of Environment on Mechanical Properties of Coated Superalloys and Gas Turbine Blades", Materials Science and Technology, 1986, vol. 2, No. 3 pp. 244-249
70. A.R. Nicoll and U.W. Hildebrandt, "Thermal Fatigue of Coated Superalloys", Environmental Degradation of High Temperature Materials, Pro. Conf, 1980, vol. 2, pp. 627-637

65. M. G. Hebsur and R. V. Miner, "High Temperature Tensile and Creep Behaviour of Low Pressure Plasma-Sprayed Ni-Co-Cr-Al-Y Coating Alloy", Materials Science and Engineering, 1986, Vol. 83, pp. 239-245
66. A. R. Nicoll et al, "Ductile-Brittle Transition of High Temperature Coatings for Turbine Blades", Materials and Coatings to Resist High Temperature Corrosion, Applied Science Publishers, 1978, pp. 233-252
67. E. Bullock, K. Schuster et al, "The Influence of Applied Coatings on the Creep Fracture of IN738LC", High Temperature Alloys for Gas Turbines, 1982, pp. 779-789
68. J. C. Galsworthy et al, "The Effects of Section Size, Coating and Environment on Creep Rupture Behaviour of Superalloys", High Temperature Alloys for Gas Turbines, 1982, pp. 771-77
69. N. Czech et al, "Effect of Environment on Mechanical Properties of Coated Superalloys and Gas Turbine Blades", Materials Science and Technology, 1986, vol. 2, No. 3 pp. 244-249
70. A. R. Nicoll and U. W. Hildebrandt, "Thermal Fatigue of Coated Superalloys", Environmental Degradation of High Temperature Materials, Pro. Conf, 1980, Vol. 2, pp. 627-637

ضمیمہ :

نام، آدرس و شماره تلفن موسسات تجزیہ بحیثیت
پیشکش دہی سوپر اکاڈمی

نام موسسه	آدرس	شماره تلفن	مسئول (مسئولان)	نوع تجزیہ
مرکز و ہفتاہ علوم و ٹکنالوجی دفاعی	لویران - نزد ہفتاہ علوم و ٹکنالوجی دفاعی	۲۴۹۲۲۰-۲۲ داخلی ۲۴۶۱	مهندس ضیاء والفی	پلاسما ایبری
صنایع ہوابہ ایرانی ایران (اصول)	میدان آزادی - جادہ مخصوص کرج - دوروی شہر آبپاشان شرکت صنایع ہوابہ ایرانی ایران	۹۹۹۲۸۰-۱۴ ۹۹۰۱۱۰-۱۴	مهندس کوثر حسن و مهندس کمال	پوشش نفوذی و پلاسما ایبری
پستی و نو سازی ہلکوترہا ایرا (نہا)	میدان آزادی - خیابان فرودگاہ دوروی ساز مارمین ساس نور	۶۰۰۳۰۳۱ داخلی ۵۰۱ و ۵۰۲	مهندس سولہ زارہ	پلاسما ایبری
دانشگاہ آزاد اسلامی واحد کرج	کرج - حصار - دانشگاه آزاد اسلامی	۶۱۳۸۳۱۱۲ سازمان انرژی اتمی (دکتر جیبی)	دکتر جیبی و دکتر قرآن نویس	PVD
دانشگاہ صنعتی شریف (دانشکدہ فیزیک)	خیابان آدرس - دانشگاه صنعتی شریف		دکتر علی رضا سفوح ۹۰۰۷	Sputtering (ایران لایہ برابری تاریخ)

