علوم و مهندسی سطح، شماره ٦٦ (سال ١٤٠٤)، صفحات ٦٨-١٠٣



نشریه علوم و مهندسی سطح

انجمن علوم و تکنولوژی سطح ایران

رفتار تریبولوژیکی آلیاژهای آنتروپی بالا پوشش‌دهی شده با لیزر: مروری بر وضعیت موجود در طراحی ریزساختاری، سازوکارهای سایش و کاربردها

بهراد آقارضی، محمد رجبی*

دانشکده مهندسی مواد و صنایع، دانشگاه صنعتی نوشیروانی بابل، ایران

واژگان کلیدی:
پوشش‌دهی لیزری
آلیاژهای با آنتروپی بالا
مقاومت به سایش
سازوکار سایش

تاریخ دریافت:
١٤٠٥/٠٦/١١
تاریخ بازنگری:
١٤٠٥/٠٦/٣١
تاریخ پذیرش:
١٤٠٥/٠٧/٠٤

چکیده

مقاومت به سایش سطوح فلزی نقشی تعیین‌کننده در افزایش عمر مفید قطعات و کاهش خسارات اقتصادی ناشی از اصطکاک در صنایع مختلف ایفا می‌کند. پوشش‌دهی لیزری (LC) به دلیل ایجاد اتصال متالورژیکی قوی، نرخ سرمایش سریع و منطقه متأثر از حرارت کوچک، از کارآمدترین روش‌های اصلاح سطح محسوب می‌شود. آلیاژهای با آنتروپی بالا (HEAs) نیز به سبب ساختار محلول جامد چندجزئی، پایداری حرارتی استثنایی و خواص مکانیکی برجسته، گزینه‌های امیدوارکننده‌ای برای پوشش‌های مقاوم به سایش در محیط‌های سخت هستند. مقاله حاضر مروری جامع بر آخرین دستاوردهای پژوهشی در زمینه پوشش‌های آلیاژی با آنتروپی بالا حاصل از پوشش‌دهی لیزری (LC-HEACs) با تأکید بر مقاومت به سایش ارائه می‌دهد. بدین منظور، تأثیر پنج دسته عامل شامل سامانه مواد آلیاژی، پارامترهای فرایند، فازهای تقویت‌کننده، فاز آمورف و عملیات کمکی و پس‌پردازش بر ریزساختار و عملکرد سایشی تحلیل شده است. سازوکارهای اصلی بهبود مقاومت سایشی شامل ریزدانه‌سازی، تقویت محلول جامد، اثر اوروان، تشکیل فازهای سخت و ایجاد فیلم‌های محافظ اصطکاکی تشریح می‌شوند. همچنین، کاربردهای مهندسی این پوشش‌ها بر زیرلایه‌های رایج در محیط‌های دمای بالا، آب دریا و شرایط لغزشی خشک بررسی شده است. بااین‌حال، ترک‌خوردگی، تخلخل، جدایش فازی و محدودیت‌های مقیاس‌پذیری، عملکرد تریبولوژیکی LC-HEACs را در کاربردهای صنعتی محدود می‌کند. ازاین‌رو، طراحی ریزساختاری هدفمند، کنترل تنش پسماند و اعتبارسنجی سایشی در شرایط واقعی، مسیرهای کلیدی توسعه آینده این پوشش‌ها هستند.

DOI: https://doi.org/10.22034/issst.2026.2104818.1683

Tribological Behavior of Laser-Clad High-Entropy Alloys: A Review of the Current State of Microstructural Design, Wear Mechanisms, and Applications

Abstract

The wear resistance of metallic surfaces plays a decisive role in extending the service life of components and mitigating economic losses caused by friction across various industries. Laser cladding (LC), owing to its strong metallurgical bonding, rapid cooling rate, and minimal heat-affected zone, is regarded as one of the most efficient surface modification techniques. High-entropy alloys (HEAs), due to their multi-component solid solution structure, exceptional thermal stability, and outstanding mechanical properties, are promising candidates for wear-resistant coatings in harsh environments. This paper presents a comprehensive review of the latest research advances in laser-cladded high-entropy alloy coatings (LC-HEACs), with particular emphasis on wear resistance. To this end, the effects of five categories of influencing factors—namely, alloy system design, process parameters, reinforcing phases, amorphous phase formation, and auxiliary treatments and post-processing—on the microstructure and tribological performance are systematically analyzed. The primary mechanisms underlying the enhancement of wear resistance, including grain refinement, solid solution strengthening, the Orowan effect, formation of hard phases, and generation of protective tribofilms, are elucidated. However, cracking, porosity, phase separation, and scalability limitations continue to restrict the tribological performance of LC-HEACs in industrial applications. Therefore, targeted microstructural design, residual stress control, and validation of wear behavior under real service conditions are key pathways for their future development.

Keywords: Laser cladding, High-entropy alloys, Wear resistance, Wear mechanism

* *Corresponding author E-mail:* m.rajabi@nit.ac.ir

١- مقدمه

با گسترش صنعت و افزایش تقاضا برای عملکرد بالاتر قطعات، سایش سطح به‌عنوان یکی از عوامل اصلی کاهش عمر مفید و اتلاف انرژی در تجهیزات دوار، خودروسازی، نفت و گاز و صنایع دریایی مطرح شده است. تحقیقات نشان می‌دهد حدود ٢٣ درصد از انرژی سوخت در جهان صرف غلبه بر اصطکاک می‌شود و سهم خسارات ناشی از سایش در کشورهای صنعتی به چند درصد از تولید ناخالص داخلی می‌رسد [٢،١]. ازاین‌رو، بهبود مقاومت سایشی سطوح فلزی، علاوه بر افزایش طول عمر تجهیزات، تأثیر مستقیمی بر کاهش هزینه‌های تعمیر و نگهداری و بهره‌وری انرژی دارد [٤،٣].

روش‌های متعددی برای اصلاح سطح و افزایش مقاومت سایشی توسعه یافته‌اند [٥]. اسپری سرد با پاشش سریع، تنش پسماند کم و عدم آلودگی مشخص می‌شود. اسپری حرارتی کاربرد گسترده و قابلیت کنترل ضخامت پوشش را فراهم می‌کند، اما استحکام چسبندگی ضعیف، تخلخل و تغییر شکل قطعه‌کار را به همراه دارد. آبکاری بدون الکترود [٦] تجهیزات فرایندی ساده و هزینه پردازش پایین دارد، ولی آلودگی محیط‌زیست ایجاد می‌کند. رسوب‌دهی فیزیکی و شیمیایی از فاز بخار [٨،٧] پوشش متراکم، یکنواخت و با نیروی چسبندگی قوی تولید می‌کند، اما تجهیزات گران‌قیمت و ضخامت کم‌پوشش محدودیت آن است. کندوپاش مغناطیسی [٩] سرعت رسوب‌گذاری بالا، خلوص پوشش بالا، تراکم و یکنواختی خوب دارد، ولی نرخ بهره‌برداری از هدف پایین و هزینه تجهیزات بالاست. روش‌های ضربه‌ای [١٠] نیز کاربردهایی دارند. اکسیداسیون الکترولیتی پلاسما [١٢] فرایندی ساده، بدون آلودگی و قابل‌تولید خودکار در مقیاس بزرگ است، اما بازده جریان پایین و مصرف انرژی بالایی دارد. جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی عملیاتی راحت، تجهیزات ساده، مصرف انرژی کم، بازده بالا و تنش پسماند کم دارد، ولی سایش ابزار اغتشاشی و محدودیت در دامنه کاربرد مواد از معایب آن است. آلیاژسازی سطحی با لیزر [١١] بهره‌وری انرژی بالا و دامنه وسیع سیستم‌های آلیاژی دارد، اما نرخ رقیق‌شدگی بالاست. روش‌های پلاسمایی [١٣] نیز در این زمینه بررسی شده‌اند. در میان این روش‌ها، پوشش‌دهی لیزری به دلیل چگالی انرژی بالا، سرعت پردازش سریع، منطقه متأثر از حرارت کوچک، تغییر شکل کم، نرخ رقیق‌شدگی قابل‌کنترل و اتصال متالورژیکی مطلوب با زیرلایه، توجه گسترده‌ای را به خود جلب کرده است [١٤-١٦]. برخلاف روش‌های افشانه حرارتی که با تخلخل و استحکام چسبندگی ضعیف همراه هستند، و رسوب‌دهی از فاز بخار که به تجهیزات گران‌قیمت و ضخامت کم‌پوشش محدود می‌شود، فرایند پوشش‌دهی لیزری قادر به ایجاد پوشش‌های ضخیم، متراکم و با اتصال متالورژیکی قوی است که آن را برای کاربردهای صنعتی سنگین مناسب می‌سازد.

آلیاژهای با آنتروپی بالا (HEAs) به دلیل ترکیب چند عنصری، اثر آنتروپی بالا، ریزساختار ساده و خواص مکانیکی و تریبولوژیکی قابل‌تنظیم، به‌عنوان مواد امیدبخش برای پوشش‌های مقاوم به سایش مطرح شده‌اند. پوشش‌دهی لیزری آلیاژهای با آنتروپی بالا (LC-HEACs) امکان ایجاد پوشش‌های ضخیم، متراکم و متالورژیکی متصل با زیرلایه را فراهم می‌کند و طراحی ریزساختاری، سازوکارهای سایش و کاربردهای صنعتی آن را به موضوعی مهم تبدیل کرده است. بااین‌حال، رابطه میان ترکیب آلیاژ، پارامترهای فرایند، ریزساختار و رفتار تریبولوژیکی هنوز نیازمند بررسی نظام‌مند است.

هدف اصلی این مقاله، ارائه یک مرور جامع از آخرین دستاوردهای پژوهشی در زمینه مقاومت به سایش پوشش‌های LC-HEACs است. ساختار مقاله به‌گونه‌ای طراحی شده است که ابتدا در بخش دوم، عوامل مؤثر بر مقاومت سایشی در سه مرحله آماده‌سازی (شامل سامانه مواد آلیاژی، پارامترهای فرایند، فازهای تقویت‌کننده و فاز آمورف)، پوشش‌دهی به تفصیل بررسی شوند. در بخش سوم، سازوکارهای فیزیکی و متالورژیکی حاکم بر بهبود مقاومت سایشی از چهار منظر افزایش سختی، تشکیل

فیلم‌های محافظ، خواص ذاتی آلیاژهای با آنتروپی بالا و ویژگی‌های فرایند پوشش‌دهی لیزری تشریح می‌گردند. بخش چهارم به معرفی پتانسیل‌های کاربرد عملی پوشش‌های LC-HEACs بر روی زیرلایه‌های مهندسی رایج و در محیط‌های مختلف کاری (دمای بالا، آب دریا، هوا) اختصاص دارد. نهایتاً در بخش پنجم، نتیجه‌گیری نهایی و در بخش ششم، چالش‌های پیش‌رو و چشم‌انداز توسعه آتی این فناوری ترسیم می‌شود.

رویکرد تحلیلی این مرور بر پایه یک زنجیره منطقی بنا شده است که ابتدا ترکیب آلیاژی، سپس پارامترهای فرایند، سپس ریزساختار و بعد از آن خواص مکانیکی و تریبولوژیکی و در نهایت سازوکار سایش را در بر می‌گیرد. در این چارچوب، صرفاً به گزارش نتایج مطالعات مختلف بسنده نشده، بلکه تلاش شده است تا اختلافات موجود در نتایج، بر اساس عواملی چون نوع و نسبت عناصر آلیاژی، جنس زیرلایه، پارامترهای لیزر (توان، سرعت اسکن، اندازه نقطه)، و شرایط آزمون سایش (بار، سرعت، دما، محیط و ماده مقابل) تحلیل و تبیین شود. هدف نهایی، استخراج اصول طراحی و ارائه تصویری منسجم از ارتباط میان این متغیرها است، به‌گونه‌ای که خواننده بتواند منطق حاکم بر انتخاب ترکیب و پارامترهای فرایند را برای دستیابی به مقاومت سایشی مطلوب درک کند.

۲- مقاومت به سایش پوشش‌های LC-HEACs

عوامل مؤثر بر مقاومت سایشی در سه مرحله آماده‌سازی، پوشش‌دهی و پس‌پردازش بررسی می‌شوند.

۲-۱- تأثیر سامانه مواد آلیاژی با آنتروپی بالا

مقاومت به سایش به طور سنتی با سختی سطح مرتبط دانسته می‌شود، اما این رابطه یک‌طرفه و مطلق نیست. در آلیاژهای با آنتروپی بالا، مقاومت سایشی حاصل برهم‌کنش پیچیده‌ای میان سختی، چقرمگی، نرخ کار سختی، نوع و کسر حجمی فازهای ثانویه، اندازه دانه، و سازوکار غالب سایش است. به‌طورکلی، فازهای BCC به دلیل تعداد کمتر سیستم‌های لغزش و مقاومت بالاتر در برابر حرکت نابجایی‌ها، سختی بالاتری نسبت به فازهای FCC نشان می‌دهند؛ در مقابل، فاز FCC با داشتن سیستم‌های لغزش متعدد، چقرمگی و قابلیت کار سختی بالاتری دارد که می‌تواند در شرایط بار ضربه‌ای یا سایش سه‌بدنه مزیت محسوب شود؛ بنابراین، برتری یک‌فاز بر دیگری را نمی‌توان به‌صورت کلی بیان کرد، بلکه باید در چارچوب شرایط کاری و سازوکار سایش موردانتظار ارزیابی گردد. انتخاب سامانه مواد مناسب با بهره‌گیری از اثر اعوجاج شبکه (ناشی از اختلاف شعاع اتمی عناصر) می‌تواند سختی پوشش را افزایش داده و در نتیجه مقاومت سایشی را بهبود بخشد. تحلیل مقایسه‌ای مطالعات انجام‌شده بر پوشش‌های LC-HEACs نشان می‌دهد که رابطه میان ساختار بلوری و مقاومت سایشی، پیچیده‌تر از یک برتری ساده BCC بر FCC است. در برخی مطالعات، افزایش کسر حجمی فاز BCCمنجر به افزایش سختی و بهبود مقاومت سایشی شده است [۱۷]، درحالی‌که در مطالعات دیگر، سامانه‌های مبتنی بر FCC با چقرمگی بالاتر و قابلیت کار سختی بیشتر، عملکرد سایشی بهتری در شرایط بار سنگین یا سایش ضربه‌ای نشان داده‌اند [۱۸، ۱۹]. به‌عنوان‌مثال، در پوشش CoCrFeNiMoSi، حضور فازهای FCC همراه با فازهای سخت Laves منجر به ترکیبی از سختی و چقرمگی شد که مقاومت سایشی را به طور قابل‌توجهی بهبود داد [۱۹]. در مقابل، در پوشش AlCoCrFeNi ، افزایش کسر BCC تا بیش از ۹۰ درصد، اگرچه سختی را افزایش داد، اما در برخی شرایط به دلیل تردی و تشکیل ترک‌های سطحی، نرخ سایش را افزایش داد [۱۷].

این تناقض ظاهری را می‌توان با سه عامل تبیین کرد : الف) نقش فازهای ثانویه: حضور فازهای سخت مانند Laves، کاربیدها و بوریدها می‌تواند حتی در ماتریس FCC نیز مقاومت سایشی را به‌شدت افزایش دهد؛ ب) نقش چقرمگی: در سایش ضربه‌ای یا سه‌بدنه، چقرمگی و قابلیت کار سختی ماتریس از سختی اولیه مهم‌تر است؛ ج) نقش شرایط آزمون: در دمای بالا، فاز

FCC به دلیل پایداری حرارتی بالاتر و عدم گذار تردی – نرمی، می‌تواند عملکرد بهتری از BCC نشان دهد؛ بنابراین، طراحی آلیاژی بهینه برای مقاومت سایشی، نه‌فقط بر پایه حداکثرکردن فازBCC ، بلکه بر پایه تعادل هدفمند میان سختی و چقرمگی و با درنظرگرفتن سازوکار سایش غالب در کاربرد موردنظر، بنا می‌شود.

۲-۱-۱- عناصر واسطه

تیتانیوم: اتم‌های تیتانیوم با حل‌شدن در شبکهFCC ، اثر تقویت محلول جامد را افزایش می‌دهند. گو و همکاران [۲۰] با افزودن مقادیر مختلف تیتانیوم (۰، ۰٫۵، ۱ و ۱٫۵ درصد اتمی) به سیستم Co-Cr2.5-Fe-Ni2، مشاهده کردند که پوشش بدون تیتانیوم از فاز BCC منفرد تشکیل شده، اما با افزایش تیتانیوم، فاز FCC نیز ظاهر می‌شود. اعوجاج شبکه با افزایش تیتانیوم شدیدتر شده و باعث کاهش تلفات جرمی سایش می‌شود. تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی (شکل ۱) نشان می‌دهند که با افزایش تیتانیوم، شیارهای سایش کم‌عمق‌تر و سطح نسبتاً صاف‌تری حاصل می‌شود و سازوکار سایش از تراشه‌برداری شدید به تراشه‌برداری ظریف تغییر می‌یابد [۲۰]. چوی و همکاران [۲۱] نیز در سیستم Tix-Cu-Co-Ni-Fe-Cr-Al2 با گزارش کردند که با افزایش تیتانیوم تا ۱٫۵ درصد اتمی، نسبت فاز BCCو فاز Laves افزایش‌یافته و سختی و مقاومت سایشی بهبود می‌یابد، اما افزایش بیش از حد تیتانیوم منجر به تشکیل فاز BCC منفرد با سختی پایین‌تر و کاهش مقاومت سایشی می‌شود؛ بنابراین، محتوای بهینه تیتانیوم برای دستیابی به بیشترین مقاومت سایشی، حدود ۱٫۵ درصد اتمی است.

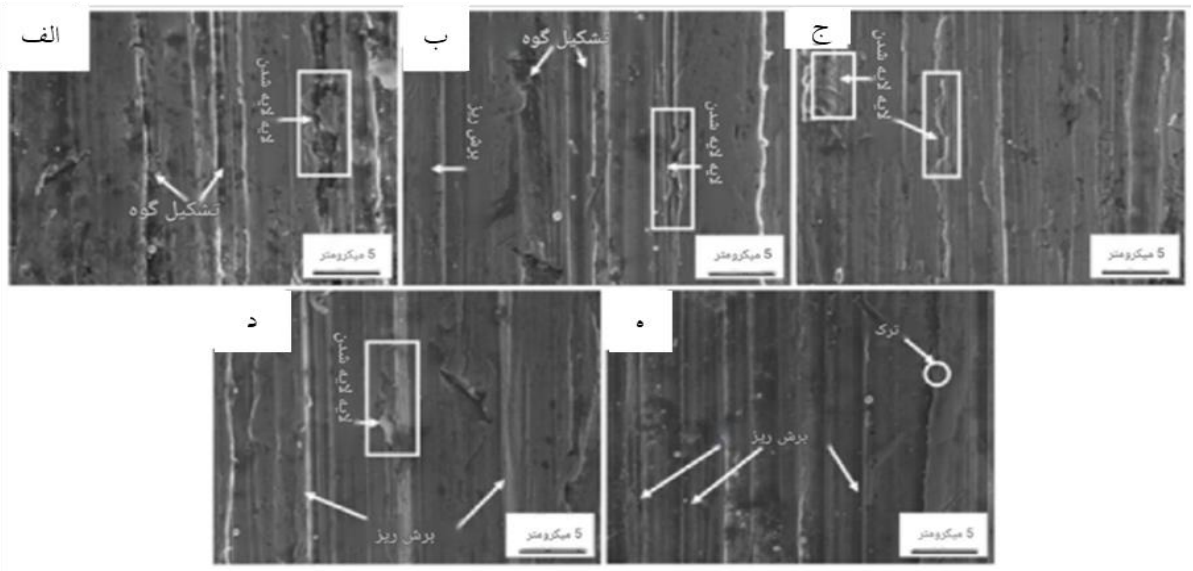
آهن: آهن به‌عنوان یکی از عناصر پرکاربرد، سازگاری بین پوشش و زیرلایه را بهبود می‌بخشد. ژانگ و همکاران [۲۲] با کنترل مقدار آهن در سیستم Al-Co-Cr-Fe-Ni (نسبت‌های آهن ۱٫۵و ۲٫۵) نشان دادند که افزایش آهن تا ۲٫۵ درصد باعث افزایش فازهای FCC و BCC و بهبود سختی و مقاومت سایشی می‌شود، اما مقادیر بیشتر باعث تشکیل ترکیبات ترد و کاهش عملکرد می‌شود.

مس (Cu) و نیکل(Ni) : افزودن مس به سیستم Al-Cr-Fe-Co-Ni-Cu منجر به جدایش مس در مرزدانه‌ها و تشکیل فاز غنی از Cu با سختی بالا می‌شود که مقاومت سایشی را افزایش می‌دهد [۲۳]. نیکل نیز با افزایش پایداری فازFCC ، به چقرمگی و شکل‌پذیری پوشش کمک می‌کند [۲٤].

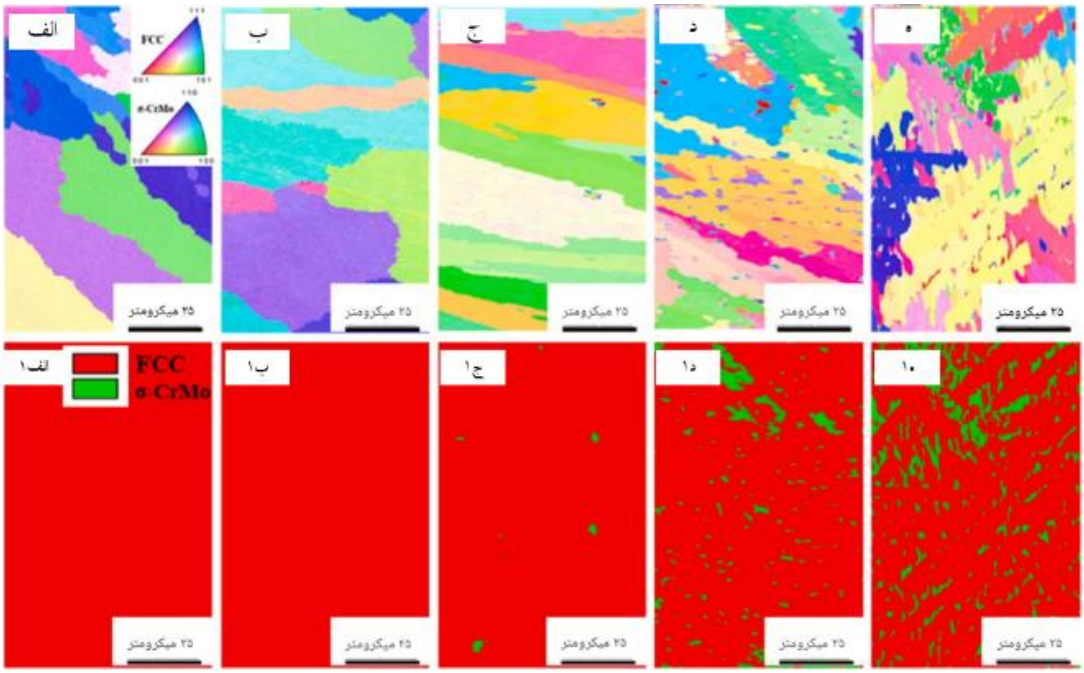
نیوبیوم: در سیستم FeCoCrNiAl ، افزودن نیوبیوم تا یک درصد اتمی باعث تشکیل ترکیب بین فلزی Fe_2Nb و افزایش سختی تا ۷۹۰ ویکرز می‌شود، اما افزودن بیش از حد

(۱٫۵ درصد) باعث تضعیف مقاومت سایشی به دلیل تشکیل ترکیبات ترد و کاهش چقرمگی می‌گردد [۲٦].

مولیبدن: اتم‌های مولیبدن با تشکیل فاز α-CrMo غنی از مولیبدن یا حل‌شدن در شبکه FCC ، سختی و مقاومت سایشی را افزایش می‌دهند. فو و همکاران [۲۵] با افزودن Mo (۰، ۰٫۱، ۰٫۲، ۰٫۳ و ۰٫٤ درصد اتمی) به سیستم $Co-Cr2-Fe-Ni-Mo_x$ ، گزارش کردند که پوشش از فاز FCC منفرد و فاز α-CrMo تشکیل شده و با افزایش مولیبدن سختی و مقاومت سایشی به طور قابل‌توجهی بهبود می‌یابد (شکل ۲). نرخ سایش پوشش $Co-Cr_2-Fe-Ni-Mo_{0.4}$معادل ۲٫۱۱ میلی‌گرم در ساعت است که بسیار بهتر از زیرلایه است [۲۵].



شکل۱: تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از مورفولوژی سطح سایش پوشش‌های (الف)Q235 ، (ب) CoCr2.5FeNi2، (ج) CoCr2.5FeNi2Ti0.5، (د) CoCr2.5FeNi2Ti، (ه)CoCr2.5FeNi2Ti1.5 [۲۰].



شکل۲: تصاویر پراش الکترون‌های پس‌پراکنده از پوشش‌های CoCr2FeNiMox (الف الی ه) که x برابر ۰، ۰٫۱، ۰٫۲، ۰٫۳ و ۰٫٤ درصد اتمی، (الف ۱ الی ه۱) تصاویر فازی [۲۵].

سیستم‌های بر پایه فلزات نسوز: ژائو و همکاران [۲۷] پوشش‌های Al-Nb-Ta-Zrx ، (x برابر ۰٫۲، ۰٫٤، ۰٫٦، ۰٫۸ و ۱) را بر روی Ti_6Al_4V تهیه کردند. نتایج نشان داد که پوشش از ساختار BCC و HCP تشکیل شده است. با افزایش روی تا ۰٫۸ درصد اتمی، سختی و مقاومت به ریزتراشه برداری بهبودیافته و نرخ سایش کاهش می‌یابد، اما افزایش بیشتر روی یک درصد به دلیل کاهش چقرمگی و ایجاد ترک در سطح و زیرسطح، باعث کاهش مقاومت سایشی می‌شود. سازوکار سایش از ریزتراشه برداری و اکسیداسیون در پوشش Al-Nb-Ta-Zr0.2 به ریزتراشه برداری در پوشش Al-Nb-Ta-Zr0.8 و در نهایت اکسیداسیون و پوسته‌شدگی ترد در پوشش Al-Nb-Ta-Zr1.0 تغییر می‌یابد. مقایسه داده‌های جدول ۱ نشان می‌دهد که حتی در سامانه‌های آلیاژی مشابه، گزارش‌های متفاوتی از ضریب اصطکاک، نرخ سایش و سازوکار غالب سایش وجود دارد. ریشه این اختلافات را می‌توان در چهار محور اصلی خلاصه کرد:

نخست، تفاوت در نوع و نسبت عناصر آلیاژی :افزودن عناصر سنگین مانندMo ، Nb و W معمولاً منجر به تشکیل فازهای سخت Laves یا کاربیدهای پیچیده می‌شود که سختی و مقاومت سایشی را افزایش می‌دهند، اما در مقادیر بیش از حد، به دلیل تردی و ایجاد ترک، عملکرد سایشی را تضعیف می‌کنند. در مقابل، عناصر سبک‌تر مانند Al و Siبه تشکیل فازهای BCC و اکسیدهای محافظ کمک می‌کنند.

دوم، تفاوت در جنس زیرلایه :زیرلایه‌هایی مانند فولاد Q235، فولادH13 ، فولاد زنگ‌نزن ۳۱٦، Ti6Al4Vو آلیاژهای منیزیم، به دلیل اختلاف در ضریب انبساط حرارتی، هدایت حرارتی و تمایل به رقت شدگی، رفتار سایشی متفاوتی را در پوشش ایجاد می‌کنند. به‌ویژه، در زیرلایه‌های سبک (Mg، Al، Ti) به دلیل اختلاف شدید خواص با پوشش، احتمال جدایش فصل مشترک و تضعیف عملکرد بیشتر است .سوم، تفاوت در پارامترهای لیزر :همان‌طور که در بخش ۲-۲ بررسی شد، توان، سرعت اسکن و اندازه نقطه لیزر به طور مستقیم بر نرخ سرمایش، گرادیان حرارتی و در نتیجه ریزساختار و توزیع فازها اثر می‌گذارند و در نتیجه مقاومت سایشی را تغییر می‌دهند.

چهارم، تفاوت در شرایط آزمون سایش :بار اعمالی، سرعت لغزش، دمای آزمون، محیط (هوا، آب دریا، دمای بالا) و جنس ماده مقابل (Al_2O_3، Si_3N_4، GCr_{15}، WC)به طور بنیادین سازوکار غالب سایش را تغییر می‌دهند؛ بنابراین، مقایسه مستقیم اعداد ضریب اصطکاک یا نرخ سایش میان مطالعات مختلف، تنها در صورت یکسان‌سازی شرایط آزمون معنا دارد.

جدول۱: تأثیر سامانه‌های مواد مختلف بر مقاومت به سایش پوشش‌های LC-HEACs

ترکیب آلیاژی	زیرلایه	سازوکار سایش	میزان سایش	ضریب اصطکاک	فازهای اصلی	مرجع
TiVCrAlSi	Ti6Al4V	اکسیداتیو، خردشدگی و پوسته‌پوسته‌شدگی جزئی	—	—	BCC, IM	[۲۸]
$Al_2CrFeNiMo_{1.0}$	فولاد زنگ‌نزن	چسبی و سایشی	۹٫۸ mg	—	BCC1, BCC2	[۲۹]
$FeCoCrNiAlTi_{1.0}$	فولادQ235	سایشی جزئی	۱٫۱–۷٫۵ mg	۰٫۰–۳٫۲	FCC, BCC1, BCC2	[۳۰]
$FeCoCrNiAlB_{0.75}$	فولادQ235	سایشی	۱٫۵ mg	۰٫۰–۲۵٫۲	BCC, FCCبورید,	[۳۱]
FeCoCrBNiSi	فولادH13	سایشی و چسبی	٦×۱۰$^{-٤}$ mm³/N·m	۰٫۱۷	β-آمورف، γ ،Co	[۳۲]
CoCrFeNiW	فولاد AISI 1045	اکسیداتیو	٤٫۲×۱۰$^{-٥}$ mm³/N·m	—	FCC, W, یوتکتیک	[۳۳]
CoCrCuFeNiTi1.5	فولاد ٤٥	سایشی و اکسیداتیو	۱۰$^{-٥}$ mm³/N·m	۰٫۱٥	FCC, Laves, Ti-rich	[۳٤]
MoNiTaTiV	فولادGCr15	سایشی و اکسیداتیو جزئی	۲٫۷۹ mm³	۰٫٦۰٦	BCC, TiN	[۳٥]
AlNbMoTaCu0.4	Ti6Al4V	سایشی جزئی	۰٫٤۱ mm³	۰٫۰–٤٫۲	BCC, FCC, HCP	[۳۷]
$CoCrFeNiNb_{1.0}$	SS۳۰٤	سایشی و اکسیداتیو	۱٫٤ mg	—	FCC, Laves	[۳۸]
$AlCoCrFeNi_{2.0}$	فولادQ235	سایشی	۱٫۰۱×۱۰$^{-٦}$ mm³/N·m	۰٫۱٥	BCC	[۳۹]
$Al_{0.5}CoCrCuFeNi$	AZ91D	سایشی	۱۱٫۹۳ µg/s	—	FCC	[٤۰]
Fe5Cr5SiTiCoNbMoW	فولادQ235	اکسیداتیو و چسبی	۰٫۲۳۳ mg/min	۰٫۳	BCC	[۱۸]
AlCoCrFeNi	فولادQ235	اکسیداتیو و خستگی	۷٫۲۷×۱۰$^{-٦}$ mm³/N·m	۰٫٤٤	BCC, FCC	[۳۹]
AlCoCrFeNiTi	فولاد AISI 1045	چسبی، سایشی، اکسیداتیو	٦٦۸ mg	۰٫۲۸٥	BCC, B2, Ti-rich	[٤۱]
$FeNiCoCrTi_{0.5}Nb_{0.5}$	فولاد ٤٥	سایشی، اکسیداتیو جزئی	۸ mg/N·m	—	BCC, FCC, Laves	[٤۲]
$FeCoCrNiMnAl_{0.75}$	فولادH13	سایشی	۱٫۱ mg	۰٫۳۷	BCC, FCC	[٤۳]
AlNbTaZr$_{0.8}$	Ti6Al4V	سایشی جزئی و اکسیداتیو	۱٫۱٦×۱۰$^{-٤}$ mm³/N·m	۰٫۷۲	BCC, HCP	[۲۷]
CoCrFeMnTi0.2	فولاد CrMn۱٥	سایشی و اکسیداتیو جزئی	۳٫٥۹×۱۰$^{-٥}$ mm³/N·m	۰٫۳۷	FCC, Laves	[٤٤]
$FeCoCrNiMoSi_{1.0}$	فولادQ235	سایشی و چسبی	۰٫۱۰۷×۱۰$^{-٤}$ mm³/N·m	۰٫۳۷٥	FCC, FeMoSiبین فلزی	[۱۹]

٢-٢- تأثیر پارامترهای فرایند پوشش‌دهی لیزری

مورفولوژی ماکروسکوپی، نرخ رقیق‌شدگی، ریزساختار و خواص مکانیکی پوشش ارتباط نزدیکی با پارامترهای فرایند پوشش‌دهی لیزری دارند. سه پارامتر مهم توان لیزر، سرعت اسکن و اندازه نقطه لیزر نقش تعیین‌کننده‌ای در کیفیت پوشش ایفا می‌کنند. بسیاری از محققان با تغییر این پارامترها، تأثیر آن‌ها را بر مقاومت سایشی پوشش‌های LC-HEACs مطالعه کرده‌اند (جدول ٢). مطالعات مختلف نشان می‌دهند که انتخاب بهینه این پارامترها نه‌تنها بر ریزساختار، بلکه بر نوع و توزیع فازهای تشکیل‌شده نیز تأثیر مستقیم دارد که در نهایت مقاومت سایشی را تعیین می‌کند [٤٥-٤٩].

جدول٢: تأثیر پارامترهای مختلف فرایند بر مقاومت به سایش پوشش

ترکیب آلیاژی	زیرلایه	نوع لیزر	توان بهینه	سرعت بهینه	نتایج	مرجع
$CoFeNi_2V_{0.5}Nb_{0.75}$	SS٣٠٤	CO_2	١٫٨ KW- ١٫٤	٤ mm/s	افزایش توان، مقاومت سایشی ابتدا افزایش سپس کاهش	[٤٥]
MoFeCrTiWAlNb	فولادM2	فیبری	٢٫٦ KW	٤mm/s	بهترین مقاومت سایشی در ٢٫٦KW و ٤mm/s	[٤٦]
FeCoCrNiMoC	CrMo٤٢	فیبری	٣ KW	٥٠mm/s	بهترین مقاومت سایشی در ٣KW و ٥٠mm/s	[٤٧]
AlCrFeNiCu	—	CO_2	٠٫٢ KW	١٣٫٣mm/s	بهترین مقاومت سایشی در ٠٫٢KW	[٤٨]
AlCoCrFeNi	فولاد Q235	فیبری	٣٠٠٠W	١٧mm/s	بهترین مقاومت سایشی در ١٧mm/s	[١٧]
CoCrBFeNiSi	فولادH13	فیبری	٤٧٦W	١٠mm/min	بهترین مقاومت سایشی در ٤٧٦W (پوشش آمورف)	[٤٩]

٢-٢-١- میدان حرارتی، نرخ سرمایش و پارامترهای انجماد در پوشش‌دهی لیزری

در فرایند پوشش‌دهی لیزری، خواص نهایی پوشش نه‌فقط به ترکیب آلیاژ، بلکه به‌شدت به تاریخچه حرارتی حوضچه مذاب وابسته است. سه پارامتر کلیدی که تاریخچه حرارتی را تعیین می‌کنند عبارت‌اند از: (الف) نرخ سرمایش ($\dot{T} = dT/dt$)، (ب) گرادیان حرارتی ($G = dT/dx$) در فصل مشترک انجماد، و (ج) نرخ رشد (R) که سرعت پیشروی جبهه انجماد است.

نرخ سرمایش: با افزایش توان لیزر، انرژی ورودی افزایش‌یافته و حوضچه مذاب بزرگ‌تر و داغ‌تر می‌شود؛ اما ازآنجاکه زیرلایه سرد همچنان به‌عنوان چاه حرارتی عمل می‌کند، نرخ سرمایش در توان‌های بسیار بالا به دلیل حجم بیشتر مذاب و زمان طولانی‌تر انجماد، کاهش می‌یابد. در مقابل، افزایش سرعت اسکن باعث کاهش زمان اقامت پرتو بر روی سطح شده و نرخ سرمایش را افزایش می‌دهد. به طور تجربی، نرخ سرمایش در پوشش‌دهی لیزری معمولاً در محدوده 10^4 الی 10^6 کلوین بر ثانیه گزارش می‌شود که بسیار بالاتر از ریخته‌گری متعارف (کمتر از 10^2 کلوین بر ثانیه) است .گرادیان حرارتی و نرخ رشد :رابطه بین G و R، مورفولوژی انجماد را تعیین می‌کند.

در پوشش‌دهی لیزری، در فصل مشترک پوشش – زیرلایه، G بسیار بالا و R نزدیک به صفر است، لذا انجماد با رشد صفحه‌ای آغاز می‌شود. با پیشروی جبهه انجماد به سمت سطح، Gکاهش و R افزایش می‌یابد که منجر به گذار به رشد سلولی و سپس دندریتی می‌شود. در سرعت‌های اسکن بالا، به دلیل افزایش R و کاهشG ، ساختار دندریتی ریزتر و تمایل به رشد هم‌محور بیشتر می‌شود که به

ریزدانه‌سازی و بهبود خواص مکانیکی کمک می‌کند .
همرفت مارانگونی :یکی دیگر از پدیده‌های کلیدی در حوضچه مذاب، همرفت مارانگونی است که ناشی از گرادیان کشش سطحی در سطح آزاد مذاب می‌شود. در حوضچه لیزر، دمای مرکز بسیار بالاتر از لبه‌ها است، لذا کشش سطحی در مرکز کمتر و در لبه‌ها بیشتر است. این اختلاف کشش سطحی، جریان‌های چرخشی شدیدی در مذاب ایجاد می‌کند که می‌تواند:الف) توزیع عناصر آلیاژی را یکنواخت‌تر کند و از جدایش ماکروسکوپی جلوگیری کند؛ ب) حباب‌های گاز و تخلخل را به سطح هدایت کرده و از سطح خارج کند؛ ج) سرعت سردشدن را با تسریع انتقال حرارت جابه‌جایی افزایش دهد.

بااین‌حال، همرفت مارانگونی شدید می‌تواند منجر به ناپایداری سطح، تشکیل عیوب سطحی و افزایش نرخ رقت شدگی شود. کنترل این پدیده از طریق تنظیم توان لیزر، سرعت اسکن امکان‌پذیر است. نرخ تغذیه پودر، پارامتری است که مستقیماً بر چگالی انرژی مؤثر و بازده استفاده از پودر اثر می‌گذارد. افزایش نرخ تغذیه پودر، در توان ثابت، منجر به کاهش چگالی انرژی دریافتی هر ذره پودر و احتمال ذوب ناقص می‌شود. در مقابل، کاهش بیش از حد نرخ تغذیه، منجر به افزایش رقیق شدگی و ورود بیش از حد عناصر زیرلایه به پوشش می‌گردد؛ بنابراین، نرخ تغذیه پودر باید هم‌زمان با توان و سرعت اسکن بهینه شود تا تعادلی میان «ذوب کامل پودر» و «کنترل رقیق شدگی» برقرار گردد.

۲-۲-۲- رقیق‌شدگی

رقیق‌شدگی (Dilution) یکی از پارامترهای کلیدی در پوشش‌دهی لیزری است که نسبت سهم زیرلایه ذوب‌شده در تشکیل پوشش را نشان می‌دهد و طبق رابطه $\eta = h/(H+h) \times 100\%$ تعریف می‌شود که در آن H ارتفاع پوشش و h عمق نفوذ در زیرلایه است (شکل ۲-ب). این پارامتر نه‌فقط یک عدد هندسی، بلکه یک متغیر تعیین‌کننده در ترکیب شیمیایی، ساختار فازی و خواص نهایی پوشش است.

عوامل مؤثر بر رقیق‌شدگی :نرخ رقیق‌شدگی تابعی از چند پارامتر فرایندی و مادی است:

(الف) توان لیزر :با افزایش توان، انرژی ورودی و در نتیجه عمق نفوذ افزایش می‌یابد و رقیق‌شدگی بیشتر می‌شود.

(ب) سرعت اسکن :با افزایش سرعت اسکن، زمان اقامت پرتو کاهش‌یافته و عمق نفوذ کم می‌شود؛ لذا رقیق‌شدگی کاهش می‌یابد.

(ج) نرخ تغذیه پودر :با افزایش نرخ تغذیه، مقدار بیشتری پودر در واحد زمان وارد حوضچه می‌شود که بخشی از انرژی لیزر را جذب کرده و از نفوذ حرارت به زیرلایه جلوگیری می‌کند؛ لذا رقیق‌شدگی کاهش می‌یابد.

(د) خواص ترموفیزیکی زیرلایه و پوشش :اختلاف در نقطه ذوب، هدایت حرارتی و گرمای نهان ذوب میان زیرلایه و پودر، مستقیماً بر میزان ذوب زیرلایه اثر می‌گذارد. زیرلایه‌هایی با نقطه ذوب پایین‌تر یا هدایت حرارتی بالاتر، مستعد رقیق‌شدگی بیشتری هستند.

پیامدهای رقیق‌شدگی بر ترکیب شیمیایی پوشش :مهم‌ترین اثر رقیق‌شدگی، تغییر ترکیب شیمیایی واقعی پوشش نسبت به ترکیب اسمی پودر است. عناصر زیرلایه (مانندFe ، C، Cr، Mnاز فولاد، یاAl ، Vاز Ti6Al4V) وارد پوشش می‌شوند و می‌توانند:

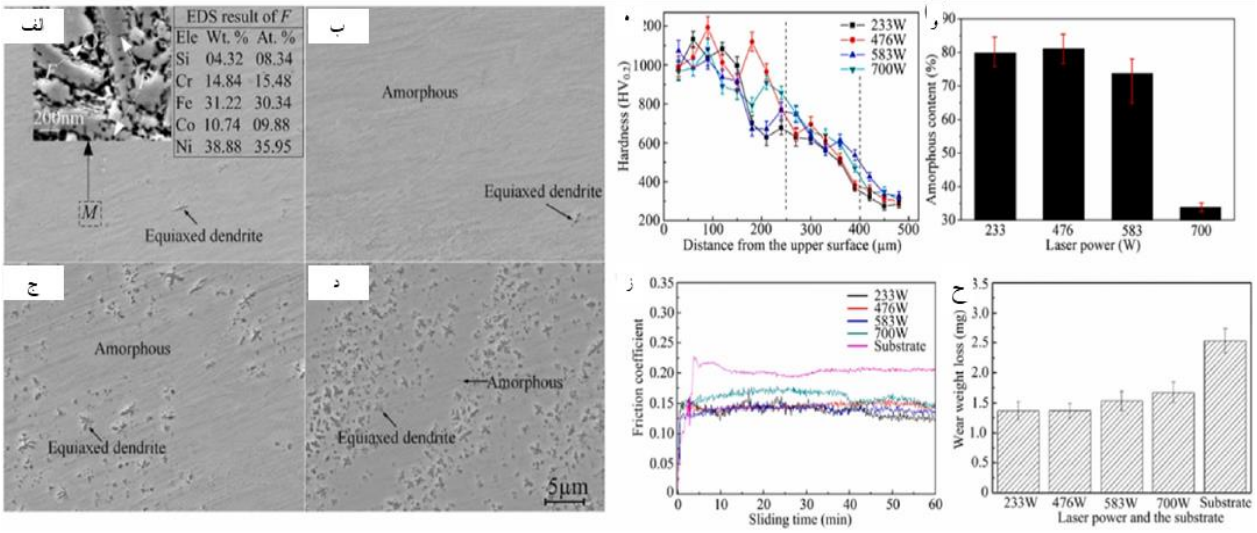
الف) ساختار فازی را تغییر دهند؛ مثلاً ورود Fe از زیرلایه فولادی می‌تواند فاز FCC را تثبیت کرده یا تشکیل فاز BCC را سرکوب کند، ب) تشکیل فازهای بین فلزی ناخواسته را ترویج کنند؛ مثلاً ورود C از زیرلایه می‌تواند منجر به تشکیل کاربیدهای ترد در مرزدانه‌ها شود و ج) نسبت عناصر اصلی HEA را تغییر داده و از محدوده‌ی طراحی شده خارج کنند که این می‌تواند اثر آنتروپی بالا و تشکیل محلول جامد ساده را تضعیف کند.

٢-٢-٣- تأثیر توان لیزر

توان لیزر تأثیر مستقیمی بر نرخ رقیق‌شدگی، نرخ سردشدن حوضچه مذاب و در نتیجه ریزساختار پوشش دارد. همان‌طور که در بخش‌های قبل توضیح داده شد، با افزایش توان لیزر، حجم حوضچه مذاب افزایش‌یافته و زمان اقامت مذاب طولانی‌تر می‌شود که منجر به کاهش نرخ سرمایش و درشت‌تر شدن دانه‌ها می‌گردد. اگر توان لیزر بسیار کم باشد، حفره‌ها و ترک‌های موضعی در پوشش ظاهر شده و اتصال متالورژیکی ضعیفی بین زیرلایه و پوشش ایجاد می‌شود. از سوی دیگر، اگر توان لیزر بیش از حد زیاد باشد، نرخ رقیق‌شدگی افزایش‌یافته و تعداد زیادی از عناصر زیرلایه وارد پوشش می‌شوند که منجر به کاهش خواص پوشش می‌گردد [٥٠].

به‌عنوان‌مثال، در سیستم $CoFeNi_2V0.5Nb0.75$ بر روی زیرلایه SS304 ، افزایش توان لیزر از ١/٤ به ١/٨کیلووات باعث افزایش مقاومت سایشی شد، اما توان‌های بالاتر از ١/٨کیلووات به دلیل افزایش نرخ رقیق‌شدگی و ورود عناصر زیرلایه، باعث کاهش مقاومت سایشی گردید [٤٥].

شو و همکاران [٤٩] پوشش‌های LC-HEAC با ترکیب Co-Cr-B-Fe-Ni-Si را بر روی سطح فولاد H13 با استفاده از توان‌های مختلف لیزر (٢٣٣ الی ٧٠٠ وات) تهیه کردند. نتایج نشان داد که توان لیزر با تغییر ورودی حرارتی، بر نرخ رقیق‌شدگی و نرخ سردشدن حوضچه مذاب تأثیر می‌گذارد و در نتیجه بر نسبت فاز آمورف تأثیر می‌گذارد (شکل ٣-ه). فاز آمورف عمدتاً در بخش بالایی پوشش توزیع شده است (شکل ٣-الف تا د) و با افزایش فاصله از سطح بالایی، ریزسختی پوشش کاهش می‌یابد (شکل ٣-ح). هم‌زمان، نتایج آزمون‌های اصطکاک و سایش نشان می‌دهد که پوشش‌هایی با نسبت فاز آمورف بالاتر، ضریب اصطکاک کمتر و تلفات جرمی سایش کمتری دارند. به‌عنوان‌مثال، پوشش تهیه‌شده با توان ٧٠٠ وات، به دلیل افزایش فاز آمورف (از ١/٨درصد به ٣/٥درصد) و ریزتر شدن ساختار، مقاومت سایشی بهتری نسبت به نمونه‌های با توان پایین‌تر نشان داد [٤٩].



شکل٣: (الف – د) ریزساختارهای میانی و بالایی پوشش در توان‌های مختلف: الف) ٢٣٣ وات، ب)٤٧٦ وات، ج)٥٨٣ وات، د)٧٠٠وات، (ه) توزیع ریزسختی، (و) محتوای فاز آمورف، (ز) ضریب اصطکاک، (ح) تلفات جرمی سایش [٤٩].

نکته حائز اهمیت این است که توان بهینه برای هر سامانه مواد متفاوت است. به‌عنوان‌مثال، در سیستم MoFeCrTiWAlNb، بهترین مقاومت سایشی در توان ٢/٦ کیلووات گزارش شده است [٤٦]، درحالی‌که در سیستم

AlCoCrFeNi، توان دو کیلووات به‌عنوان مقدار بهینه معرفی شده است. این تفاوت به نقطه ذوب، هدایت حرارتی و انرژی لازم برای ذوب کامل هر سامانه مربوط می‌شود [٤٨]. تحلیل مقایسه‌ای مقادیر بهینه توان لیزر گزارش‌شده در سامانه‌های مختلف، نشان‌دهنده آن است که این پارامتر یک مقدار مطلق و قابل‌تعمیم نیست، بلکه به خواص ترمودینامیکی و اپتیکی هر سامانه آلیاژی وابسته است. به‌عنوان‌مثال، توان بهینه در سیستم $CoFeNi_2V_{0.5}Nb_{0.75}$ برابر ١٫٨ کیلووات [٤٥]، در سیستم MoFeCrTiWAlNb برابر ٢٫٦ کیلووات [٤٦] و در سیستم AlCoCrFeNi برابر دو کیلووات [٤٨] گزارش شده است. این تفاوت را می‌توان بر اساس سه عامل اصلی تبیین کرد:

الف) نقطه ذوب و آنتالپی ذوب سامانه :سامانه‌های حاوی عناصر نسوز (Mo، Nb، Ta، W) به دلیل نقطه ذوب بالاتر و آنتالپی ذوب بیشتر، نیازمند انرژی ورودی بالاتری برای ذوب کامل پودر هستند؛ درحالی‌که سامانه‌های پایه فلزات واسطه (Fe، Co، Ni، Cr) با نقطه ذوب پایین‌تر، در توان‌های کمتر به ذوب کامل می‌رسند.

ب) هدایت حرارتی و ضریب جذب لیزر :اختلاف در ضریب جذب پرتو لیزر) به‌ویژه برای لیزرهای CO_2 و Nd:YAG)میان عناصر مختلف، و همچنین تفاوت در هدایت حرارتی سامانه، باعث می‌شود که برای دستیابی به چگالی انرژی مؤثر یکسان، توان‌های متفاوتی لازم باشد.

ج) رقت‌پذیری و اتصال متالورژیکی :در سامانه‌هایی با اختلاف زیاد در دمای ذوب پوشش و زیرلایه، توان بالاتر می‌تواند منجر به افزایش بیش از حد رقت شدگی و ورود عناصر زیرلایه شود؛ بنابراین، انتخاب توان بهینه همواره مصالحه‌ای میان «ذوب کامل پودر» و «کنترل نرخ رقت شدگی» است.

٢-٢-٤- تأثیر سرعت اسکن

سرعت اسکن نقش مشابهی با توان لیزر ایفا می‌کند، اما از منظر میدان حرارتی، اثر آن معکوس است. با افزایش سرعت اسکن، زمان اقامت پرتو بر روی سطح کاهش‌یافته و در نتیجه نرخ سرمایش افزایش می‌یابد. همان‌طور که در بخش ٢-٢-١ بحث شد، افزایش نرخ سرمایش منجر به ریزتر شدن دانه‌ها، افزایش حد حلالیت و تمایل بیشتر به تشکیل فازهای غیرتعادلی مانند آمورف یا نانوکریستال می‌شود. اگر سرعت اسکن بیش از حد زیاد باشد، پودر آلیاژی نمی‌تواند به طور کامل ذوب شود و اتصال متالورژیکی خوبی بین پوشش و زیرلایه تشکیل نمی‌شود. اگر سرعت اسکن بیش از حد کم باشد، پودر بیش از حد حرارت دیده و می‌سوزد، و ورودی حرارت به زیرلایه قابل‌توجه خواهد بود که باعث افزایش نرخ رقیق‌شدگی می‌شود.

وی و همکاران [١٧] پوشش‌های LC-HEAC با ترکیب Al16.80-Co20.74-Cr20.49-Fe21.28-Ni20.70 را با سرعت‌های اسکن مختلف (٥، ٨، ١١، ١٤، ١٧ میلی‌متر بر ثانیه) بر روی سطح فولاد Q235 تهیه کردند. نتایج نشان داد که پوشش‌ها عمدتاً از فازهای BCC و FCC تشکیل شده‌اند، اما کسر حجمی این فازها در سرعت‌های اسکن متفاوت، متفاوت است. زمانی که سرعت اسکن لیزر بیش از ١١ میلی‌متر بر ثانیه باشد، الگوی XRD قله پراش قوی BCCو قله پراش ضعیف FCC را نشان می‌دهد و افزایش سرعت اسکن لیزر باعث افزایش تعداد فازهای BCC می‌شود. نتایج آزمون‌های اصطکاک لغزشی خشک در دمای اتاق و دمای بالا نشان داد که سرعت اسکن ١٧ میلی‌متر بر ثانیه منجر به ضریب اصطکاک و نرخ سایش پایین‌تر با مقاومت سایشی عالی می‌شود. دلیل این امر این است که افزایش سرعت اسکن لیزر باعث افزایش فوق‌سرد شدن حوضچه مذاب شده و در نتیجه نرخ جوانه‌زنی را افزایش داده و دانه‌ها را ریزتر می‌کند. علاوه بر این، درV17 ، فاز BCC با کسر حجمی بیش از ٩٠ درصد غالب است و به دلیل سختی بالاتر نسبت به FCC [١٧]، می‌تواند استحکام و مقاومت سایشی را بهبود دهد. بااین‌حال، این اثر وابسته به شرایط آزمون و حضور فازهای ثانویه است، و در بارهای

ضربه‌ای ممکن است چقرمگی بالاتر FCC مزیت بیشتری ایجاد کند.

۲-۲-۵- تأثیر اندازه نقطه لیزر و انرژی ویژه

اندازه نقطه لیزر یکی از پارامترهای مهم پوشش‌دهی لیزری است. پرتو لیزر معمولاً به‌صورت دایره‌ای است و عرض پوشش عمدتاً به قطر نقطه لیزر بستگی دارد. با افزایش قطر نقطه، پوشش پهن‌تر می‌شود. به‌طورکلی، کیفیت پوشش در اندازه نقطه کوچک بهتر است، اما قطر نقطه بسیار کوچک نیز برای دستیابی به پوشش با مساحت بزرگ مناسب نیست. در واقع، اندازه نقطه لیزر بر چگالی توان (P/A) تأثیر می‌گذارد و با افزایش قطر نقطه، چگالی توان کاهش‌یافته و عمق نفوذ لیزر کمتر می‌شود که می‌تواند منجر به ذوب ناقص پودر و تشکیل عیوب شود.

برای توصیف تأثیرات ترکیبی پارامترها، مفهوم انرژی ویژه (Specific Energy) به‌صورت $E_s = \frac{P}{D \times V}$ معرفی شده است که در آن P توان لیزر، D قطر نقطه لیزر و V سرعت اسکن است. این پارامتر، انرژی ورودی به‌ازای واحد طول مسیر اسکن را نشان می‌دهد و تأثیر مستقیمی بر عمق حوضچه مذاب و نرخ سردشدن دارد. وانگ و همکاران [۵۱] چندین پوشش LC-HEAC با ترکیب Fe-Co-Cr-Ni-Ti بر روی زیرلایه Ti_6Al_4V با انرژی‌های ویژه مختلف از ۵۰ الی ۲۰۰ ژول بر میلی‌مترمربع تهیه کردند. از نظر ماکروسکوپی، در انرژی‌های ویژه مختلف، پوشش مورفولوژی‌های ماکروسکوپی متفاوتی از خود نشان می‌دهد که در این میان انرژی ویژه بیشترین تأثیر را بر عمق حوضچه مذاب دارد. از نظر میکروسکوپی، با افزایش انرژی ویژه از ۵۰ به ۱۰۰ ژول بر میلی‌مترمربع، پوشش از فاز FCC به BCC تغییر می‌کند که این امر به‌سختی و مقاومت سایشی پوشش کمک می‌کند. بااین‌حال، با افزایش بیشتر انرژی ویژه به ۲۰۰ ژول بر میلی‌مترمربع، فاز Laves نیز ظاهر شده و اگرچه سختی افزایش می‌یابد، اما به دلیل ماهیت شکننده فاز Laves، مقاومت سایشی کاهش می‌یابد. همچنین با افزایش انرژی ویژه، انتشار تیتانیوم از زیرلایه به پوشش تسهیل می‌شود که تأثیر منفی خاصی بر سختی و مقاومت سایشی پوشش دارد. در حال حاضر، هیچ تئوری جهانی قابل کاربردی برای تأثیر پارامترهای فرایند بر پوشش‌های LC-HEACs وجود ندارد و انتخاب بهینه با درنظرگرفتن سامانه مواد پوشش، مواد زیرلایه و شرایط واقعی انجام می‌شود؛ بنابراین، در تحقیقات آینده، انتخاب تئوری پارامترهای فرایند را می‌توان از طریق تحلیل شبیه‌سازی انجام داد و در نتیجه تعداد آزمایش‌های اولیه و هزینه آزمایش‌ها را کاهش داد [۵۲].

۲-۲-۶- جمع‌بندی تأثیر پارامترهای فرایندی در عملکرد تریبولوژیکی LC-HEACs

پارامترهای فرایند پوشش‌دهی لیزری، شامل توان لیزر، سرعت اسکن، اندازه نقطه، نرخ تغذیه پودر و انرژی ویژه، از طریق کنترل تاریخچه حرارتی، نرخ سرمایش، نرخ رقیق‌شدگی و ترکیب فازی، به طور غیرمستقیم بر عملکرد تریبولوژیکی LC-HEACs در دمای بالا اثر می‌گذارند. افزایش سرعت اسکن و کاهش انرژی ویژه، نرخ سرمایش را بالا برده و موجب ریزدانه‌سازی، افزایش کسر حجمی فاز BCC و در مواردی تشکیل فاز آمورف می‌شود که سختی و مقاومت به نرم‌شدن در دمای بالا را بهبود می‌دهد. در مقابل، توان لیزر بیش از حد و رقیق‌شدگی زیاد، با ورود عناصر زیرلایه (مانند Fe و Ni) به پوشش، پایداری فازهای اکسید ساز مانند Al_2O_3 و Cr_2O_3 را تضعیف کرده و تشکیل اکسیدهای غیرمحافظ را ترویج می‌کند؛ بنابراین، انتخاب هم‌زمان پارامترهای فرایند باید به‌گونه‌ای باشد که تعادلی میان سختی، چقرمگی، پایداری فازی و توانایی تشکیل لایه اکسیدی متراکم و چسبنده برقرار شود. این تعادل، تعیین‌کننده رفتار سایشی در دماهای ۶۰۰-۸۰۰ درجه سانتی‌گراد است.

در متن ارسالی، عملکرد دمای بالای چند پوشش LC-HEACs گزارش شده است. پوشش TiAlNiSiV بر روی Ti6Al4V در ۸۰۰ درجه سانتی‌گراد با ضریب اصطکاک ۰٫۲ الی ۰٫۳ و سازوکار اکسیداتیو – سایشی

عملکرد عالی داشت [٥٣]. کاهش ضریب اصطکاک از ٠٫٤٥ در دمای اتاق به ٠٫٢ الی ٠٫٣ در ٨٠٠ درجه سانتی‌گراد به تشکیل لایه‌های اکسیدی محافظ مانندAl_2O_3 ، SiO_2و TiO_2نسبت داده می‌شود که به‌عنوان روان‌کننده جامد عمل می‌کنند. پوشش FeCoCrNiMnAl0.75 روی فولاد H13 در ٦٠٠ درجه سانتی‌گراد با ضریب اصطکاک ٠٫٧٩٨٢ و نرخ سایش چهار میلی‌گرم عملکرد خوبی نشان داد [٥٤]. پوشش AlCoCrFeNi بر روی فولاد زنگ‌نزن ٣١٦ L در ٦٥٠ درجه سانتی‌گراد با ضریب اصطکاک ٠٫٩ الی ١و نرخ سایش $٢٢٫٩٥\times١٠^{-٥}$ میلی‌متر مکعب بر نیوتن‌متر عملکرد قابل‌قبولی داشت [٥٥]. پوشش CoCrFeNiMo0.2 بر روی Ti6Al4V در ٦٠٠ درجه سانتی‌گراد با ضریب اصطکاک ٠٫١٥٤ و نرخ سایش $٢٫٠٨\times١٠^{-٤}$ میلی‌متر مکعب بر نیوتن‌متر بهترین عملکرد را در میان پوشش‌های گزارش‌شده در دمای بالا نشان داد [٥٦].

سازوکار اصلی بهبود در دمای بالا، تشکیل لایه‌های اکسیدی محافظ مانند Al_2O_3 ، Cr_2O_3 و SiO_2 بر سطح پوشش است که از اکسیداسیون بیشتر و سایش شدید جلوگیری می‌کند. بااین‌حال، اثربخشی این لایه‌ها به چسبندگی، پیوستگی، ضخامت و نسبت حجمی اکسید به فلز نسبت (Pilling–Bedworth) بستگی دارد. اگر لایه اکسیدی متراکم، پیوسته و چسبنده باشد، به‌عنوان لایه گریز ضریب اصطکاک را کاهش می‌دهد؛ اما اگر شکننده، ناپیوسته یا دچار تورق شود، به‌عنوان ذرات ساینده ثالث عمل کرده و نرخ سایش را افزایش می‌دهد. افزون بر این، پایداری حرارتی بالایHEAs ، ناشی از اثر نفوذ کند، موجب تأخیر در رشد دانه و درشت‌شدن رسوبات می‌شود که حفظ سختی و مقاومت سایشی در دماهای بالا را تسهیل می‌کند.

با این وجود، مقایسه مستقیم نتایج ارائه‌شده محدودیت‌هایی دارد. شرایط آزمون از نظر بار، سرعت لغزش، ماده مقابل، اتمسفر و زمان آزمون در مطالعات مختلف یکسان نیست و واحدهای نرخ سایش (جرمی در برابر حجمی) نیز قابل‌تبدیل مستقیم نیستند؛ بنابراین، ادعای «بهترین عملکرد» برای یک پوشش خاص [٥٦] را نمی‌توان به‌صورت مطلق تعمیم داد. همچنین، لایه اکسیدی ممکن است در ابتدا ضریب اصطکاک را کاهش دهد، اما با افزایش زمان آزمون و ضخیم‌شدن اکسید، تنش‌های داخلی و تورق رخ‌داده و رفتار اصطکاکی ناپایدار شود. ازاین‌رو، ارزیابی عملکرد دمای بالای LC-HEACs باید علاوه بر ضریب اصطکاک و نرخ سایش کوتاه‌مدت، پایداری ریزساختاری، مقاومت به اکسیداسیون چرخه‌ای، چسبندگی لایه اکسیدی، سینتیک تورق و تکرارپذیری رفتار در شرایط کاری واقعی را نیز در بر گیرد.

در مجموع، شواهد موجود نشان می‌دهد که LC-HEACs در دمای بالا پتانسیل قابل‌توجهی برای کاربردهای مقاوم به سایش دارند، اما دستیابی به عملکرد قابل‌اعتماد صنعتی نیازمند بهینه‌سازی هدفمند پارامترهای فرایند برای تشکیل لایه‌های اکسیدی پایدار و خودترمیم‌شونده، استانداردسازی آزمون‌های تریبولوژیکی دمای بالا، و تحلیل کمی سینتیک اکسیداسیون – تورق است.

٢-٣- پوشش‌های مبتنی بر HEAs با فاز تقویت‌کننده

بر اساس گزارش‌های ادبیات موجود، فازهای تقویت‌کننده عمدتاً شامل افزودن مستقیم ذرات سرامیکی سخت مانند TiC، WC، NbC، الماس، سنتز درجای سرامیک‌ها مانند TiN، TiC، Ti(C,N)، ترکیبات بین فلزی مانند فاز Laves و عناصر خاکی کمیاب و اکسیدهای آن‌ها مانندY و CeO_2 می‌باشند (جدول‌های ٣ و ٤).

جدول۳: تأثیر افزودن مستقیم ذرات فاز تقویت‌کننده بر خواص تریبولوژیکی پوشش

پوشش پایه	ذره تقویت‌کننده	زیرلایه	بار	ضریب اصطکاک	میزان سایش	سازوکار	مرجع
FeCoCrNi	۲۰درصد WC	CrMo٤۲	N٥٠	۰٫۲۹	۰٫۷ ×۱۰⁻⁵ mm³/N·m	سایشی	[۸۶]
FeCoNiCr	٦۰درصد WC	L۳۱٦	۱۰۰۰ g	۰٫٤۷٤	./۰٤۱ mm³	—	[۸۷]
AlCoCrFeNi	—	فولاد Q235	N٤۰	۱٫۲٦٥	۱٫٦٦ mg	چسبی	[۵۹]
AlCoCrFeNi	۲۰درصد NbC	فولاد Q235	N٤۰	۱٫۰۲۳	۱٫۰٥ mg	سایشی	[۵۹]
AlCoCrFeNi	۳۰درصد NbC	فولاد Q235	N٤۰	۱٫۰۳٤	۱٫۱۷ mg	سایشی	[۵۹]
$Al_{0.5}CoCrFeNiTi_{0.5}$	۲درصد SiC	AISI1045	N۹٫۸	۰٫۳٦	٤٫۳ mg	چسبی، سایشی	[۶۰]
FeMnCoCr	—	Cu–Zr–Cr	N۱٥	۰٫۳٥	۱٫٦۸ mg	سایشی	[۶۱]
FeMnCoCr	٥درصد TiC	Cu–Zr–Cr	N۱٥	۰٫۲۷	۱٫۳۷ mg	چسبی	[۶۱]
FeMnCoCr	TiC + ۱۰درصد CaF_2 ۱۰درصد	Cu–Zr–Cr	N۱٥	۰٫۱٦	۰٫۸۹ mg	چسبی	[۶۱]
FeCoCrNiAl	۱٥درصد TiC	Cr12MoV	g۷۰۰	—	۱٫٥٥ mg	—	[۶۲]
FeCoCrNiCu	Cf	فولاد ٤٥	N٥٠	۰٫٥٤٦	۳٫۷ mg	—	[۶۳]
AlMoTiZrNb	—	Ti-alloy	N٤۰	۰٫۸٥	۰٫٤٤۲ mm³	اکسیداتیو – چسبی	[۶۴]
AlMoTiZrNb	۰٫۸ C درصد	Ti-alloy	N٤۰	۰٫٥٦	./۳٥٥ mm³	چسبی – سایشی	[۶۴]
CoCrNiMo	۱ درصد B_4C	SS۳۰٤	N۳۰	۰٫۳۹	—	چسبی	[۶۵]

جدول٤: تأثیر سنتز درجای ذرات تقویت‌کننده بر خواص تریبولوژیکی پوشش

پوشش پایه	ذره سنتز شده	زیرلایه	بار	ضریب اصطکاک (پوشش)	میزان سایش (پوشش)	سازوکار	مرجع
AlCoCrCuNiTi	TiN	Ti6Al4V	۲۰۰ N	۰٫٤۹	—	چسبی	[٦٦]
AlCoCrCuNiTi	TiN	Ti6Al4V	۲۰۰ N	۰٫٤۱	—	چسبی	[٦۷]
$CoCr_2FeNiTi_{0.5}$	TiN	L۹۰٤	۲۰۰ N	۰٫٥٦٤	٤۳٫۰٥ mg	—	[٦۸]
$CoCr_2FeNiTi$	TiN	L۹۰٤	۲۰۰ N	۰٫٥٤۱	۳۰٫۱٥ mg	—	[٦۸]
$CoCrCuFeNiSi_{0.2}$	TiC	SS۳۰٤	N٥٠	۰٫۰–٦۰٤٫٥۰۷	۰٫۰–۷٥٫٤۲ mm³	چسبی – سایشی / سایشی	[٦۹]
AlCoCrFeNiSi	Ti(C,N)	فولاد H13	۳۰۰ N	—	۷–۱۷ mg	اکسیداتیو، سایشی	[۷۰]
AlCoCrFeNiTi	TiC	AISI1045	g۲۰۰	—	×۱۰⁻⁸ mm³/N·m ۱٫۳	سایشی	[۷۱]
FeCoNiCrMnTi1.5	TiN	SS۳۰٤	N۳۰	۰٫٥	۰٫۱ mm³	—	[۷۲]

۲-۳-۱- سازوکارهای تقویت توسط فازهای تقویت‌کننده در LC-HEACs

افزودن فازهای تقویت‌کننده به ماتریس HEA، مقاومت سایشی را از طریق شش سازوکار اصلی بهبود می‌دهد. نخستین سازوکار، ریزدانه‌سازی از طریق جوانه‌زنی ناهمگن است؛ ذرات سرامیکی نانومتری مانندTiC ، TiN، CeO_2 و Y_2O_3 می‌توانند به‌عنوان جوانه زننده ناهمگن عمل کرده و نرخ جوانه‌زنی را در حین انجماد افزایش دهند. این امر به تشکیل دانه‌های ریزتر و افزایش کسر حجمی مرزدانه‌ها منجر می‌شود که بر اساس رابطه هال – پیچ، سختی و مقاومت سایشی را افزایش می‌دهد. به‌عنوان‌مثال، افزودن دو درصد وزنی CeO_2 به پوشش CoFeCrNiSiB موجب ریزتر شدن دانه‌ها و کاهش قابل‌توجه نرخ سایش شد [۷۳]. دومین سازوکار، تقویت اوروان است؛ ذرات سخت نانومتری که به‌صورت یکنواخت در ماتریس توزیع شده‌اند، به‌عنوان موانع حرکت نابجایی عمل می‌کنند. تنش برشی لازم برای عبور نابجایی از میان ذرات، طبق رابطه $\tau = Gb/L$ محاسبه می‌شود که در آن G مدول برشی، b بردار برگرز و L فاصله میان ذرات است. با کاهش L و افزایش کسر حجمی ذرات، سختی افزایش می‌یابد. به‌عنوان‌مثال، افزودن ۱۵ درصد TiC باعث افزایش سختی پوشش FeMnCoCr از ۳۸۰ به ٥٦٠ ویکرز شد [٦١].

سومین سازوکار، انتقال بار است؛ در حین سایش، بار اعمالی از ماتریس نسبتاً نرم به ذرات سخت منتقل می‌شود که به کاهش تغییر شکل پلاستیک ماتریس و کاهش نرخ سایش می‌انجامد. این سازوکار به‌ویژه در ذرات با اندازه بزرگ‌تر و میکرومتری و کسر حجمی بالاتر مؤثر است. چهارمین سازوکار، پین‌شدن مرزدانه یا Zener Pinning است؛ ذرات ثانویه که در مرزدانه‌ها قرار می‌گیرند، با اعمال نیروی مقاوم در برابر حرکت مرزدانه، از رشد دانه در دماهای بالا جلوگیری کرده و پایداری حرارتی ریزساختار را افزایش می‌دهند. نیروی پین کننده با کسر حجمی ذرات نسبت مستقیم و با اندازه ذرات نسبت معکوس دارد و این سازوکار به‌ویژه برای کاربردهای دمای بالا اهمیت دارد. پنجمین سازوکار، انحراف ترک یا Crack Deflection است؛ ذرات سخت با تغییر مسیر رشد ترک، انرژی ترک را پراکنده کرده و از تمرکز تنش موضعی جلوگیری می‌کنند. این سازوکار به‌ویژه در ذرات با مورفولوژی کروی و توزیع یکنواخت مؤثرتر است و به افزایش چقرمگی و کاهش نرخ سایش منجر می‌شود.

ششمین سازوکار، تشکیل فیلم‌های محافظ تریبوشیمیایی است؛ در حین سایش، ذرات سرامیکی مانندTiC ، TiNو CeO_2 می‌توانند با اکسیژن محیط واکنش داده و فیلم‌های اکسیدی محافظ مانندTiO_2، SiO_2 و CeO_2 تشکیل دهند که به‌عنوان روان‌کننده جامد عمل کرده و ضریب اصطکاک و نرخ سایش را کاهش می‌دهند. در رابطه با روش واردکردن ذرات تقویت‌کننده به پوشش، دو رویکرد درجا و افزوده مستقیم قابل‌مقایسه است. در روش درجا، اندازه ذرات نانومتری و ریز است، توزیع یکنواخت دارند، فصل مشترک تمیز و پیوسته بوده و پایداری حرارتی بالایی دارند؛ اما هزینه فرایند بالاتر و سختی نهایی نیز بالاتر است. در مقابل، در روش افزوده مستقیم، اندازه ذرات میکرومتری و درشت‌تر است، تمایل به آگلومره شدن دارند، احتمال آلودگی و اتصال ضعیف در فصل مشترک وجود دارد و پایداری حرارتی متوسطی دارند؛ بااین‌حال، هزینه فرایند کمتر و سختی نهایی متوسطی حاصل می‌شود.

بنابراین، برای دستیابی به حداکثر تقویت، ذرات درجا ترجیح داده می‌شوند؛ اما در کاربردهای صنعتی، به دلیل هزینه بالاتر، ممکن است استفاده از ذرات افزوده مستقیم با کنترل دقیق پارامترها مقرون‌به‌صرفه‌تر باشد.

۲-۳-۲- افزودن مستقیم فاز تقویت‌کننده

به‌طورکلی، سختی سرامیک‌ها از فلزات بیشتر است. پس از افزودن ذرات تقویت‌کننده سرامیکی، این ذرات به دلیل اثر پینینگ مرزدانه‌ها می‌توانند به طور مؤثری از رشد دانه‌ها جلوگیری کرده و به‌عنوان فاز تقویت‌کننده برای مهار تغییر شکل پلاستیک عمل کنند. علاوه بر این، ذرات سرامیکی

بیرون‌زده در طول سایش، سطح تماس بین پوشش و جفت اصطکاکی را کاهش می‌دهند و با تشکیل‌های محافظ، از سایش شدید جلوگیری می‌کنند؛ بنابراین، با افزودن ذرات سرامیکی می‌توان خواص مکانیکی مانند سختی و مقاومت سایشی مواد فلزی را به طور مؤثری بهبود بخشید.

ذرات سرامیکی TiC، NbC، WC: کاری و همکاران [٩٨] پوشش‌های LC-HEAC با ترکیب x برابر ٠، ٥، ١٠ و ١٥ درصد وزنی Fe-Mn-Cr-Ni-Co + x(TiC) ، را بر روی سطح زیرلایه فولاد قالبی Cr_5MoSiV_{14} تهیه کرده و رفتار تریبولوژیکی پوشش را بررسی کردند. نتایج نشان داد که افزودن مقدار مناسب TiC می‌تواند ضریب اصطکاک پوشش را کاهش داده و میزان سایش را کاهش دهد و در نتیجه مقاومت سایشی پوشش را بهبود بخشد. سازوکار سایش پس از افزودن TiC از سایش چسبی x برابر صفر، پنج درصد وزنی به سایش سایشی، x برابر ١٠ و ١٥ درصد وزنی تغییر یافت [٧٤]. در سیستم مشابه، افزودن ٢٠درصد NbCبه پوشش AlCoCrFeNi بر فولاد Q235، ضریب اصطکاک را از ١٫٢٦٥ به ١٫٠٢٣ و تلفات جرمی سایش را از ١٫٦٦ به ١٫٠٥ میلی‌گرم کاهش داد [٨٨]. همچنین افزودن ٦٠ درصد WC به پوشش FeCoNiCr ، باوجود افزایش سختی تا ١٢٠٠ ویکرز، به دلیل ایجاد ترک‌های ناشی از تنش‌های پسماند، عملکرد سایشی مطلوبی نداشت [٥٨].

الماس: الماس به‌عنوان یک‌فاز تقویت‌کننده مستقیم مطلوب محسوب می‌شود که استحکام و سختی به طور قابل‌توجهی بالاتری نسبت به بیشتر فلزات دارد. معرفی الماس باعث ایجاد ناپایداری در محلول جامد BCC آلیاژهای با آنتروپی بالا شده و رسوب کاربیدها را تسهیل کرده و سختی پوشش را به طور قابل‌توجهی افزایش می‌دهد [٧٥ و٧٦]. ژانگ و همکاران [٧٧] با افزودن الماس تا شش درصد وزنی به پوشش FeCoNiCrTi0.5 بر روی فولاد Mo40، مشاهده کردند که سختی پوشش با افزایش محتوای الماس افزایش می‌یابد، اما در مقادیر بالاتر از شش درصد، شکنندگی افزایش‌یافته و ترک ایجاد می‌شود. بو و همکاران [٧٨] پوشش FeCoCrNiAl0.5Ti0.5Si0.2 با الماس بر روی Ti_6Al_4Vتهیه کردند. نتایج نشان داد که افزودن الماس نرخ رقیق‌شدگی را کاهش داده، اتصال متالورژیکی را بهبود بخشیده و پوشش عمدتاً از محلول جامد BCC ، فازهای TiCو $Cr_{23}C_6$ تشکیل شده است. حداکثر ریزسختی پوشش به ١٠٣٨٫٤٢ ویکرز رسید که سه برابر بیشتر از زیرلایه بود. همچنین رسانایی حرارتی عالی الماس به طور مؤثری گرما را از سطح پوشش دفع کرده و از تجمع حرارت جلوگیری می‌کند. در نتیجه، سازوکار سایش پوشش از چسبی به سایشی تغییریافته و مقاومت سایشی به طور چشمگیری بهبودیافته است [٧٨].

٢-٣-٣- سنتز درجای فاز تقویت‌کننده

افزودن مستقیم ذرات سرامیکی به آلیاژهای با آنتروپی بالا گاهی اوقات منجر به بروز عیوبی مانند حفره‌ها و ترک‌ها در پوشش می‌شود. به‌منظور جلوگیری از این عیوب، بسیاری از محققان خواص تریبولوژیکی پوشش‌های LC-HEACs را از طریق سنتز درجای ذرات سرامیکی بهبود می‌بخشند. سنتز درجا مزایایی مانند توزیع یکنواخت‌تر، اتصال متالورژیکی قوی‌تر با ماتریس و عدم وجود عیوب ناشی از عدم تطابق ضرایب انبساط حرارتی را فراهم می‌کند.

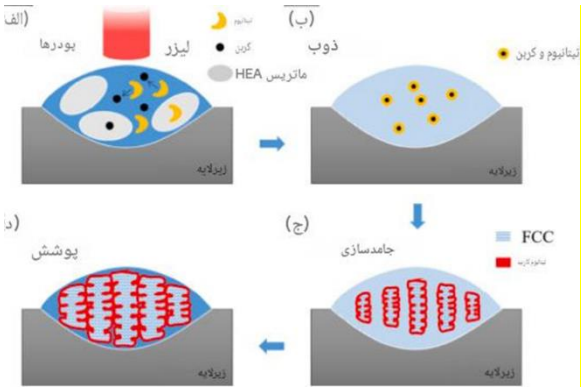
در زمینه سنتز درجای TiN، گو و همکاران [٦٨] پوشش‌های LC-HEAC با ترکیبCo-Cr2-Fe-Ni-Tix، با مقادیر x برابر ٠، ٠٫٥ و ١ درصد اتمی، همراه با ذرات TiN سنتز شده درجا را بر روی سطح فولاد زنگ‌نزن ٩٠٤L تهیه کردند. پس از افزودن Ti، پوشش از سرامیک‌های TiN با مورفولوژی دندریتی یا دانه‌های نامنظم و مقدار کمی فاز Laves تشکیل شد. با افزایش مقدار تیتانیوم، مقاومت سایشی پوشش بهبود یافت و زمانی که مقدار تیتانیوم برابر ١ درصد اتمی بود، سایش پوشش برابر با ٣٫١ زیرلایه گزارش شد [٦٨]. در سیستم مشابه، افزودن TiN سنتز شده درجا به پوششAlCoCrCuNiTi، ضریب اصطکاک را از ٠٫٤٩ به ٠٫٤١ کاهش داد [٦٦].

در مورد سنتز درجای TiC، گو و همکاران [٦٩] پوشش‌های LC-HEAC با ترکیب Co-Cr-Cu-Fe-Ni-Si0.2را همراه با ذرات TiC سنتز شده درجا بر روی سطح فولاد زنگ‌نزن ٣٠٤ تهیه کردند. اتم‌های تیتانیوم و کربن پس از افزودن به مواد پوشش، به‌سرعت در آلیاژ حل می‌شوند. ذرات TiC با کاهش دمای حوضچه مذاب، به‌سرعت هسته‌گذاری می‌کنند و در ناحیه بین‌دندریتی تشکیل می‌شوند (شکل ٤). نتایج آزمون‌های تریبولوژیکی نشان داد که پوشش تقویت‌شده با TiC سنتز شده درجا از مقاومت سایشی عالی برخوردار است. قابل‌توجه است که زمانی که مقدار تیتانیوم و کربن بیش از حد زیاد باشد، ذرات TiC در پوشش بسیار بزرگ شده و تعداد ذرات در واحد سطح کاهش می‌یابد که این امر به مقاومت سایشی پوشش آسیب می‌زند [٦٩].

سنتز درجای TiC و TiN دارای ساختار بلوری یکسانی هستند و به‌راحتی با یکدیگر ترکیب شده و Ti(C,N) را تشکیل می‌دهند. یان و همکاران [٧٠] با استفاده از فناوری پوشش‌دهی لیزری، پوشش LC-HEAC با ترکیب Al-Co-Cr-Fe-Ni-Siرا با تقویت‌کننده Ti(C,N) سنتز شده درجا بر روی سطح زیرلایه فولاد H13 تهیه کردند. پس از آزمون سایش با بار نرمال ١٤٠٠ نیوتن و مسافت لغزش ٣٠٠ متر، تلفات وزنی سایش پوشش تنها ٥±١٢ میلی‌گرم بود که نشان‌دهنده مقاومت سایشی عالی آن است. سازوکار اصلی سایش پوشش از نوع اکسیداتیو بوده و با مقدار کمی سایش سایشی همراه است [٧٠].

فازهای تقویت‌کننده دیگری مانند TiB_2، Al_2O_3، نانولوله‌های کربنی (CNT) و گرافن نیز خواص عالی گزارش شده‌اند [٧٩–٨٢]، اما تعداد کمی از گزارش‌ها به بررسی این فازها در پوشش‌های LC-HEACs پرداخته‌اند. همچنین MoS_2 ، WS_2 و HBN معمولاً به‌عنوان مواد خود روان کار به ماتریس فلزی یا سرامیکی اضافه می‌شوند که خواص تریبولوژیکی را بهبود می‌بخشند [٨٣,٨٤]، اما مطالعات کمی در مورد ترکیب این مواد در پوشش‌های LC-HEACs انجام شده است که این موضوع ارزش مطالعه گسترده دارد.

ترکیبات بین فلزی با ساختار بلوری BCC و فازLaves ، دارای ساختار بلوری فشرده و سختی بالا هستند که آن‌ها را در برابر تغییر شکل پلاستیک مقاوم می‌سازد. تشکیل این ترکیبات در آلیاژهای با آنتروپی بالا به طور قابل‌توجهی سختی سطح را افزایش داده و مقاومت به سایش و فرسایش را در طول اصطکاک بهبود می‌بخشد [٣٨]. بااین‌حال، این ترکیبات ذاتاً شکننده هستند و افزایش تنش‌های داخلی می‌تواند باعث ترک و شکست شود. برای آشتی‌دادن این تناقض ذاتی، راهکارهایی مانند بهینه‌سازی ساختار فازی، اصلاح فرایندهای آماده‌سازی، اعمال عملیات سطحی، استفاده از مواد بافر و تنظیم پارامترهای فرایند پیشنهاد شده است تا بتوان به تعادلی از سختی، استحکام، شکل‌پذیری و چقرمگی مناسب دست‌یافت [٧٥].



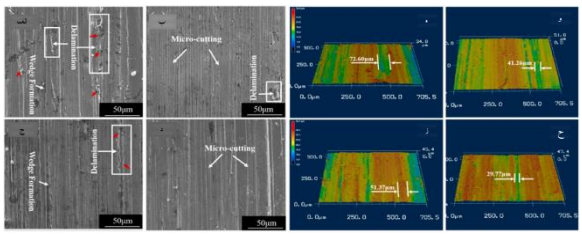
شکل ٤: نمودار شماتیک از سنتز درجای فازTiC :
(الف) مواد پوشش اولیه، (ب) واکنش تیتانیوم و کربن، (ج) رشد فاز، (د) ساختار TiC و دندریت‌ها [٦٩].

٢-٣-٤- تقویت با عناصر خاکی کمیاب

عناصر خاکی کمیاب، شامل هفده عنصر اسکاندیم، ایتریم و لانتانیدها، عموماً به‌صورت اکسیدهای پایدار حضور دارند و به دلیل پیکربندی الکترونی ویژه، از خواص فیزیکی و شیمیایی مطلوبی برخوردارند. در متالورژی پوشش، این عناصر با اکسیژن و گوگرد میل ترکیبی بالایی

دارند و با تشکیل اکسیدها و سولفیدهای پایدار، موجب خالص‌سازی مذاب، اصلاح آخال‌ها و کاهش ناخالصی‌های مضر می‌شوند. علاوه بر این، ترکیبات حاصل از عناصر خاکی کمیاب می‌توانند به‌عنوان سایت‌های هسته‌زایی ناهمگن عمل کنند و با قفل‌کردن مرزدانه‌ها، رشد دانه را محدود و ریزساختار را ریزدانه سازند [٨٥]. این سازوکارها در پوشش‌دهی لیزری که با انجماد سریع، گرادیان حرارتی بالا و جدایش عنصری همراه است، نقش مهمی در اصلاح ریزساختار و بهبود خواص تریبولوژیکی ایفا می‌کنند.

ایتریم :(Y) گو و همکاران [٨٦] پوشش‌های LC-HEAC با ترکیب $MgMoNbFeTi_2Y_x$، با مقادیر x برابر ٠، ٠/٤، ٠/٨ و ١/٢ درصد، بر روی سطح فولاد Q235 تهیه کردند. نتایج آزمون اصطکاک و سایش نشان داد که با افزودن ایتریم، تلفات جرمی سایش پوشش کاهش می‌یابد. مورفولوژی سطح پوشش پس از سایش در شکل ٥ نشان‌داده‌شده است. سازوکار غالب سایش پوشش، برشی است و عرض شیارهای سایش با افزایش محتوای ایتریم به‌تدریج کاهش می‌یابد. افزودن ایتریم از طریق ریزدانه‌سازی، تشکیل فازهای اکسیدی پراکنده و افزایش ریزسختی، مقاومت به تغییر شکل پلاستیک و برش را افزایش داده و در نتیجه عمق و عرض شیارهای سایش را کاهش می‌دهد؛ بنابراین، افزودن مقدار مناسب ایتریم به‌عنوان یک عنصر خاکی کمیاب، مقاومت سایشی پوشش را بهبود می‌بخشد [٨٦].



شکل٥: مورفولوژی سطح سایش (الف الی د) دوبعدی و (ه الی ح)سه‌بعدی پوشش‌ها با مقادیر مختلف ایتریم: الف و ه) ایتریم صفر درصد، ب و و) ایتریم ٠/٤ درصد، ج و ز) ٠/٨درصد و د و ح) ١/٢ درصد [٨٦].

سریم(Ce) : شو و همکاران [٧٣] پوشش‌های LC-HEAC با ترکیب Co-Fe-Cr-Ni-Si-B را با مقادیر مختلف CeO_2 (٠، ١، ٢، ٣ و ٤ درصد وزنی) بر روی سطح فولاد H13 تهیه کردند. دانه‌های موجود در پوشش با افزودن CeO_2 ریزتر می‌شوند و زمانی که CeO_2 برابر دو درصد وزنی باشد، به کوچک‌ترین اندازه می‌رسند. در این مرحله، ضریب اصطکاک و تلفات سایشی پوشش کمترین مقدار را داشته و مقاومت سایشی پوشش بهترین است. هنگامی‌که CeO_2 بیش از حد باشد (چهار درصد وزنی)، ترکیبات خاکی کمیاب در مرزدانه‌ها تأثیر گذاشته و سایش پوشش را تشدید می‌کند [٧٣].در مجموع، افزودن عناصر خاکی کمیاب به پوشش‌های LC-HEACs با ریزتر کردن دانه‌ها، کاهش تخلخل و عیوب، و بهبود سختی، مقاومت سایشی را به طور قابل‌توجهی افزایش می‌دهد. ترکیب این عناصر با ذرات سرامیکی سخت مانند TiC و TiN نیز با تشکیل فیلم‌های محافظ فشرده، سختی و مقاومت سایشی را بیشتر بهبود می‌بخشد.

٢-٤- تأثیر فاز آمورف

آلیاژهای آمورف به دلیل ساختار غیر بلوری خود، خواص استثنایی از جمله سختی و مقاومت سایشی بالا، چقرمگی مناسب و خواص مغناطیسی عالی از خود نشان می‌دهند. پژوهش‌ها نشان داده‌اند که پوشش‌های LC-HEACs حاوی فاز آمورف را می‌توان با ترکیب عناصر مناسب و انتخاب پارامترهای فرایند بهینه تهیه کرد [٨٧]. چنگ و همکاران [٨٧] پوشش‌های LC-HEAC با ترکیب Fe0.25-Co0.25-Ni0.25(B0.7-Si0.3)0.25)100-xNbx (0≤x≤4) را تهیه کردند. نتایج XRD و TEM نشان داد که پوشش با افزودن مناسب نیوبیم (تا ٠/٢ درصد اتمی) حاوی فاز آمورف بوده و اندازه متوسط دانه‌های FCC از ٣/٥ میکرومتر) در حالت بدون (Nb به ١/٦ میکرومتر) در حالت با ٠/٢ درصد نیوبیم کاهش‌یافته است. بااین‌حال، افزودن بیش از حد نیوبیم (بیش از ٠/٢درصد) منجر به جدایش نیوبیم در مرزدانه‌ها شده، نسبت فاز آمورف را کاهش داده و اتصال بین عناصر تشکیل‌دهنده را تضعیف می‌کند که در نهایت عملکرد کلی پوشش را کاهش می‌دهد. نتایج آزمون‌های تریبولوژیکی نشان داد که پوشش با ٠/٢

درصد نیوبیم دارای کمترین نرخ سایش، باریک‌ترین عرض سایش و کم‌ترین عمق سایش است [۸۷].

تهیه پوشش‌های LC-HEACs حاوی فازهای آمورف همچنین می‌تواند با انتخاب پارامترهای فرایند پوشش‌دهی لیزری مناسب انجام شود. شو و همکاران [۸۸] پوشش‌های آمورف با ترکیب Co-Cr-Ni-Si-B-Fe را با استفاده از توان لیزر ۵۲۰ وات، سرعت اسکن ۱۰۰ میلی‌متر بر دقیقه و قطر پرتو لیزر ۲٫۲ میلی‌متر تهیه کردند. پوشش حاصل از محلول‌های جامد (Fe,Co) و (Fe,Ni) تشکیل شده و حدود ۲٫۲ درصد فاز آمورف در بالایی تشکیل شده است. سازوکارهای سایش بالایی و پایینی به ترتیب سایش سایشی و سایش اکسیداتیو است. وجود آمورف به طور قابل‌توجهی میزان سایش پوشش را کاهش داده و مقاومت سایشی را افزایش می‌دهد [۸۸].

۲-٤-۱- پایداری حرارتی فاز آمورف در پوشش‌های LC-HEACs

فاز آمورف به دلیل ساختار غیر بلوری و انرژی آزاد بالاتر نسبت به فازهای کریستالی، از نظر ترمودینامیکی ناپایدار است و در دماهای بالا تمایل به تبلور دارد. این پدیده که به‌عنوان تبلور شناخته می‌شود، می‌تواند خواص مکانیکی و تریبولوژیکی پوشش را به طور قابل‌توجهی تغییر دهد.

دمای تبلور :(Tx) دمایی است که در آن فاز آمورف شروع به تبلور می‌کند و معمولاً با روش‌های آنالیز حرارتی مانند DSC(کالری‌سنجی روبشی تفاضلی) اندازه‌گیری می‌شود.

دمای تبلور به عوامل زیر وابسته است:

(الف) ترکیب آلیاژی :افزودن عناصر با اختلاف شعاع اتمی بالا (مانندNb ، B، Si) و آنتالپی اختلاط منفی (مانند Zr، Ti) باعث افزایش دمای تبلور و پایداری حرارتی آمورف می‌شود. به‌عنوان‌مثال، افزودن Nb تا ۰٫۲ درصد اتمی به سیستم

Fe-Co-Ni-B-Si، دمای تبلور را افزایش داده و پایداری حرارتی را بهبود می‌بخشد [۸۷].

(ب) نرخ گرمایش :با افزایش نرخ گرمایش، دمای تبلور به سمت دماهای بالاتر جابه‌جا می‌شود؛ زیرا زمان کافی برای جوانه‌زنی و رشد کریستال‌ها وجود ندارد.

(ج) زمان نگهداری :(Hold Time) نگهداری طولانی‌مدت در دماهای نزدیک به Tx ، حتی اگر دما پایین‌تر از Tx باشد، می‌تواند منجر به تبلور جزئی شود (پدیده آنیلینگ ساختاری).

(د) عناصر ناخالصی :حضور عناصر ناخالصی (مانندO ، N، C) می‌تواند به‌عنوان جوانه زننده عمل کرده و دمای تبلور را کاهش دهد.

۲-٤-۲- پیامدهای تبلور فاز آمورف بر خواص

تبلور فاز آمورف می‌تواند دو اثر متضاد داشته باشد:

(الف) اثر مفید (تبلور کنترل‌شده) :اگر تبلور به‌صورت کنترل‌شده و در دماهای پایین انجام شود، منجر به تشکیل نانوکریستال‌های یکنواخت در ماتریس آمورف می‌شود که می‌تواند سختی و مقاومت سایشی را به طور قابل‌توجهی افزایش دهد. این پدیده که به‌عنوان تبلور نانومقیاس شناخته می‌شود، در برخی سیستم‌های HEA گزارش شده است [۸۸].

(ب) اثر مضر (تبلور ناقص/درشت) :اگر تبلور در دماهای بالا و به‌صورت ناقص انجام شود، منجر به تشکیل کریستال‌های درشت و ترکیبات بین فلزی ترد (مانندLaves ، کاربیدها) در مرزدانه‌ها می‌شود و می‌تواند چقرمگی را کاهش می‌دهد؛ تمایل به تشکیل ترک را افزایش می‌دهد و در نهایت مقاومت سایشی را تضعیف می‌کند.

بنابراین، کنترل دقیق دمای عملیات حرارتی برای دستیابی به تبلور نانومقیاس (مفید) و جلوگیری از تبلور درشت (مضر) حیاتی است.

٢-٤-٣- تکامل تنش‌های پسماند در پوشش و فصل مشترک پوشش - زیرلایه

تنش‌های پسماند نقش تعیین‌کننده‌ای در عملکرد سایشی و دوام پوشش‌های LC-HEACs ایفا می‌کنند. این تنش‌ها در حین فرایند پوشش‌دهی لیزری به دلایل زیر ایجاد می‌شوند: اختلاف ضریب انبساط حرارتی (CTE) میان‌پوشش و زیرلایه که در حین سرمایش از دمای ذوب به دمای اتاق منجر به ایجاد تنش حرارتی می‌شود) اگر CTE پوشش بزرگ‌تر از زیرلایه باشد، پوشش در حین سرمایش بیشتر جمع شده و تنش کششی در پوشش و تنش فشاری در زیرلایه ایجاد می‌شود؛ انجماد سریع با نرخ سرمایش بالا (10^4-10^6 کلوین بر ثانیه) که منجر به ایجاد تنش‌های حرارتی شدید شده و ممکن است در برخی موارد به ترک‌خوردگی پوشش بیانجامد؛ تحول فازی در حین سرمایش (مانند تبدیل FCC به BCC یا تشکیل مارتنزیت) که می‌تواند حجم ماده را تغییر داده و تنش داخلی ایجاد کند؛ و اختلاف خواص مکانیکی شامل مدول الاستیک و ضریب پواسون میان‌پوشش و زیرلایه که می‌تواند منجر به تمرکز تنش در فصل مشترک شود.

٢-٤-٤- تفکیک تنش کششی و فشاری و اثر آن بر سایش

از منظر اثر بر سایش، تنش‌های پسماند به دودسته کششی و فشاری تقسیم می‌شوند. تنش کششی که منشأ آن بزرگ‌تر بودن CTE پوشش نسبت به زیرلایه و انجماد سریع است، اثری مضر دارد و با تسهیل رشد ترک، کاهش چقرمگی و افزایش نرخ سایش همراه است. در مقابل، تنش فشاری که از کوچک‌تر بودن CTE پوشش نسبت به زیرلایه یا عملیات حرارتی مناسب ناشی می‌شود، مفید بوده و با بستن ترک‌ها، افزایش سختی سطحی و کاهش نرخ سایش همراه است؛ بنابراین، در طراحی پوشش‌هایLC-HEACs ، ایجاد تنش فشاری مطلوب در سطح پوشش می‌تواند مقاومت سایشی را بهبود بخشد، درحالی‌که تنش کششی باید به حداقل برسد.

٢-٤-٥- اثر عملیات حرارتی بر تنش‌های پسماند

عملیات حرارتی (آنیلینگ) می‌تواند تنش‌های پسماند را از سه طریق تغییر دهد: کاهش تنش در دماهای آنیلینگ پایین تا متوسط (معمولاً ٣٠٠ الی ٥٠٠ درجه سلسیوس) که طی آن تنش‌های پسماند به دلیل فعال‌شدن مکانیزم‌های بازیابی و حرکت نابجایی‌ها کاهش می‌یابند و این امر منجر به کاهش تمایل به ترک و بهبود چقرمگی می‌شود، هرچند ممکن است سختی را نیز کمی کاهش دهد؛ توزیع مجدد تنش در دماهای بالاتر، به‌ویژه در فصل مشترک پوشش - زیرلایه که نفوذ عناصر و تشکیل ترکیبات بین فلزی می‌تواند تنش‌های جدیدی ایجاد کند؛ و ایجاد تنش جدید در برخی موارد که تحولات فازی ناشی از عملیات حرارتی (مانند تبلور فاز آمورف و تشکیل رسوبات) می‌توانند تنش‌های جدیدی در پوشش ایجاد کنند که ممکن است مضر باشند.

٢-٤-٦- اثر عملیات حرارتی بر فصل مشترک پوشش - زیرلایه

عملیات حرارتی می‌تواند فصل مشترک را از سه طریق تغییر دهد: نفوذ متقابل در دماهای بالا که طی آن عناصر پوشش و زیرلایه در فصل مشترک نفوذ کرده و یک ناحیه مخلوط ایجاد می‌کنند؛ این ناحیه می‌تواند اتصال متالورژیکی را تقویت کند (اگر ترکیبات مفید تشکیل شوند) یا خواص مکانیکی را تضعیف کند (اگر ترکیبات ترد تشکیل شوند). رشد دانه در دماهای بالا نیز می‌تواند منجر به کاهش سختی و مقاومت سایشی شود. همچنین تشکیل ترکیبات بین فلزی ترد مانند(Fe_2Nb و Ni_3Ti) در فصل مشترک می‌تواند به‌عنوان مکان‌های شروع ترک عمل کند.

٢-٤-٧- تعادل میان رفع تنش و حفظ خواص

انتخاب دمای بهینه عملیات حرارتی، نیازمند مصالحه‌های میان پارامترهای مختلف است. در دمای پایین (٣٠٠ الی ٥٠٠درجه سلسیوس)، رفع تنش پسماند جزئی

است، سختی حفظ یا به طور جزئی افزایش می‌یابد، رشد دانه ناچیز است، رسوب‌گذاری ریز و پراکنده (مفید) رخ می‌دهد و چقرمگی بهبود جزئی پیدا می‌کند. در مقابل، در دمای بالا (٦٠٠ الی ٨٠٠ درجه سلسیوس)، رفع تنش پسماند کامل است، اما سختی کاهش می‌یابد، رشد دانه قابل‌توجه می‌شود، رسوب‌گذاری درشت و ناپیوسته رخ می‌دهد و چقرمگی کاهش می‌یابد؛ بنابراین، دمای بهینه عملیات حرارتی معمولاً در محدوده ٥٠٠ الی ٦٥٠ درجه سلسیوس برای پوشش‌های LC-HEACs گزارش شده است که در آن، تعادل مناسبی میان رفع تنش، حفظ سختی و جلوگیری از رشد دانه برقرار می‌شود [٨٩-٩١].

٢-٥- تأثیر پس‌پردازش

روش‌های پس‌پردازش نیز بر روی نمونه‌های پوشش داده شده به‌منظور کاهش میزان عیوب ساختاری داخلی در پوشش به کار گرفته شده‌اند. روش‌های پس‌پردازش پس از پوشش‌دهی عمدتاً شامل عملیات آنیل کردن، ذوب‌سازی مجدد با لیزر، عملیات نورد می‌باشند (جدول ٥).

جدول٥: تأثیر عملیات حرارتی بر مقاومت سایشی پوشش‌ها

ترکیب آلیاژی	زیرلایه	شرایط عملیات حرارتی	فازها	ضریب اصطکاک	میزان سایش	سازوکار	مرجع
$AlCoCrFeNiTi_{0.8}$	AISI1045	دمای اتاق	BCC, B2, TiC	٠٫٦٤	×١٠$^{-٦}$ mm³/N·m ١٫٣٦	سایشی	[٨٩]
$AlCoCrFeNiTi_{0.8}$	AISI1045	٧٠٠ درجه سانتی‌گراد، سه ساعت	BCC, B2, TiC	٠٫٥٢	×١٠$^{-٦}$ mm³/N·m ١٫٦٤	چسبی، اکسیداتیو	[٨٩]
$AlCoCrFeNiTi_{0.8}$	AISI1045	١٢٠٠ درجه سانتی‌گراد، سه ساعت	BCC, B2, TiC	٠٫٦٩	×١٠$^{-٦}$ mm³/N·m ٦٫٩٦	چسبی، اکسیداتیو	[٨٩]
$MoFeCrTiWAlNb_3$	فولاد M2	دمای اتاق	BCC, MC, C14-Laves	—	—	سایشی، چسبی	[٩٠]
$MoFeCrTiWAlNb_3$	فولاد M2	٩٥٠ درجه سانتی‌گراد، ده ساعت	BCC, MC, C14-Laves, σ-FeMo	—	٠٫٦٣ mm³	سایشی، چسبی	[٩٠]

٢-٥-١- ذوب‌سازی مجدد با لیزر

کاری و همکاران [٦٢] از تکنیک ذوب‌سازی مجدد با لیزر برای ساخت پوشش‌های LC-HEACs با ترکیب Ni-Cr-Co-Ti-V بر روی زیرلایه $Ti6Al_4V$ استفاده کردند. نتایج تجربی نشان می‌دهد که پوشش از ترکیبات بین فلزی $Ti_2(Ni,Co)$ و Cr-Co-Ti-V تشکیل شده است؛ اما ذوب‌سازی مجدد با لیزر باعث تغییر ترکیب فازی پوشش به فازهای BCC و رسوبات تیتانیوم شد. پس از ذوب‌سازی مجدد با لیزر، پوشش‌های LC-HEACs در مقایسه با پوشش‌های اولیه، دارای ریزسختی بالاتر، ضریب اصطکاک کمتر، تلفات جرمی سایش کمتر و مقاومت سایشی بهتر بودند [٦٢].

٢-٥-٢- عملیات حرارتی

تأثیر عملیات حرارتی بر پوشش‌های LC-HEACs نیز به‌خوبی موردمطالعه قرار گرفته است. گو و همکاران [٨٩] دریافتند که فاز $C1_4$-Laves زمانی که دمای آنیلینگ از ٦٠٠ درجه سانتی‌گراد تجاوز می‌کند، در پوشش LC-HEAC با ترکیب Mo-Fe-Cr-Ti-W-Al-Nb رسوب‌کرده و سختی پوشش را افزایش می‌دهد. تلفات حجمی سایش پوشش زمانی که در دمای ٦٥٠ درجه سانتی‌گراد آنیل می‌شود، به حداقل حدود ٠٫٠١٩ میلی‌متر مکعب می‌رسد. بااین‌حال، با افزایش دمای آنیلینگ، به دلیل درشت‌شدن رسوبات، اثر تقویتی کاهش می‌یابد [٨٩]. لیو و همکاران [٩٠] نیز تأثیر عملیات حرارتی بر پوشش

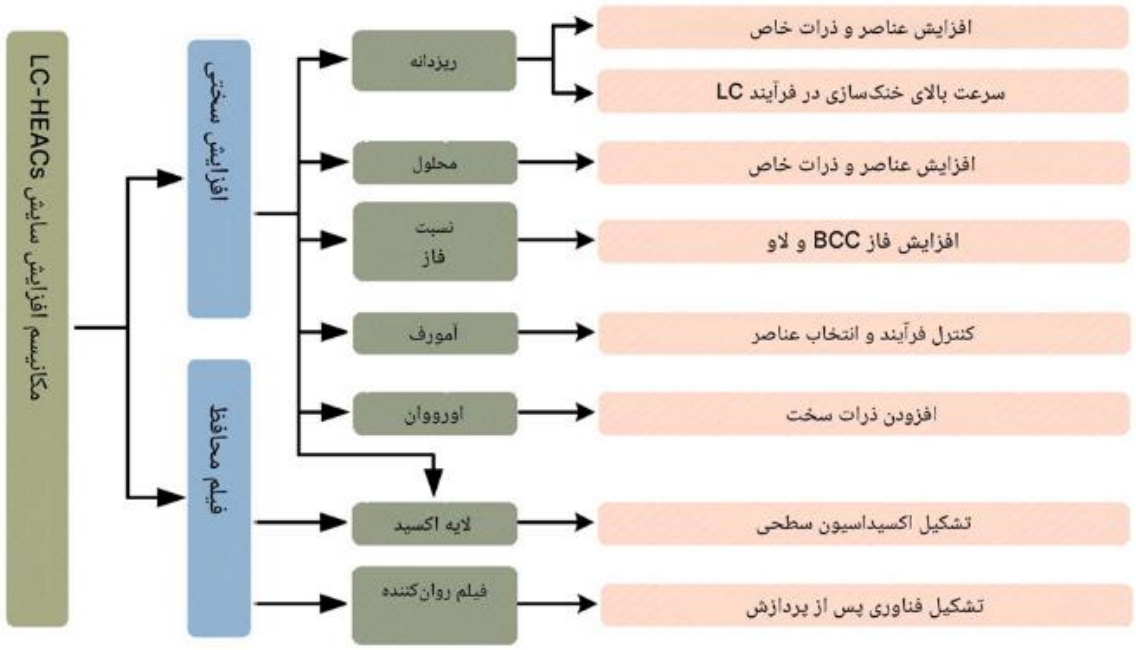
AlCoCrFeNiTi را بررسی کردند و مشاهده کردند که عملیات حرارتی در دمای ۷۰۰ درجه سانتی‌گراد باعث افزایش سختی و مقاومت سایشی به دلیل رسوب فازهای نانومتری می‌شود؛ اما در دماهای بالاتر (۸۰۰ الی ۹۰۰ درجه سانتی‌گراد)، درشت‌شدن رسوبات باعث کاهش عملکرد می‌شود.

۳- سازوکارهای بهبود مقاومت سایشی

سازوکارهای افزایش مقاومت سایشی پوشش‌های LC-HEACs را می‌توان در چهار دسته اصلی شامل (۱) افزایش سختی، (۲) تشکیل فیلم محافظ، (۳) خواص ذاتی HEAs و (٤) ویژگی‌های فرایند LC دسته‌بندی کرد (شکل ٦). همچنین شرایط سایش (بار، سرعت، دما، ماده مقابل) نقش تعیین‌کننده‌ای در سازوکار غالب سایش ایفا می‌کند.

۳-۱- چارچوب کلی: از قانون آرچارد تا سازوکارهای چندعاملی

درک صحیح مقاومت سایشی پوشش‌های LC-HEACs نیازمند عبور از مدل‌های ساده‌ی تک پارامتری مانند قانون آرچاد است. قانون آرچاد ($V = K \cdot W \cdot L/H$) اگرچه چارچوبی مفید برای درک اولیه اثر سختی فراهم می‌کند، اما محدودیت‌های اساسی دارد: این قانون برای سایش خراشان در شرایط بار و سرعت متوسط توسعه‌یافته و در سایر سازوکارها (چسبی، اکسیداتیو، خستگی، لایه‌ای و سه‌بدنه) انحراف قابل‌توجهی نشان می‌دهد؛ ضریب سایش Kثابت نیست و به ماده مقابل، زبری سطح، دما، محیط و ریزساختار وابسته است؛ و نقش چقرمگی، نرخ کار سختی و تشکیل فیلم‌های محافظ را نادیده می‌گیرد که در بسیاری از کاربردهای صنعتی تعیین‌کننده‌اند. سازوکار غالب سایش در پوشش‌های LC-HEACs به‌شدت به شرایط کاری وابسته است؛ به گونه‌ای که در بارکم، سرعت کم و دمای اتاق، سایش خراشان جزئی غالب است و سختی و ریزساختار تعیین‌کننده‌اند. در بار بالا و سرعت متوسط، سایش چسبی و لایه‌ای غالب می‌شود که چقرمگی و کار سختی نقش کلیدی دارند. در دمای بالای ٦۰۰ درجه سلیسوس، سایش اکسیداتیو غالب است و پایداری حرارتی و تشکیل اکسید محافظ مهم‌اند. در محیط مرطوب یا آب دریا، سایش - خوردگی غالب است که مقاومت به خوردگی و فیلم پسیو تعیین‌کننده‌اند. نهایتاً در سایش با ذرات ساینده، سایش سه‌بدنه غالب می‌شود که در آن سختی و چقرمگی هم‌زمان نقش ایفا می‌کنند؛ بنابراین، بهینه‌سازی مقاومت سایشی نباید صرفاً بر پایه «حداکثرکردن سختی» باشد، بلکه باید بر پایه تعادل هدفمند میان سختی، چقرمگی، پایداری حرارتی و تشکیل فیلم محافظ، با درنظرگرفتن شرایط کاری خاص بنا شود. این رویکرد، مبنای تحلیل سازوکارهای ارائه‌شده در بخش‌های بعدی است.



شکل٦: سازوکار افزایش مقاومت سایشی آلیاژهای با آنتروپی بالا.

٣-٢- افزایش سختی

افزایش سختی، یکی از مهم‌ترین سازوکارهای بهبود مقاومت سایشی در پوشش‌های LC-HEACs محسوب می‌شود، به‌ویژه در شرایطی که سازوکار غالب سایش از نوع سایش سایشی باشد. این افزایش از پنج مسیر اصلی حاصل می‌شود:

١) ریزدانه‌سازی: در فرایند پوشش‌دهی لیزری، پودر آلیاژی تحت‌تأثیر پرتو لیزر با شدت بالا به‌سرعت بر روی زیرلایه ذوب و منجمد می‌شود که زمان رشد دانه‌ها را بسیار کوتاه می‌کند. با انتخاب پارامترهای فرایند مناسب (توان بالا، سرعت اسکن بالا)، ریزتر شدن دانه‌های کل پوشش تسهیل می‌شود. هم‌زمان، افزودن عناصر فلزی مناسب مانند تیتانیوم، نیوبیم و مولیبدن به سامانه مواد آلیاژی با آنتروپی بالا، اثر تقویت ریزدانه را بیشتر بهبود می‌بخشد. بر اساس رابطه هال – پچ $(H_v \propto d^{-1/2})$، کاهش اندازه دانه به طور مستقیم باعث افزایش سختی می‌شود. به‌عنوان‌مثال، در سیستم Co-Cr-Fe-Ni-Ti ، کاهش اندازه دانه از پنج میکرومتر به ١٫٥ میکرومتر باعث افزایش سختی از ٤٥٠ به ٦٨٠ ویکرز شد [٢٠].

٢) تقویت محلول جامد: از آن‌جایی که آلیاژهای با آنتروپی بالا حاوی چندین عنصر اصلی هستند، خواص هر عنصر متفاوت است که منجر به تفاوت زیاد در شعاع اتمی (تا ١٥درصد) و ساختار می‌شود. اتم‌های حل‌شونده وارد شده در محلول جامد باعث اعوجاج شبکه می‌شوند که مقاومت حرکت نابجایی‌ها را افزایش داده و لغزش را دشوار می‌سازد و در نتیجه استحکام و سختی محلول جامد آلیاژ را افزایش می‌دهد. این اثر در سیستم‌های حاوی عناصر با اختلاف شعاع اتمی زیاد مانند آلومینیوم و تیتانیوم با آهن و کبالت بیشتر مشهود است.

٣) افزایش فاز BCC و فازLaves : ترکیب پوشش‌های LC-HEACs اغلب از فازهای ساده FCC یا BCC تشکیل شده است که در آن‌ها سختی فاز BCC بیشتر از FCC است. به طور میانگین ٥٠٠ الی ٧٠٠ ویکرز برای BCC در مقابل ٢٠٠ الی ٤٠٠ ویکرز برای FCC است؛ بنابراین، افزایش محتوای فاز BCC در پوشش (تا بیش از ٩٠ درصد در سرعت اسکن ١٧ میلی‌متر بر ثانیه) می‌تواند سختی پوشش را افزایش دهد [١٧]. در برخی موارد، فاز Laves با ساختار بلوری فشرده و سختی بالا تا ١٠٠٠

ویکرز می‌تواند تولید شود و به‌عنوان فاز سخت پراکنده، اثر تقویت فاز ثانویه را ایفا کند [٨٩].

٤) تقویت اوروان (Orowan): به‌طورکلی، سختی ذرات سرامیکی نسبتاً بالا است TiC:٣٢٠٠ ویکرز، WC:٢٦٠٠ ویکرز و الماس: ١٠٠٠٠ ویکرز است. افزودن ذرات سرامیکی مناسب به سامانه مواد آلیاژی با آنتروپی بالا می‌تواند به طور مؤثری اثر تقویت اوروان پوشش را افزایش دهد. پراکندگی یکنواخت ذرات تقویت‌کننده سرامیکی به‌عنوان ذرات فاز ثانویه در ماتریس، منجر به مانع‌شدن حرکت نابجایی‌ها می‌شود که دلیل اصلی تشکیل تقویت اوروان است. تنش برشی لازم برای عبور نابجایی از بین ذرات به‌صورت $\tau \propto \frac{Gb}{L}$ است که در آن G مدول برشی، b بردار برگرز و L فاصله بین ذرات است؛ بنابراین، با کاهش فاصله بین ذرات (افزایش کسر حجمی ذرات تا حد بهینه)، سختی افزایش می‌یابد. به‌عنوان‌مثال، افزودن ١٥درصد TiC باعث افزایش سختی پوشش FeMnCoCr از ٣٨٠ به ٥٦٠ ویکرز شد [٦١].

٥) فاز آمورف: آلیاژهای آمورف دارای خواص عالی مانند سختی بالا تا ١٢٠٠ ویکرز و خواص مقاومت سایشی هستند. با انتخاب پارامترهای فرایند آلیاژی با آنتروپی بالا و پارامترهای فرایند پوشش‌دهی لیزری مناسب نرخ سرمایش بالا، افزودن عناصر آمورف ساز مانند نیوبیم، بور و سیلیسیم می‌توان مقدار زیادی فاز آمورف در پوشش تولید کرد (تا ٣,٥درصد در توان ٧٠٠ وات) که می‌تواند به طور قابل‌توجهی سختی و مقاومت سایشی پوشش را بهبود بخشد [٨٧,٤٩]. محدودیت‌های رویکرد سختی‌محور: باوجود اهمیت انکارناپذیر سختی در بهبود مقاومت سایشی، اتکای صرف به این پارامتر می‌تواند گمراه‌کننده باشد. تجربه نشان داده است که در برخی موارد، افزایش سختی منجر به افزایش تردی و در نتیجه کاهش مقاومت سایشی می‌شود؛ به‌ویژه در شرایط بار ضربه‌ای، سایش سه‌بدنه، یا سایش در دماهای بالا. به‌عنوان‌مثال، در پوشش‌های با کسر حجمی بالای فاز BCC یا Laves ، اگرچه سختی افزایش می‌یابد، اما تردی و تمایل به تشکیل ترک می‌تواند نرخ سایش را افزایش دهد [١٧، ٧٥]. در مقابل، برخی پوشش‌های با سختی متوسط اما چقرمگی بالا و توانایی تشکیل فیلم اکسیدی محافظ، عملکرد سایشی بهتری در شرایط کاری پیچیده نشان داده‌اند [٩٣]؛ بنابراین، رویکرد طراحی بهینه باید تعادل چند پارامتر میان سختی، چقرمگی، نرخ کار سختی، پایداری حرارتی و تمایل به تشکیل فیلم محافظ را دنبال کند.

٣-٣- سازوکارهای ریزساختاری حاکم بر مقاومت سایشی

مقاومت سایشی پوشش‌های LC-HEACs نه‌فقط به‌سختی کلی، بلکه به ویژگی‌های ریزساختاری در مقیاس میکرون و نانومتر وابسته است. در این بخش، اثر هر یک از این ویژگی‌ها به‌صورت مکانیزمی تحلیل می‌شود.

٣-٣-١- اثر اندازه دانه

اندازه دانه از طریق رابطه هال – پیچ ($H = H_0 + k \cdot d^{-1/2}$) بر سختی اثر می‌گذارد. با کاهش اندازه دانه، تعداد مرزدانه‌ها افزایش‌یافته و حرکت نابجایی‌ها محدود می‌شود که منجر به افزایش سختی و در نتیجه کاهش نرخ سایش می‌گردد. اما مکانیزم دقیق‌تر آن است که مرزدانه‌ها به‌عنوان سد در برابر حرکت نابجایی‌ها عمل کرده و از تمرکز تنش موضعی جلوگیری می‌کنند. در پوشش‌های لیزری، نرخ سرمایش بالا ($١٠^{٤}$–$١٠^{٦}$ کلوین بر ثانیه) منجر به تشکیل دانه‌های ریز (اغلب زیر پنج میکرومتر) می‌شود که این اثر را تقویت می‌کند. بااین‌حال، در اندازه دانه‌های بسیار ریز (نانومتری)، مکانیزم سایش ممکن است از سایش سایشی به سایش چسبی تغییر کند، زیرا دانه‌های نانو تمایل به لغزش مرزدانه‌ای و تشکیل لایه‌های سایشی دارند.

٣-٣-٢- اثر مورفولوژی دندریت

در پوشش‌دهی لیزری، مورفولوژی انجماد از صفحه‌ای در فصل مشترک به سلولی، دندریتی ستونی و در نهایت دندریتی هم‌محور در سطح تغییر می‌کند. این تغییر مورفولوژی مستقیماً بر مقاومت سایشی اثر می‌گذارد:

(الف) دندریت‌های ستونی :این ساختار در سرعت‌های اسکن پایین و گرادیان حرارتی بالا تشکیل می‌شود. دندریت‌های ستونی با جهت‌گیری عمود بر سطح، مسیرهای پیوسته‌ای برای رشد ترک ایجاد می‌کنند که می‌تواند منجر به سایش لایه‌ای و جدایش پوشش شود.

(ب) دندریت‌های هم‌محور :این ساختار در سرعت‌های اسکن بالا و نرخ سرمایش بالاتر تشکیل می‌شود. دندریت‌های هم‌محور با جهت‌گیری تصادفی، مسیر رشد ترک را می‌شکنند و از تمرکز تنش جلوگیری می‌کنند که منجر به بهبود مقاومت سایشی می‌شود. مطالعات نشان داده‌اند که پوشش‌های با ساختار هم‌محور، مقاومت سایشی بهتری نسبت به پوشش‌های ستونی دارند [١٧، ٨٧].

(ج) فاصله بازوهای دندریتی (SDAS): کاهش SDAS (ناشی از افزایش نرخ سرمایش) منجر به ریزتر شدن ساختار، افزایش سختی و بهبود مقاومت سایشی می‌شود. رابطه تجربی $SDAS \propto (\dot{T})^{-n}$ (که n معمولاً بین ٠٫٣ الی ٠٫٥ است)نشان می‌دهد که نرخ سرمایش بالاتر، SDAS کوچک‌تر و در نتیجه مقاومت سایشی بهتر ایجاد می‌کند.

٣-٣-٣- اثر نواحی بین‌دندریتی

در حین انجماد پوشش‌های HEA ، عناصر با نقطه ذوب پایین‌تر (مانندAl ، Si، B) تمایل به دفع از دندریت‌ها و تجمع در نواحی بین‌دندریتی دارند. این نواحی معمولاً:

الف) محل تشکیل فازهای ثانویه ترد (مانندLaves، کاربیدها، بوریدها) هستند که اگر به‌صورت پیوسته در مرزدانه‌ها تشکیل شوند، مسیرهای ترد برای رشد ترک ایجاد می‌کنند و می‌توانند نرخ سایش را افزایش دهند؛

ب) در صورت توزیع پراکنده و ناپیوسته، فازهای ثانویه در نواحی بین‌دندریتی می‌توانند به‌عنوان پین کننده مرزدانه عمل کرده، از لغزش مرزدانه‌ای جلوگیری کرده و مقاومت سایشی را بهبود دهند؛

ج) در شرایط سایش اکسیداتیو، عناصر موجود در نواحی بین‌دندریتی می‌توانند به تشکیل لایه اکسیدی محافظ کمک کنند.بنابراین، کنترل توزیع و مورفولوژی نواحی بین‌دندریتی از طریق تنظیم ترکیب و پارامترهای فرایند، یکی از راهکارهای کلیدی برای بهبود مقاومت سایشی است.

٣-٣-٤- اثر فازهای ثانویه

فازهای ثانویه سخت (Laves، TiC، TiN، WC، $Cr_{23}C_6$) از چهار طریق بر مقاومت سایشی اثر می‌گذارند:

الف) تقویت اوروان :ذرات سخت به‌عنوان موانع حرکت نابجایی عمل کرده و سختی را افزایش می‌دهند .

ب) انتقال بار :در حین سایش، بار اعمالی از ماتریس نسبتاً نرم به ذرات سخت منتقل می‌شود که منجر به کاهش تغییر شکل پلاستیک ماتریس و کاهش نرخ سایش می‌گردد. این مکانیزم به‌ویژه در ذرات با اندازه بزرگ‌تر و کسر حجمی بالاتر مؤثر است.

ج) انحراف ترک :ذرات سخت می‌توانند مسیر رشد ترک را منحرف کرده و انرژی ترک را پراکنده کنند که منجر به افزایش چقرمگی و کاهش نرخ سایش می‌شود. این مکانیزم به‌ویژه در ذرات با مورفولوژی کروی و توزیع یکنواخت مؤثرتر است.

د) پین‌شدن مرزدانه :ذرات ثانویه در مرزدانه‌ها با پین کردن آن‌ها، از رشد دانه در دماهای بالا جلوگیری کرده و پایداری حرارتی ریزساختار را افزایش می‌دهند.

بااین‌حال، افزایش بیش از حد کسر حجمی فازهای ثانویه (بیش از حد بهینه) می‌تواند منجر به تردی، تشکیل ترک و کاهش چقرمگی شود که نرخ سایش را افزایش می‌دهد؛ بنابراین، یک کسر حجمی بهینه برای هر سامانه وجود دارد که به نوع فاز، اندازه ذره، توزیع و خواص ماتریس بستگی دارد.

٣-٤- تشکیل فیلم محافظ

در پوشش‌های LC-HEACs، با انتخاب عناصر اصلی آلیاژی با آنتروپی بالا مناسب مانند آلومینیوم، کروم، سیلیسیم، می‌توان یک فیلم محافظ اصطکاکی اکسیدی حاوی عناصر مختلف مانند Al_2O_3 و SiO_2 بر روی سطح

پوشش تشکیل داد. این محافظ اصطکاکی اکسیدی به‌عنوان افزایش‌دهنده سختی عمل کرده و از تماس مستقیم فلز – فلز جلوگیری می‌کند و در نتیجه مقاومت سایشی آلیاژهای با آنتروپی بالا را افزایش می‌دهد. به‌عنوان‌مثال، در پوشش AlCoCrFeNiSi0.5، تشکیل‌های SiO و SiO_2 در طول فرایند سایش باعث کاهش ضریب اصطکاک از ۰٫٦ به ۰٫۳ شد [٩٤]. علاوه بر این، برخی از فناوری‌های پس‌پردازش پس از پوشش‌دهی، مانند فناوری سولفوره‌سازی یونی، می‌توانند فیلم‌های محافظ خود روان کار جامد FeS ، MoS_2 تشکیل دهند. این فیلم‌های محافظ دارای خواص کاهش اصطکاک عالی هستند که می‌توانند در شرایط شدید (دمای بالا، بار بالا) جایگزین روغن و گریس روان‌کار شوند. فیلم سولفید چندگانه FeS/MoS2 با ضریب اصطکاک ۰٫۱۲ الی ۰٫۱۵، عملکرد بهتری نسبت به فیلم FeSبا ضریب اصطکاک۰٫۲ الی ۰٫۲۵ دارد [٩٥].

۳-۵- خواص ذاتی آلیاژهای با آنتروپی بالا

خواص ذاتی HEAs نقش اساسی در بهبود مقاومت سایشی ایفا می‌کنند:

اثر آنتروپی بالا :آنتروپی بالا ($\Delta S_conf \geq 1{,}5R$)با کاهش انرژی آزاد گیبس، پایداری سیستم را افزایش داده و اختلاط عناصر تشکیل‌دهنده را برای تشکیل یک محلول جامد منفرد ترویج می‌کند که استحکام بالا، سختی بالا و مقاومت سایشی عالی را نشان می‌دهد [٩٧,٩٦].

اثر اعوجاج شبکه :تغییر در شعاع اتمی بین عناصر در آلیاژهای با آنتروپی بالا (تا ۱۵درصد) منجر به اعوجاج شبکه می‌شود که باعث افزایش سختی، استحکام و مقاومت سایشی می‌شود. اثر اعوجاج شبکه همچنین بر انرژی پیوند و ساختار بلوری عناصر مختلف تأثیر می‌گذارد و با افزایش مقاومت به حرکت نابجایی‌ها، سختی را افزایش می‌دهد [٩٩,٩٨].

اثر نفوذ کند :در طول انجماد آلیاژهای با آنتروپی بالا، انتقال فاز به نفوذ اتمی وابسته است. در مناطق با دمای بالا، اثر نفوذ کند از جدایش فاز جلوگیری می‌کند و در نتیجه آن را تا رسیدن به مناطق با دمای پایین‌تر به تأخیر می‌اندازد. این همچنین از درشت‌شدن دانه‌ها و تبلور مجدد تا پایداری حرارتی آلیاژهای با آنتروپی بالا جلوگیری می‌کند. اثر نفوذ کند تشکیل محلول‌های جامد فوق‌اشباع را در آلیاژهای با آنتروپی بالا تسهیل کرده و منجر به رسوب فازهای نانومتری ریز و ساختارهای زیر بلوری می‌شود که به طور قابل‌توجهی مقاومت به سایش و خوردگی را بهبود می‌بخشد [١٠١,١٠٠].

۳-٦- ویژگی‌های فرایند پوشش‌دهی لیزری

فناوری پوشش‌دهی لیزری دارای چندین ویژگی مفید است که مکمل یکدیگر بوده و چقرمگی و مقاومت سایشی پوشش را افزایش می‌دهند:

۱) ذوب و انجماد سریع :فرایندهای ذوب و انجماد سریع در طول پوشش‌دهی لیزری) نرخ سرمایش تا 10^{6}–10^{7} کلوین بر ثانیه ریزساختار ماده را ریزتر می‌کند و در نتیجه باعث افزایش سختی (طبق رابطه هال – پچ) و بهبود مقاومت سایشی می‌شود.

۲) اتصال متالورژیکی قوی :پوشش‌دهی لیزری اتصال متالورژیکی را ترویج کرده و اتصال بین آلیاژ با آنتروپی بالا و زیرلایه را تقویت می‌کند. این اتصال بهبودیافته، عملکرد کلی پوشش را افزایش می‌دهد، به‌ویژه زمانی که تحت بارهای خارجی قرار می‌گیرد و از جدایش پوشش در طول فرایند سایش جلوگیری می‌کند.

۳) منطقه متأثر از حرارت کوچک :فرایند پوشش‌دهی لیزری منجر به یک منطقه متأثر از حرارت کوچک (معمولاً کمتر از یک میلی‌متر) می‌شود که به طور مؤثر تنش حرارتی، تنش پسماند و تغییر شکل را کاهش می‌دهد. این کاهش تأثیر مثبتی بر مقاومت سایشی ماده دارد و از ایجاد ترک در فصل مشترک پوشش و زیرلایه جلوگیری می‌کند [١٤–١٦].

۳-۷- شرایط سایش

پوشش‌های LC-HEACs سازوکارهای سایش رایج شامل سایش سایشی، چسبی و اکسیداتیو را نشان می‌دهند.

تغییرات در پارامترهای سایش از جمله بار، سرعت، فرکانس، مسافت و زمان به طور قابل‌توجهی بر شرایط سطح ماده، دمای سطح اصطکاک و رفتار روان‌کارها تأثیر می‌گذارد. همان‌طور که در جدول ٢ ارائه شده است، در شرایط سرعت بالا، بار سنگین و سایش با فرکانس بالا، سازوکار سایش آلیاژهای با آنتروپی بالا به اشکال سایش پیچیده‌تری مانند سایش اکسیداتیو، سایش خستگی و سایش لایه‌شونده تبدیل می‌شود. تجزیه‌وتحلیل جدول ٣ و جدول ٤ نشان می‌دهد که مواد مقابل که معمولاً با آلیاژهای با آنتروپی بالا مرتبط هستند شامل Al_2O_3 ، Si_3N_4، $GCr1_5$ و YG_6 می‌شوند که هرکدام دارای سختی، سایش و خواص حرارتی متفاوتی هستند و به تغییرات در سازوکار سایش کمک می‌کنند. مواد مقابل با سختی بالا مانند الماس، Si_3N_4 تمایل به ایجاد سایش سایشی در طول اصطکاک دارند، درحالی‌که مواد با سختی پایین‌تر مانند GCr_{15} بیشتر باعث سایش چسبی می‌شوند.

٤ -کاربردهای مهندسی

مقاومت سایشی قطعات تهیه‌شده از مواد مهندسی رایج معمولاً بهینه نیست و باعث خسارات اقتصادی زیادی شده است؛ بنابراین، این بخش چندین آلیاژ مهندسی را که در حال حاضر به طور گسترده استفاده می‌شوند، معرفی کرده و با ترکیب زمینه کاربرد مهندسی عملی، توسعه پوشش‌های مقاوم به سایش LC-HEACs تهیه‌شده بر روی زیرهای مواد آلیاژی مهندسی مختلف را خلاصه می‌کند. مقایسه مقاومت سایشی چندین آلیاژ مهندسی رایج و پوشش‌های LC-HEACsدر جدول ٦ نشان‌داده‌شده است.

جدول ٦: مقایسه مقاومت سایشی بین آلیاژهای رایج و پوشش‌های LC-HEACs

زیرلایه	پوشش	بهبود مقاومت سایشی	مرجع
Q235	$AlCrFeNiW_{0.2}Ti_{0.5}$	٣٠ برابر نرخ سایش	[٧٧]
Ti6Al4V	$AlCoCrFeNiTi_{0.5}$	١٢٫٧ برابر حجم سایش	[٦٧]
فولادM2	$MoFe_{1.5}CrTiWAlNb_3$	٩٫٥ برابر حجم سایش	[٦٨]
AZ91D	$Cu_{0.5}NiAlCoCrFeSi$	٥٫٣ برابر نرخ سایش	[٦٩]
SUS 304	$AlCrFeNiW_{0.2}Ti_{0.5}$	٤ برابر نرخ سایش	[٧٧]
SS٣١٦	TiNbZrMo	٣٫٧٥ برابر تلفات جرمی	[٦٥]
H13	$Al_2CoCrCuFeNi$	٣٫٣ برابر نرخ سایش	[٦٦]

٤-١- کاربرد بر روی فولادهای زنگ‌نزن

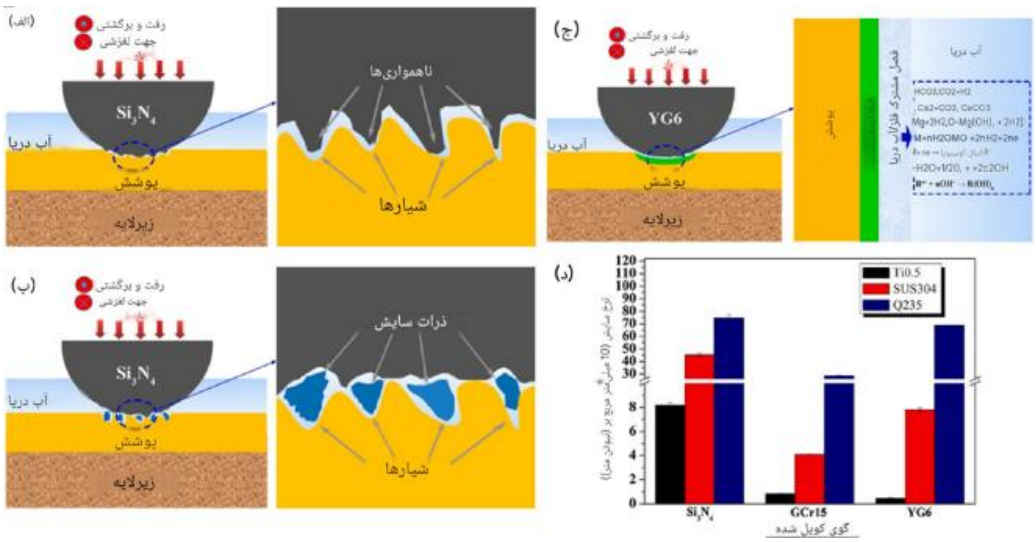
فولاد زنگ‌نزن ٣١٦ به دلیل هزینه نسبتاً پایین، استحکام معین و ماشین‌کاری خوب، در تولید و زندگی روزمره مورداستفاده قرار می‌گیرد. بااین‌حال، مقاومت سایشی ضعیف سطح آن، کاربرد گسترده آن را محدود کرده است [١٠٦]؛ بنابراین، به‌منظور بهبود مقاومت سایشی سطح فولاد زنگ‌نزن ٣١٦ و گسترش دامنه کاربرد آن، هوآنگ و همکاران [١٠٦] پوشش AlCrFeNiW0.2Ti0.5 را بر روی سطح فولاد ٣١٦ تهیه کردند. نتایج آزمون‌های تریبولوژیکی نشان می‌دهد که پوشش‌های LC-HEACs در شرایط آزمایش یکسان، دارای ضریب اصطکاک کمتر و سایش کمتری نسبت به فولاد زنگ‌نزن ٣١٦ هستند که نشان می‌دهد مقاومت سایشی پوشش بسیار بهتر از فولاد زنگ‌نزن ٣١٦ است. به طور خاص، پوشش AlCrFeNiW0.2Ti0.5مقاومت سایشی ١١٣ برابر بیشتر از فولاد ٣١٦ نشان داد [١٠٢]. این بهبود چشمگیر به دلیل ترکیب سختی بالا ٧٥٠ ویکرز، تشکیل فازهای BCC و Lavesو ایجاد فیلم‌های اکسیدی محافظ در طول فرایند سایش است.

٤-٢- کاربرد بر روی فولاد Mo40

فولاد Mo40 به دلیل هزینه کم و عملکرد پردازش خوب، به طور گسترده در ساخت ماشین‌آلات استفاده می‌شود. بااین‌حال، با توسعه سریع صنعت، محیط کاربرد الزامات بالاتری را برای سختی سطح و مقاومت سایشی مطرح کرده است. فولاد ٤٥ معمولی نمی‌تواند الزامات را برآورده کند و منجر به سایش شدید و حتی خرابی می‌شود؛ بنابراین، به‌منظور افزایش عمر سایشی فولاد Mo40، محققان پوشش‌های LC-HEACs با ترکیبات مختلف بر روی آن تهیه کرده‌اند [١٠٥-١٠٤]. به‌عنوان‌مثال، پوشش CoCrCuFeNiTi1.5 بر روی فولاد ٤٥، مقاومت سایشی ٤٣ برابر بیشتر از زیرلایه نشان داد [٣٤]. دلیل این بهبود قابل‌توجه، تشکیل فازهای سخت Laves و Ti-rich در ساختار پوشش است که سختی را تا ٦٥٠ ویکرز افزایش داده و سازوکار سایش را از چسبی به سایشی تغییر می‌دهد. همچنین پوشش AlCoCrFeNiTi0.5 بر روی Ti6Al4V ، هفت‌برابر مقاومت سایشی بهتری داشت [١٠٣] که به دلیل تشکیل فازهای BCC و Ti-rich با سختی ٧٠٠ ویکرز است. پوشش Cu0.5NiAlCoCrFeSi بر روی AZ_9D نیز ٤٢ برابر بهبود نشان داد [١٠٥] که به دلیل ریزدانه‌سازی و تشکیل فازهای بین فلزی سخت است.

٤-٣- کاربرد در محیط آب دریا

محیط آب دریا به دلیل خورندگی بالا و حضور ذرات ساینده، شرایط بسیار سختی برای قطعات ایجاد می‌کند. لیانگ و همکاران [١٠٢] رفتار تریبولوژیکی پوشش AlCrFeNiW0.2Ti0.5 بر روی فولاد Q235 را در آب دریا مصنوعی با گلوله‌های جفت‌شدن مختلف Si_3N_4 و YG_6بررسی کردند. نتایج نشان داد که در محیط آب دریا، پوشش LC-HEACs با گلوله YG_6 ، ضریب اصطکاک ٠٫١٦ و نرخ سایش $٤٫٥ \times ١٠^{-٧}$ میلی‌متر مکعب بر نیوتن‌متر را نشان داد که به‌مراتب بهتر از فولادهای) Q235 با نرخ سایش $١٠^{-٥}$ میلی‌متر مکعب بر نیوتن‌متر و SS304 با نرخ سایش $١٠^{-٥}$ است (شکل ٧) [١٠٢].



شکل٧: رفتار تریبولوژیکی پوشش HEA ، فولاد Q235 و SUS304 در آب دریا (الف): سازوکار سایش دوبدنه با Si3N4 ، (ب): سازوکار سایش سه‌بدنه با Si_3N_4 ، (ج): سازوکار سایش با YG_6 ، (د): نرخ‌های سایش [١٤٢].

سازوکار بهبود عملکرد در آب دریا به این صورت است که واکنش‌های تریبوشیمیایی بین پوشش و محیط آب دریا، باعث تشکیل فیلم‌های محافظ بر روی سطح سایش می‌شود که از تماس مستقیم جلوگیری کرده و سایش و اصطکاک را کاهش می‌دهد. همان‌طور که در شکل ٧-ج نشان‌داده‌شده است، فیلم محافظ اصطکاکی بر روی سطح

سایش تشکیل می‌شود که به طور مؤثری از تماس مستقیم بین سطح سایش پوشش و گلوله مقابل YG_6 جلوگیری می‌کند و نرخ سایش پوشش را بیشتر کاهش می‌دهد. در مقایسه با فولاد Q235 و SS304 (مواد معمولی مورداستفاده در محیط‌های آب دریا)، پوشش‌های LC-HEACs در آزمایش با گلوله‌های جفت‌شدن اصطکاکی مختلف، خواص تریبولوژیکی بهتری نشان دادند. این نشان می‌دهد که پوشش‌های LC-HEACs پتانسیل کاربرد زیادی در بهبود مقاومت سایشی قطعات در محیط‌های آب دریا دارند. همچنین پوشش $AlCrFe_2Ni_2W_{0.2}Mo_{0.75}$ بر روی فولاد Q235 در آب دریا مصنوعی با گلوله YG6، ضریب اصطکاک ۰٫۲۷ و نرخ سایش $۱۰٫۱۳ \times ۱۰^{-۶}$ میلی‌متر مکعب بر نیوتن‌متر نشان داد [۱۰۸] که اگرچه از پوشش AlCrFeNiW0.2Ti0.5 پایین‌تر است. اما بهبود قابل‌توجهی نسبت به زیرلایه دارد. رفتار تریبولوژیکی پوشش‌های LC-HEACs محیط‌های مختلف در جدول ۷ خلاصه شده است.

جدول۷: رفتارهای تریبولوژیکی پوشش‌های LC-HEACs در محیط‌های مختلف

پوشش	زیرلایه	محیط	دما (°C)	قطعه مقابل	ضریب اصطکاک	میزان سایش	سازوکار	مرجع
FeNiCoAlCu	AISI1045	هوا	٤٠٠	WC	۰٫۹– ۰٫۸	—	سایشی، اکسیداتیو	[۱۰۹]
FeNiCoAlCu	AISI1045	هوا	۸۰۰	WC	۰٫۳	—	سایشی، اکسیداتیو	[۱۰۹]
AlCoCrFeNi	L٣١٦	هوا	٢٥	Al_2O_3	۱–۰٫۹	$\times ۱۰^{-۵}$ mm³/N·m ۱۲٫٤	اکسیداتیو	[٥٥]
AlCoCrFeNi	L٣١٦	هوا	٦٥٠	Al_2O_3	—	$\times ۱۰^{-۵}$ mm³/N·m ۲۲٫۹	تغییر شکل پلاستیک	[٥٥]
TiAlNiSiV	Ti6Al4V	هوا	٢٥	Si_3N_4	۰٫٤٥	۲٫٥٤ mm³	سایشی، اکسیداتیو	[٥٣]
TiAlNiSiV	Ti6Al4V	هوا	۸۰۰	Si_3N_4	۰٫۳–۰٫۲	۸٫۳٤ mm³	سایشی، اکسیداتیو	[٥٣]
$AlCrFe_2Ni_2W_{0.5}Mo_{0.75}$	Q235	آب دریا	٢٥	YG6	۰٫۲۷	$\times ۱۰^{-۵}$ mm³/N·m ۱۰٫۱	سایشی	[۱۰۸]
$AlCrFeNiW_{0.2}Ti_{0.5}$	Q235	آب دریا	٢٥	YG6	۰٫۱٦	٤٫٥ $\times ۱۰^{-۷}$ mm³/N·m	—	[۱۰۲]
$AlCrFeNiW_{0.2}Ti_{0.5}$	Q235	آب دریا	٢٥	GCr15	۰٫۳۲	۸٫٥ $\times ۱۰^{-۷}$ mm³/N·m	چسبی	[۱۰۲]
$CoCrFeNiMo_{0.2}$	Ti6Al4V	هوا	٦۰۰	Si_3N_4	۰٫۱٥٤	$\times ۱۰^{-٤}$ mm³/N·m ۲٫۰۸	سایشی	[٥٦]
AlCrFeMnNi	L٣١٦	هوا	٤۰۰	Al_2O_3	۰٫٤۸	$\times ۱۰^{-٤}$ mm³/N·m ۱٫۲٤	اکسیداتیو – چسبی	[۱۱۰]
$FeCoCrNiMnAl_{0.75}$	فولادH13	هوا	٦۰۰	YG6	۰٫۷۹۸۲	٤ mg	اکسیداتیو – سایشی	[٥٤]

٥- چالش‌های فناوری و محدودیت‌های پوشش‌دهی لیزری آلیاژهای با آنتروپی بالا در کاربردهای تریبولوژیکی

باوجود پیشرفت LC-HEACs، کاربرد صنعتی آن‌ها در سطوح مقاوم به سایش با چالش‌هایی روبه‌روست که مستقیماً بر طراحی ریزساختاری، سازوکارهای سایش و عمر قطعات اثر می‌گذارند. ترک‌خوردگی ناشی از تنش پسماند کششی، حاصل اختلاف CTE ، سرمایش تا 10^{6}–10^{7} کلوین بر ثانیه و تحولات فازی، مهم‌ترین محدودیت است. این ترک‌ها به‌عنوان تمرکز تنش عمل کرده و در بارگذاری تریبولوژیکی،

سایش چسبان و خستگی سطحی را تشدید و نفوذ خوردگی - سایش را فراهم می‌کنند. پیش‌گرمایش، پس‌گرمایش/آنیل، بهینه‌سازی توان و سرعت، افزودن Ni ، Co و Mn ، و پوشش‌های گرادیانی/چندلایه راهکارهای کاهش‌اند.

تخلخل، ناشی از حبس گاز، ذوب ناقص پودر و انقباض انجمادی، سطح واقعی تماس را کاهش داده و با ایجاد سایش سه‌بدنه و مکان‌های شروع ترک، مقاومت سایشی را کم می‌کند. پودر کروی با توزیع باریک، گاز محافظ مناسب و اولتراسونیک مؤثر است.

جدایش فازی و ناهمگنی عنصری، به‌ویژه در ترکیبات حاوی W،Mo ، Nb،Al و Si ریزساختار دندریتی/بین‌دندریتی ناهمگن و فازهای ترد موضعی مانند Laves یا BCC ایجاد می‌کند. این امر سختی و چقرمگی را نامتوازن کرده و سازوکار سایش را از چسبان به خراشان، لایه‌برداری و تورق تغییر می‌دهد. کنترل سرمایش، همرفت مارانگونی و همگن‌سازی حرارتی برای پایداری تریبولوژیکی ضروری است.

اعوجاج و ناپایداری ابعادی در قطعات نازک/پیچیده، هندسه تماس و ضخامت پوشش را تغییر داده و توزیع تنش و تشکیل تریبوفیلم را مختل می‌کند. پیش‌گرمایش یکنواخت و مسیر اسکن بهینه راهکار است.

در مقیاس صنعتی، محدودیت ابعاد، هندسه‌های غیرقابل‌دسترس، نرخ تولید پایین، هزینه پودر و تجهیزات، و تکرارپذیری پایین مانع کاربرد در پره توربین، قالب و ابزار سایشی است. رفع این چالش‌ها نیازمند طراحی ریزساختاری هدفمند، پایش درجا و اعتبارسنجی تریبولوژیکی در شرایط واقعی است.

٦-نتیجه‌گیری

در این مقاله، آخرین پیشرفت‌های پژوهشی در زمینه مقاومت به سایش پوشش‌های LC-HEACs مرور شد. یافته‌های اصلی عبارت‌اند از:

١- مرور حاضر نشان می‌دهد که پوشش‌دهی لیزری آلیاژهای با آنتروپی بالا (LC-HEACs) به دلیل انجماد سریع، اتصال متالورژیکی قوی، منطقه متأثر از حرارت کوچک و قابلیت کنترل رقیق‌شدگی، یک مسیر مؤثر برای بهبود مقاومت سایشی زیرلایه‌های مهندسی است. بسته به ترکیب آلیاژ، پارامترهای فرایند و شرایط سایش، این پوشش‌ها می‌توانند مقاومت سایشی را تا چندبرابر زیرلایه افزایش دهند. مکانیزم‌های اصلی شامل افزایش سختی، تقویت محلول جامد، ریزدانه‌سازی، تشکیل فازهای سخت، انحراف ترک و تشکیل فیلم‌های محافظ تریبوشیمیایی است.

٢- رابطه میان سختی و مقاومت سایشی در LC-HEACs یک‌طرفه و قابل‌تعمیم نیست. اگرچه افزایش سختی از طریق ریزدانه‌سازی، تقویت اوروان و فازهای ثانویه سخت (مانند TiC ، TiN، Laves و کاربیدها) نرخ سایش را کاهش می‌دهد، اما افزایش بیش از حد کسر حجمی این فازها به تردی، تشکیل ترک و کاهش چقرمگی می‌انجامد؛ بنابراین، بهینه‌سازی باید بر تعادل هدفمند میان سختی، چقرمگی، کار سختی و پایداری حرارتی متمرکز شود، نه صرفاً حداکثرسازی سختی.

٣- LC-HEACs در مقیاس آزمایشگاهی نتایج امیدوارکننده‌ای نشان داده‌اند، اما چالش‌های ریزساختاری و صنعتی همچنان محدودکننده‌اند. ترک‌خوردگی ناشی از

تنش پسماند کششی، تخلخل، جدایش فازی و عنصری، اعوجاج ابعادی، و محدودیت‌های مقیاس‌پذیری مانند ابعاد قطعه، هندسه‌های پیچیده، نرخ تولید پایین، هزینه بالای پودر و تجهیزات، و تکرارپذیری پایین، مانع کاربرد گسترده صنعتی می‌شوند. این محدودیت‌ها مستقیماً بر سازوکار سایش و عمر مفید قطعات اثر می‌گذارند.

٤- در جمع‌بندی کاربردی، انتخاب ترکیب و پارامترهای فرایند باید بر اساس سازوکار غالب سایش در شرایط واقعی (بار، سرعت، دما، محیط و ماده مقابل) انجام شود. اعتبارسنجی رفتار تریبولوژیکی LC-HEACs در محیط‌های صنعتی واقعی، به‌ویژه در دمای بالا، آب دریا و شرایط سایش سه‌بدنه، مسیر کلیدی برای تبدیل این پوشش‌ها از پژوهش آزمایشگاهی به کاربرد صنعتی پایدار است.

٥- کارهای آتی باید بر طراحی ریزساختاری هدفمند، بهینه‌سازی هم‌زمان پارامترهای فرایند (توان، سرعت اسکن، اندازه نقطه، نرخ تغذیه پودر)، استفاده از سنتز درجای فازهای تقویت‌کننده، عناصر خاکی کمیاب، پوشش‌های گرادیانی/چندلایه، و پس‌پردازش‌های مؤثر مانند آنیلینگ، ذوب‌سازی مجدد با لیزر و نورد سطحی متمرکز شود. همچنین توسعه مدل‌های شبیه‌سازی پیش‌بین، سیستم‌های پایش درجا و پودرهای کم‌هزینه برای کاهش تعداد آزمایش‌ها و هزینه‌ها ضروری است.

٧- مراجع

[1] Wang J, Zhuang W, Liang W, et al. Inorganic nanomaterial lubricant additives for base fluids, to improve tribological performance: recent developments, Friction, 10(2022)645–676.

[2] Luo J. New technologies that affect the development of manufacturing, Market Regulation Res China, (10)(2020)12–14.

[3] Meng Y, Xu J, Jin Z, et al. A review of recent advances in tribology, Friction, 8(2020)221–300.

[4] Pan S, Jin K, Wang T, et al. Metal matrix nanocomposites in tribology: manufacturing, performance, and mechanisms, Friction, 10(2022)1596–1634.

[5] Yin S, Li W, Song B, et al. Deposition of FeCoNiCrMn high entropy alloy (HEA) coating via cold spraying, J Mater Sci Technol, 35(2019)1003–1007.

[6] Song XT, Shi XH, Xia ZH, et al. Effects of Ni-P coating on mechanical properties of Al0.3CoCrFeNi high-entropy alloys, Mater Sci Eng A, 752(2019)152–159.

[7] Koshuro V, Fomina M, Fomin A. High-hardness carbide coatings and their production on X82WMoCrV6-5-4 steel using induction physical vapor deposition, Compos Struct, 281(2022)115045.

[8] Schalk N, Tkadletz M, Mitterer C. Hard coatings for cutting applications: physical vs. chemical vapor deposition and future challenges for the coatings community, Surf Coat Technol, 429(2022)127949.

[9] Larhlimi H, Ghailane A, Makha M, et al. Magnetron sputtered titanium carbide-based coatings: a review of science and technology, Vacuum, 197(2022)110853.

[10] John M, Kalvala PR, Misra M, et al. Peening techniques for surface modification: processes, properties, and applications, Materials, 14(2021)3841.

[11] Kaseem M, Fatimah S, Nashrah N, et al. Recent progress in surface modification of metals coated by plasma electrolytic oxidation: principle, structure, and performance, Prog Mater Sci, 117(2021)100735.

[12] Jiang PF, Zhang CH, Wu CL, et al. Microstructure and properties of CeO2-modified FeCoCrAlNiTi high-entropy alloy coatings by laser surface alloying, J Mater Eng Perform, 29(2020)1346–1355.

[13] Zhao Y, Zhang T, Chen L, et al. Microstructure and mechanical properties of TiC–TiN-reinforced Ni204-based laser-cladding composite coating, Ceram Int, 47(2021)5918–5928.

[14] Torres H, Caykara T, Hardell J, et al. Tribological performance of iron- and nickel-base self-lubricating claddings containing metal sulfides at high temperature, Friction, 10(2022)1695–1710.

[15] Zhu L, Xue P, Lan Q, et al. Recent research and development status of laser cladding: a review, Opt Laser Technol, 138(2021)106915.

[16] Chen L, Zhao Y, Song B, et al. Modeling and simulation of 3D geometry prediction and dynamic solidification behavior of Fe-

[27] Zhao P, Li J, Zhang Y, et al. Wear and high-temperature oxidation resistances of AlNbTaZrx high-entropy alloys coatings fabricated on Ti6Al4V by laser cladding, J Alloys Compd, 862(2021)158405.
[28] Huang C, Zhang Y, Rui V, et al. Dry sliding wear behavior of laser clad TiVCrAlSi high entropy alloy coatings on Ti-6Al-4V substrate, Mater Des, 41(2012)338–343.
[29] Wu W, Jiang L, Jiang H, et al. Phase evolution and properties of Al2CrFeNiMox high-entropy alloys coatings by laser cladding, J Therm Spray Technol, 24(2015)1333–1340.
[30] He B, Zhang N, Lin D, et al. The phase evolution and property of FeCoCrNiAlTix high-entropy alloying coatings on Q253 via laser cladding, Coatings, 7(2017)157.
[31] Lin D, Zhang N, He B, et al. Tribological properties of FeCoCrNiAlBx high-entropy alloys coating prepared by laser cladding, J Iron Steel Res Int, 24(2017)184–189.
[32] Shu F, Yang B, Dong S, et al. Effects of Fe-to-Co ratio on microstructure and mechanical properties of laser cladded FeCoCrBNiSi high-entropy alloy coatings, Appl Surf Sci, 450(2018)538–544.
[33] Liu H, Gao Q, Dai J, et al. Microstructure and high-temperature wear behavior of CoCrFeNiWx high-entropy alloy coatings fabricated by laser cladding, Tribol Int, 172(2022)107574.
[34] Huang Y, Hu Y, Zhang M, et al. On the enhanced wear resistance of laser-clad CoCrCuFeNiTix high-entropy alloy coatings at elevated temperature, Tribol Int, 174(2022)107767.
[35] Yang J, Yan X, Wang C, et al. High-pressure wear behavior of laser clad MoNiTaTiV high-entropy alloy coating sliding against QBe2.0 beryllium bronze under dry and oil-lubricated conditions, Surf Coat Technol, 446(2022)128757.
[36] Liu SS, Zhao GL, Wang XH, et al. Design and characterization of AlNbMoTaCux high entropy alloys laser cladding coatings, Surf Coat Technol, 447(2022)128832.
[37] Hui J, Han K, Li D, et al. Microstructure and mechanical properties investigation of the CoCrFeNiNbx high entropy alloy coatings, Crystals, 8(2018)409.
based coatings by laser cladding, Opt Laser Technol, 139(2021)107009.
[17] Wei X, Zhang P, Yu Z, et al. Effect of phase transformation on mechanical properties of Al16.80Co20.74Cr20.49Fe21.28Ni20.70 high entropy alloy coatings processed by laser cladding, J Alloys Compd, 862(2021)158563.
[18] Guo YX, Liu QB, Zhou F. Microstructure and properties of Fe5Cr5SiTiCoNbMoW coating by laser cladding, Surf Eng, 34(2018)283–288.
[19] Yang Y, Ren Y, Tian Y, et al. Microstructure and tribological behaviors of FeCoCrNiMoSix high-entropy alloy coatings prepared by laser cladding, Surf Coat Technol, 432(2022)128009.
[20] Gu Z, Xi S, Sun C. Microstructure and properties of laser cladded CoCr2.5FeNi2Tix high-entropy alloy composite coatings, J Alloys Compd, 819(2020)152986.
[21] Qiu XW, Zhang YP, Liu CG. Effect of Ti content on structure and properties of Al2CrFeNiCoCuTix high-entropy alloy coatings, J Alloys Compd, 585(2014)282–286.
[22] Zhang GJ, Tian QW, Yin KX, et al. Effect of Fe on microstructure and properties of AlCoCrFexNi (x = 1.5, 2.5) high entropy alloy coatings prepared by laser cladding, Intermetallics, 119(2020)106722.
[23] Li Y, Shi Y, Olugbade E. Microstructure, mechanical, and corrosion resistance properties of Al0.8CrFeCoNiCux high-entropy alloy coatings on aluminum by laser cladding, Mater Res Express, 7(2020)026504.
[24] Qiu X, Liu C. Microstructure and properties of Al2CrFeCoCuTiNix high-entropy alloys prepared by laser cladding, J Alloys Compd, 553(2013)216–220.
[25] Fu Y, Huang C, Du C, et al. Evolution in microstructure, wear, corrosion, and tribocorrosion behavior of Mo-containing high-entropy alloy coatings fabricated by laser cladding, Corros Sci, 191(2021)109727.
[26] Lin D, Zhang N, He B, et al. Structural evolution and performance changes in FeCoCrNiAlNbx high-entropy alloy coatings cladded by laser, J Therm Spray Technol, 26(2017)2005–2012.

high-entropy alloy amorphous coatings, Surf Coat Technol, 358(2019)667–675.
[49] Arif ZU, Khalid MY, Ur Rehman E, et al. A review on laser cladding of high-entropy alloys, their recent trends and potential applications, J Manuf Process, 68(2021)225–273.
[50] Wang L, Gao Z, Wu M, et al. Influence of specific energy on microstructure and properties of laser cladded FeCoCrNi high entropy alloy, Metals, 10(2020)1464.
[51] Tamanna N, Crouch R, Naher S. Progress in numerical simulation of the laser cladding process, Opt Lasers Eng, 122(2019)151–163.
[52] Zhang HX, Dai JJ, Sun CX, et al. Microstructure and wear resistance of TiAlNiSiV high-entropy laser cladding coating on Ti-6Al-4V, J Mater Process Technol, 282(2020)116671.
[53] Cui Y, Shen J, Hu S, et al. Oxidation and wear mechanisms of FeCoCrNiMnAlx cladding layers at high-temperature condition, Coatings, 10(2020)1136.
[54] Gunen A, Lindner T, Karakas MS, et al. Effect of the boriding environment on the wear response of laser-clad AlCoCrFeNi high entropy alloy coatings, Surf Coat Technol, 447(2022)128830.
[55] Deng C, Wang C, Chai L, et al. Mechanical and chemical properties of CoCrFeNiMo0.2 high entropy alloy coating fabricated on Ti6Al4V by laser cladding, Intermetallics, 144(2022)107504.
[56] Peng YB, Zhang W, Li TC, et al. Microstructures and mechanical properties of FeCoCrNi high entropy alloy/WC reinforcing particles composite coatings prepared by laser cladding and plasma cladding, Int J Refract Metals Hard Mater, 84(2019)105044.
[57] Ma Q, Lu B, Zhang Y, et al. Crack-free 60 wt% WC reinforced FeCoNiCr high-entropy alloy composite coating fabricated by laser cladding, Mater Lett, 324(2022)132667.
[58] Li X, Feng Y, Liu B, et al. Influence of NbC particles on microstructure and mechanical properties of AlCoCrFeNi high-entropy alloy coatings prepared by laser cladding, J Alloys Compd, 788(2019)485–494.
[59] Xu Y, Wang G, Song Q, et al. Microstructure, mechanical properties,
[38] Qiu-Yi T, Xiu-Lin J, Jun D. Research on preparation of high-entropy composite coating reinforced by endogenous alumina particles and its anti-friction performance, Surf Technol, 50(2021)218–225.
[39] Huang K, Chen L, Lin X, et al. Wear and corrosion resistance of Al0.5CoCrCuFeNi high-entropy alloy coating deposited on AZ91D magnesium alloy by laser cladding, Entropy, 20(2018)915.
[40] Liu H, Liu J, Chen P, et al. Microstructure and properties of AlCoCrFeNiTi high-entropy alloy coating on AISI1045 steel fabricated by laser cladding, J Mater Eng Perform, 28(2019)1544–1552.
[41] Zhang Y, Han T, Xiao M, et al. Effect of Nb content on microstructure and properties of laser cladding FeNiCoCrTi0.5Nbx high-entropy alloy coating, Optik, 198(2019)163316.
[42] Cui Y, Shen J, Manladan SM, et al. Wear resistance of FeCoCrNiMnAlx high-entropy alloy coatings at high temperature, Appl Surf Sci, 512(2020)145736.
[43] Liu H, Li X, Liu J, et al. Microstructural evolution and properties of dual-layer CoCrFeMnTi0.2 high-entropy alloy coating fabricated by laser cladding, Opt Laser Technol, 134(2021)106646.
[44] Jiang L, Wu W, Cao Z, et al. Microstructure evolution and wear behavior of the laser cladded CoFeNi2V0.5Nb0.75 and CoFeNi2V0.5Nb high-entropy alloy coatings, J Therm Spray Technol, 25(2016)806–814.
[45] Guo Y, Liu Q. MoFeCrTiWAlNb refractory high-entropy alloy coating fabricated by rectangular-spot laser cladding, Intermetallics, 102(2018)78–87.
[46] Wang H, Zhang W, Peng Y, et al. Microstructures and wear resistance of FeCoCrNi-Mo high entropy alloy/diamond composite coatings by high speed laser cladding, Coatings, 10(2020)300.
[47] Malatji N, Popoola API, Lengopeng T, et al. Tribological and corrosion properties of laser additive manufactured AlCrFeNiCu high entropy alloy, Mater Today Proc, 28(2020)944–948.
[48] Shu F, Zhang B, Liu T, et al. Effects of laser power on microstructure and properties of laser cladded CoCrBFeNiSi

cladding, Mater Chem Phys, 242(2020)122522.
[69] Yan G, Zheng M, Ye Z, et al. In-situ Ti(C, N) reinforced AlCoCrFeNiSi-based high entropy alloy coating with functional gradient double-layer structure fabricated by laser cladding, J Alloys Compd, 886(2021)161252.
[70] Liu H, Liu J, Chen P, et al. Microstructure and high temperature wear behaviour of in-situ TiC reinforced AlCoCrFeNi-based high-entropy alloy composite coatings fabricated by laser cladding, Opt Laser Technol, 118(2019)140–150.
[71] Liu SS, Zhang M, Zhao GL, et al. Microstructure and properties of ceramic particle reinforced FeCoNiCrMnTi high entropy alloy laser cladding coating, Intermetallics, 140(2022)107402.
[72] Shu F, Tian Y, Jiang S, et al. Effect of rare earth oxide CeO2 on microstructure and surface properties of laser cladded CoFeCrNiSiB high-entropy alloy coatings, Mater Res Express, 6(2019)106517.
[73] Cai Y, Zhu L, Cui Y, et al. Fracture and wear mechanisms of FeMnCrNiCo+x(TiC) composite high-entropy alloy cladding layers, Appl Surf Sci, 543(2021)148794.
[74] Lu K, Zhu J, Guo D, et al. Microstructures, corrosion resistance and wear resistance of high-entropy alloys coatings with various compositions prepared by laser cladding: a review, Coatings, 12(2022)1023.
[75] Zhang Y, Han T, Xiao M, et al. Preparation of diamond reinforced NiCoCrTi0.5Nb0.5 high-entropy alloy coating by laser cladding: microstructure and wear behavior, J Therm Spray Technol, 29(2020)1827–1837.
[76] Zhang Y, Han T, Xiao M, et al. Tribological behavior of diamond reinforced FeNiCoCrTi0.5 carbonized high-entropy alloy coating, Surf Coat Technol, 401(2020)126233.
[77] Bu F, Li C, Shen C, et al. Microstructures and wear resistance of diamond-reinforced FeCoCrNiAl0.5Ti0.5Si0.2-carbonized high-entropy alloy coatings by laser cladding, Trans Indian Inst Met, 75(2022)1967–1978.
[78] Mishra D, Maurya R, Verma V, et al. Understanding the influence of graphene-based lubricant/coating during fretting and corrosion resistance of SiC reinforced AlxCoCrFeNiTi1-x high-entropy alloy coatings prepared by laser cladding, Surf Coat Technol, 437(2022)128349.
[60] Jiang J, Li R, Yuan T, et al. Microstructural evolution and wear performance of the high-entropy FeMnCoCr alloy/TiC/CaF2 self-lubricating composite coatings on copper prepared by laser cladding for continuous casting mold, J Mater Res, 34(2019)1714–1725.
[61] Cai Y, Ao S, Manladan SM, et al. Evolution mechanisms of TiC ceramic particles in FeCoCrNiAl high-entropy alloy laser cladding layers, Mater Res Express, 6(2019)106205.
[62] Zhao M, Wu T, Liu D, et al. Effect of carbon fiber on microstructure evolution and surface properties of FeCoCrNiCu high-entropy alloy coatings, Mater Corros, 71(2020)430–439.
[63] Shang X, Bo S, Guo Y, et al. ZrC reinforced refractory-high-entropy-alloy coatings: compositional design, synthesis, interstitials, and microstructure evolution effects on wear, corrosion and oxidation behaviors, Appl Surf Sci, 564(2021)150466.
[64] Jiang D, Cui H, Chen H, et al. Wear and corrosion properties of B4C-added CoCrNiMo high-entropy alloy coatings with in-situ coherent ceramic, Mater Des, 210(2021)110068.
[65] Liang G, Jin G, Cui X, et al. Synthesis and characterization of directional array TiN-reinforced AlCoCrCuNiTi high-entropy alloy coating by magnetic-field-assisted laser cladding, J Mater Eng Perform, 30(2021)3568–3576.
[66] Liang G, Jin G, Cui X, et al. The directional array TiN-reinforced AlCoCrFeNiTi high-entropy alloy synthesized in situ via magnetic field-assisted laser cladding, Appl Surf Sci, 572(2022)151407.
[67] Guo Y, Shang X, Liu Q. Microstructure and properties of in-situ TiN reinforced laser cladding CoCr2FeNiTix high-entropy alloy composite coatings, Surf Coat Technol, 344(2018)353–358.
[68] Guo Y, Li C, Zeng M, et al. In-situ TiC reinforced CoCrCuFeNiSi0.2 high-entropy alloy coatings designed for enhanced wear performance by laser

[90] Kuang S, Zhou F, Zheng S, et al. Annealing-induced microstructure and properties evolution of refractory MoFeCrTiWAlNb3 eutectic high-entropy alloy coating by laser cladding, Intermetallics, 129(2021)107039.
[91] Cai Z, Cui X, Liu Z, et al. Microstructure and wear resistance of laser cladded NiCr-Co-Ti-V high-entropy alloy coating after laser remelting processing, Opt Laser Technol, 99(2018)276–281.
[92] Liu C, Li Z, Lu W, et al. Reactive wear protection through strong and deformable oxide nanocomposite surfaces, Nat Commun, 12(2021)5518.
[93] Liu H, Sun B, Zhang T, et al. Effect of Si addition on microstructure and wear behavior of AlCoCrFeNi high-entropy alloy coatings prepared by laser cladding, Surf Coat Technol, 405(2021)126522.
[94] Cui G, Han B, Yang Y, et al. Sulfurizing of CoCrFeNiSi0.4 and CoCrFeMoNi high entropy alloys fabricated by laser cladding, Surf Coat Technol, 381(2020)125182.
[95] Yeh JW, Chen SK, Lin SJ, et al. Nanostructured high-entropy alloys with multiple principal elements: novel alloy design concepts and outcomes, Adv Eng Mater, 6(2004)299–303.
[96] Takeuchi A, Amiya K, Wada T, et al. High-entropy alloys with a hexagonal close-packed structure designed by equi-atomic alloy strategy and binary phase diagrams, JOM, 66(2014)1984–1992.
[97] Yeh J, Chang S, Hong Y, et al. Anomalous decrease in X-ray diffraction intensities of Cu-Ni-Al-Co-Cr-Fe-Si alloy systems with multi-principal elements, Mater Chem Phys, 103(2007)41–46.
[98] Wang Y, Wang Y. High-entropy alloys in catalyses and supercapacitors: progress, prospects, Nano Energy, 104(2022)107958.
[99] Tong C, Chen Y, Chen S, et al. Microstructure characterization of AlxCoCrCuFeNi high-entropy alloy system with multi-principal elements, Metall Mater Trans A, 36(2005)881–893.
[100] Senkov ON, Senkova SV, Dimiduk DM, et al. Oxidation behavior of a refractory NbCrMo0.5Ta0.5TiZr alloy, J Mater Sci, 47(2012)6522–6534.
[101] Liang H, Qiao D, Miao J, et al. Anomalous microstructure and wear of zircaloy, Wear, 512–513(2023)204527.
[79] Pan S, Saso T, Yu N, et al. New study on tribological performance of AA7075-TiB2 nanocomposites, Tribol Int, 152(2020)106565.
[80] Musharavati F, Jaber F, Nasor M, et al. Micromechanical properties of hydroxyapatite nanocomposites reinforced with CNTs and ZrO2, Ceram Int, 49(2023)7466–7475.
[81] Huang Y, Wu D, Zhao D, et al. Investigation of melt-growth alumina/aluminum titanate composite ceramics prepared by directed energy deposition, Int J Extrem Manuf, 3(2021)035101.
[82] Torres H, Rodríguez Ripoll M, Prakash B. Tribological behaviour of self-lubricating materials at high temperatures, Int Mater Rev, 63(2018)309–340.
[83] Geng Y, Chen J, Tan H, et al. Tribological performances of CoCrFeNiAl high entropy alloy matrix solid-lubricating composites over a wide temperature range, Tribol Int, 157(2021)106912.
[84] Das AK. Effect of rare earth oxide additive in coating deposited by laser cladding: a review, Mater Today Proc, 52(2022)1558–1564.
[85] Gu Z, Mao P, Gou Y, et al. Microstructure and properties of MgMoNbFeTi2Yx high entropy alloy coatings by laser cladding, Surf Coat Technol, 402(2020)126303.
[86] Cheng J, Sun B, Ge Y, et al. Nb doping in laser-cladded Fe25Co25Ni25(B0.7Si0.3)25 high entropy alloy coatings: microstructure evolution and wear behavior, Surf Coat Technol, 402(2020)126321.
[87] Shu FY, Wu L, Zhao HY, et al. Microstructure and high-temperature wear mechanism of laser cladded CoCrBFeNiSi high-entropy alloy amorphous coating, Mater Lett, 211(2018)235–238.
[88] Guo Y, Wang H, Liu Q. Microstructure evolution and strengthening mechanism of laser-cladding MoFexCrTiWAlNby refractory high-entropy alloy coatings, J Alloys Compd, 834(2020)155147.
[89] Liu H, Liu J, Li X, et al. Effect of heat treatment on phase stability and wear behavior of laser clad AlCoCrFeNiTi0.8 high-entropy alloy coatings, Surf Coat Technol, 392(2020)125758.

tribological evaluation of AlCrFeNiW0.2Ti0.5 high-entropy alloy coating manufactured by laser cladding in seawater, J Mater Sci Technol, 85(2021)224–234.

[102] Zeng X, Liu Z, Wu G, et al. Microstructure and high-temperature properties of laser cladded AlCoCrFeNiTi0.5 high-entropy coating on Ti6Al-4V alloy, Surf Coat Technol, 418(2021)127243.

[103] Wang H, Liu Q, Guo Y, et al. MoFe1.5CrTiWAlNbx refractory high-entropy alloy coating fabricated by laser cladding, Intermetallics, 115(2019)106613.

[104] Yue TM, Huang KJ. Laser cladding of Cu0.5NiAlCoCrFeSi high entropy alloy on AZ91D magnesium substrates for improving wear and corrosion resistance, World J Eng, 9(2012)119–124.

[105] Huang Y, Wang Z, Xu Z, et al. Microstructure and properties of TiNbZrMo high entropy alloy coating, Mater Lett, 285(2021)129004.

[106] Liu X, Lei W, Li J, et al. Laser cladding of high-entropy alloy on H13 steel, Rare Met, 33(2014)727–730.

[107] Liang H, Miao J, Gao B, et al. Microstructure and tribological properties of AlCrFe2Ni2W0.2Mo0.75 high-entropy alloy coating prepared by laser cladding in seawater, NaCl solution and deionized water, Surf Coat Technol, 400(2020)126214.

[108] Jin G, Cai Z, Guan Y, et al. High temperature wear performance of laser-cladded FeNiCoAlCu high-entropy alloy coating, Appl Surf Sci, 445(2018)113–122.

[109] Zhang M, Wang D, He L, et al. Microstructure and elevated temperature wear behavior of laser-cladded AlCrFeMnNi high-entropy alloy coating, Opt Laser Technol, 149(2022)107845.