

SID



سرویس های ویژه



سرویس ترجمه تخصصی



کارگاه های آموزشی



بلاگ مرکز اطلاعات علمی



سامانه ویراستاری STES



فیلم های آموزشی

کارگاه های آموزشی مرکز اطلاعات علمی



مقاله نویسی علوم انسانی



اصول تنظیم قراردادها



آموزش مهارت های کاربردی در تدوین و چاپ مقاله



هفتمین سمینار ملی مهندسی سطح و عملیات حرارتی
۲۶ و ۲۷ اردیبهشت ماه ۸۵
دانشکده مهندسی مواد- دانشگاه صنعتی اصفهان

ارزیابی نوع پوشش و فرایند پوشش دهی در یک پره متحرک توربین گازی هوایی

فرهاد شهریار و فخرالدین اشرفی زاده

دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان

محمد رضا اسماعیلی

شرکت صنایع هواپیمایی ایران

در تحقیق حاضر به سفارش شرکت صنایع هواپیمایی ایران، نمونه‌هایی از پره متحرک توربین گازی هوایی از جنس ابرآلیاژ پایه نیکلی B1900+Hf، به منظور تعیین نوع پوشش و فرایند پوشش دهی مورد ارزیابی متالورژیکی قرار گرفته است. بررسی‌های متالوگرافی نوری و الکترونی نشان‌دهنده شاخص‌های پوشش‌های نفوذی در ریزساختار پوشش بود. آنالیز عنصری طیف‌سنجی پراکندگی انرژی و آنالیز فازی پراش پرتو ایکس حضور عناصر آلومینیوم و سیلیسیم و فازهای آلومیناید نیکل را در پوشش نشان داد. با توجه به نتایج آزمون‌های انجام شده نوع پوشش به صورت آلومیناید نفوذی اصلاح شده با سیلیسیم تعیین گردید و فرایند اعمال و مکانیزم رشد آن مورد تحلیل قرار گرفت.

مقدمه

طی چند دهه اخیر ابرآلیاژها متناسب با کاربردهای دمای بالا همچون قطعات داغ موتور هواپیما، کشتی و نیروگاه‌های توربینی توسعه یافته‌اند. استحکام دمای بالای ابرآلیاژها بر اساس یک زمینه پایدار با ساختمان کریستالی مکعبی با وجوه مرکزدار همراه با رسوب سختی و یا استحکام بخشی توسط محلول جامد است [۱]. با وجود گذشت چندین دهه از ساخت اولین ابرآلیاژها هنوز ناشناخته‌های فراوانی در مورد فرایندهای ساخت، تعمیر و نگهداری این آلیاژهای استراتژیک در کشور وجود دارد. با توجه به حساسیت کاربردی بالای قطعات ساخته شده از ابرآلیاژها، بومی‌سازی صنایع مرتبط با آنها اهمیت فراوان داشته و جزء اولویت‌های تحقیقاتی صنایع، به‌ویژه صنایع نظامی کشور محسوب می‌شود.

دستیابی به تکنولوژی ساخت قطعاتی که دانش فنی آنها در دست نیست، معمولاً از طریق مهندسی معکوس انجام می‌شود. اغلب پس از شناخت مشخصات فنی قطعه از طریق مدارک علمی و استانداردهای موجود و آنالیز خواص کاربردی و ویژگی‌های ظاهری قطعه، مواد و فرایندهای تولید آن با دقت مناسب تعیین شده و تلاش برای ساخت آن آغاز می‌گردد. تشخیص و تعیین خواص کلیدی قطعه در کاهش تعداد مراحل سعی و خطا در شبیه‌سازی صحیح قطعه نقش اساسی دارد.

در تحقیق حاضر بخشی از فعالیت‌های آزمایشگاهی انجام گرفته در این راستا، که به شناسایی متالورژیکی فرایند پوشش دهی پره متحرک توربین گازی هوایی از جنس ابرآلیاژ B1900+Hf اختصاص دارد، ارایه شده است.

ابرآلیاژ B1900+Hf یک آلیاژ پایه نیکلی است که در طبقه‌بندی ابرآلیاژهای چند بلوری ریختگی قرار می‌گیرد و در حالت آنیل و پیر شده به کار می‌رود. ابرآلیاژ B1900+Hf توسط رسوبات مکعبی γ' با ترکیب $Ni_3(Al,Ti)$ در زمینه محلول جامد نیکل γ استحکام می‌یابد. یوتکتیک γ/γ' ، کاربیدهای MC و کاربیدهای M23C6 سایر اجزاء ریزساختاری مهم این آلیاژ هستند [۲]. عنصر هافنیوم به منظور اصلاح مورفولوژی کاربیدهای MC و ساختار مرز دانه‌ها به ابرآلیاژ قدیمی‌تر B1900 اضافه شده و موجب افزایش عمر خزشی، خستگی و استحکام آن گردیده است [۳].

آلیاژ B1900+Hf به منظور بهبود خواص خوردگی دمای بالا، پوشش دهی می‌گردد [۴]. در این تحقیق نمونه‌هایی از قطعه پوشش دار با هدف شناسایی نوع و فرایند پوشش دهی آلیاژ مورد ارزیابی متالورژیکی قرار گرفته و نتایج آزمون‌ها تحلیل شده است.

روش تحقیق

نمونه‌های ابرآلیاژ B1900+Hf توسط سیم برش، از پره فابریک بدست آمد و پس از مانت گرم به منظور حصول سطح مناسب برای انجام بررسی‌های میکروسکوپی مورد سنگ‌زنی، سنباده و پالیش قرار گرفت. اچ شیمیایی نمونه‌ها توسط محلول اسید کلریدریک و آب اکسیژنه انجام شد. پس از طی مراحل آماده‌سازی،

ارزیابی ریزساختاری توسط متالوگرافی نوری و الکترونی (SEM) صورت گرفت و آنالیز عنصری به روش طیف‌سنجی پراکندگی انرژی (EDS) از طریق تکنیک EDAX انجام شد. فازهای تشکیل دهنده پوشش نیز توسط آنالیز پراش پرتو ایکس با دستگاه مجهز به نرم‌افزار فازبندی مشخص گردید.

نتایج و بحث

تصویر متالوگرافی سطح نمونه ایرفویل در شکل (۱)، نشان دهنده وجود یک پوشش دو لایه با تراکم قابل توجهی از رسوبات است. لایه درونی در مجاورت زیرلایه حالت ستونی داشته و تراکم رسوبات در آن بسیار بیشتر از لایه بیرونی است. ضمن آنکه با حرکت به سمت سطح پوشش در لایه بیرونی به تراکم رسوبات افزوده می‌شود. رسوبات در نیمه پایینی لایه بیرونی اغلب مرز دانه‌ای هستند. ریزساختار پوشش مورد بررسی دارای مشخصات پوشش‌های نفوذی آلومیناید ساده است. میکروگراف SEM / BSE پوشش در شکل (۲) نشان داده شده است. کاربرد MC ($M = \text{Hf, Ta, Ti}$) به صورت رسوب درشت با رنگ روشن در بخش بالایی پوشش قابل مشاهده است. طیف عناصر موجود در زیرلایه، لایه بیرونی و لایه درونی پوشش که توسط روش EDS به دست آمده در شکل (۳) مقایسه شده است. با توجه به این شکل در پوشش میزان عناصر Al و Si نسبت به زیرلایه افزایش یافته است.

الگوی پراش پرتو ایکس پوشش در شکل (۴) نشان داده شده است. فاز اصلی در پوشش، آلومیناید نیکل (غنی از نیکل) است. با توجه به عمق نفوذ محدود پرتو ایکس این فازشناسی منحصراً از لایه بیرونی پوشش انجام شده است. به منظور فازشناسی بخش درونی پوشش، سطح آن تا رسیدن به لایه درونی توسط سنباده برداشته شد. با توجه به شکل (۵) فاز عمده در این لایه Ni_3Al - γ' است و رسوبات کاربیدی Cr_7C_3 در آن پراکنده شده‌اند. سایر عناصر موجود در طیف عنصری EDS می‌توانند به صورت محلول در این دو فاز وجود داشته باشند. پیک‌های مربوط به محلول جامد نیکل نیز احتمالاً ناشی از اثر زیرلایه (به دلیل نفوذ پرتو ایکس به زیرلایه) هستند.

با توجه به نتایج به دست آمده می‌توان پوشش را از نوع آلومیناید نفوذی اصلاح شده با سیلیسیم دانست. غلظت اندک سیلیسیم در پوشش می‌تواند ناشی از روش اعمال پوشش باشد. در فرایندهای رایج اعمال پوشش‌های آلومینایدی، موسوم به آلومینایزینگ اکتیویته بالا، از مخلوط پودر حاوی منبع Al، Al_2O_3 و یک نمک هالوژن (معمولاً NH_4Cl) استفاده می‌شود. با حرارت دادن قطعات در محدوده 700°C تا 850°C در مخلوط پودر گفته شده، هالیدهای آلومینیوم فرایند انتقال Al به سطح قطعه را انجام داده و نفوذ متعاقب Al به درون آلیاژ موجب تشکیل فازهای آلومیناید نیکل مانند Ni_2Al_3 و NiAl (غنی از Al) بر سطح آلیاژ می‌گردد. اغلب به منظور تبدیل این فازهای ترد به فاز انعطاف‌پذیرتر $\beta\text{-NiAl}$ پس از خروج قطعات از پودر یک مرحله عملیات حرارتی نفوذی در دمای بالا (بیش از 1000°C) بر روی آنها انجام می‌شود [۵].

با توجه به بزرگی فشار بخار هالیدهای Al نسبت به Si، چنانچه پوشش به روش پودری و توسط رسوب همزمان Al و Si ایجاد شده باشد، مشارکت اندک Si در پوشش قابل توضیح است [۶]. با بررسی دقیقتر ریزساختار و نتایج آنالیز فازی می‌توان مکانیزمی برای رشد پوشش پیشنهاد نمود (شکل ۶). در مرحله اول آلومینایزینگ، جبهه رشد فازهای غنی از آلومینیوم (مانند Ni₂Al₃) به سمت عمق قطعه حرکت کرده و بسته به پارامترهای عملیات، تا ضخامت معینی پیش می‌رود. تبدیل سطح قطعه به ترکیب بین فلزی نظیر Ni₂Al₃ موجب رسوب عناصر سابقاً محلول در آلیاژ پایه نیکلی به صورت فاز دوم در پوشش می‌گردد. تراکم بالای رسوبات و توزیع یکنواخت آنها در نیمه بالایی لایه بیرونی پوشش (شکل‌های ۱ و ۲) این موضوع را تأیید می‌نماید. از سوی دیگر با توجه به خنثی بودن کاربیدها و عدم تاثیر آنها بر فرایندهای نفوذی، حضور آنها در سطح پوشش (شکل ۲) نشانگر شروع تشکیل پوشش توسط مکانیزم فوق است [۷].

در مرحله بعدی، ضمن عملیات حرارتی نفوذی در دمای بالا، فازهای غنی از آلومینیوم تشکیل شده در مرحله قبلی به عنوان منبع آلومینیوم عمل کرده و با نیکل زیرلایه - که با افزایش دما تحرک مناسبی یافته - فاز β-NiAl را پدید می‌آورند. جبهه این واکنش در ابتدا مرز بین زیرلایه و پوشش تشکیل شده در مرحله اول پوشش‌دهی است. چنانچه پیشرفت واکنش با حرکت جبهه آن به سمت بالا همراه باشد لازم است منطقه‌ای از فاز β-NiAl عاری از رسوب در ناحیه بیرونی پوشش موجود باشد. با توجه به عدم حضور چنین ناحیه‌ای در تصاویر متالوگرافی فرضیه ثابت ماندن مکان جبهه واکنش تقویت می‌گردد. بنابراین پس از تبدیل اولین (پایین‌ترین) لایه از فاز Ni₂Al₃ به β-NiAl، آلومینیوم لازم است از میان آن عبور کرده و خود را به جبهه واکنش برساند. فاز β تشکیل شده در این مرحله لازم است بیش از ۵۰ درصد اتمی Al داشته باشد، زیرا نفوذ Al از میان β غنی از نیکل بسیار مشکل است [۸]. تشکیل فاز β تا جایی که فازهای غنی از آلومینیوم تشکیل شده در مرحله اول پوشش‌دهی، Al اضافی خود را از دست بدهند ادامه می‌یابد. این نتایج توسط آزمون فازیابی انجام شده (شکل ۴) تأیید می‌گردد. رسوباتی که در این ناحیه (نیمه پایینی بخش بیرونی پوشش) تشکیل شده‌اند، ناشی از مهاجرت عناصر رسوب‌ساز به همراه نیکل به جبهه واکنش هستند [۹]. با توجه به مشکلات سینتیکی نفوذ اتمهای سنگین، مسیرهای نفوذ سریع ترجیح دارند و به همین دلیل رسوبات در این ناحیه در مرزخانه‌ها تشکیل شده‌اند.

منطقه زیر جبهه واکنش با از دست دادن نیکل از محلول جامد نیکل به فاز بین فلزی Ni₃Al - γ تبدیل می‌شود و عناصری که سابقاً در نیکل محلول بودند در آن رسوب می‌کنند. با توجه به مسیرهای ترجیحی نفوذ نیکل، رسوبات به صورت ستونی مرتب می‌شوند تا بیشترین فضا را برای عبور نیکل فراهم سازند. لایه داخلی پوشش به این ترتیب ایجاد می‌گردد.

نتیجه گیری

- ۱- ریزساختار پوشش مورد بررسی دارای ویژگی‌های پوشش‌های آلومیناید نفوذی ساده است.
- ۲- آنالیز عنصری نشان داد که پوشش بر اساس عناصر آلومینیوم و سیلیسیم تشکیل شده است.
- ۳- آنالیز فازی پوشش نشان‌دهنده حضور فازهای آلومیناید نیکل در پوشش است.
- ۴- پوشش حاصل از فرآیند آلومینایزینگ اکتیویته بالای اصلاح شده با سیلیسیم، نزدیک‌ترین پوشش به پوشش مورد تحقیق است.
- ۵- محتمل‌ترین مکانیزم رشد پوشش شامل تشکیل فاز β -NiAl غنی از آلومینیوم در مرز زیرلایه و فازهای تشکیل شده در مرحله اول پوشش‌دهی، با ثابت ماندن مکان جبهه واکنش تشکیل β است.

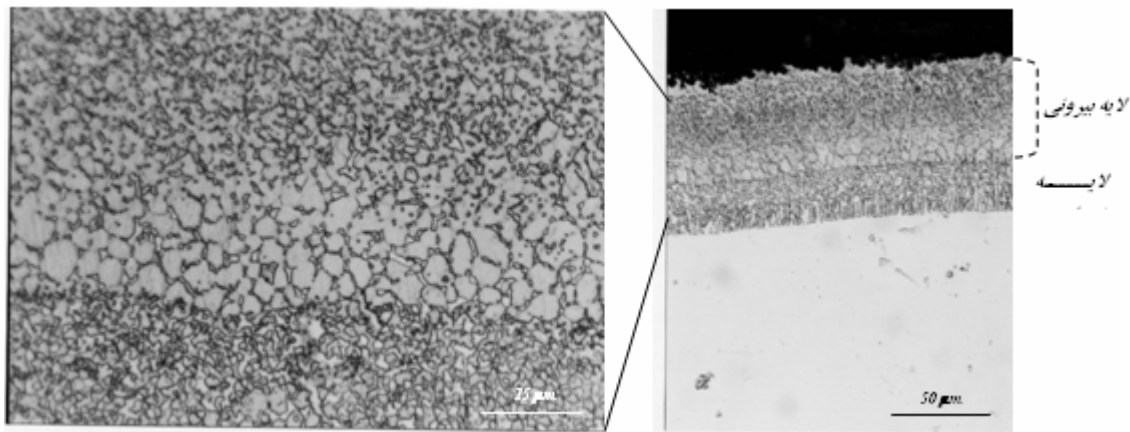
تشکر و قدردانی

نویسندگان مقاله از حمایت مالی شرکت صنایع هواپیمایی ایران - صنعت ساخت قطعات و موتورهای توربینی و همفکری ارزشمند خانم مهندس علوی و محققین مرکز پژوهش و مهندسی سطح ایران سپاسگزار می‌نمایند.

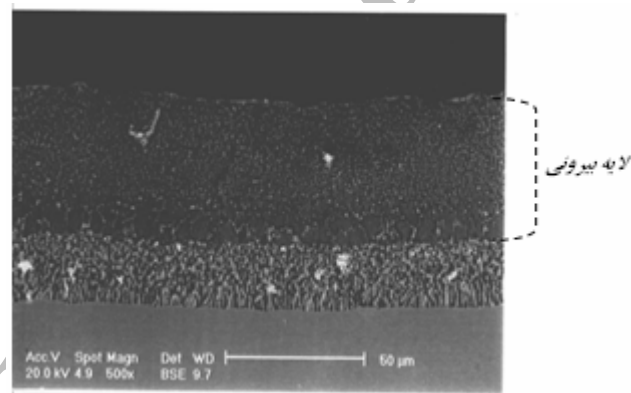
مراجع

- [1] ASM Specially Handbook, Heat Resistant Materials, ASM Int. USA, 1999.
- [2] C. M. Janowski, R. W. Heckel, B. J. Pletka, "The effects of tantalum on the microstructure of two polycrystalline nickel-base superalloys: B-1900+Hf and MAR-M247", Metallurgical Transactions A, Vol. 17A, pp. 1891-1905. Nov. 1986.
- [3] A. James, D. M. Knowles, "The effect of Hf on the fatigue crack propagation resistance of gamma-gamma' strengthened polycrystalline Ni base superalloy", Conference of Advances in Turbine Materials, Designed Manufacturing, 4-6 Nov, 1997, pp. 389-406.
- [4] Restall, et.al, "Metallic Diffusion and Overlay Coatings", Proc. Of High Temperature Alloys for Gas Turbine and other Application, (ed.W. Betz, et.al.), Liege, Belgium, 6-9 Oct. 1986.
- [5] R.Bianco, R.A. Rapp, "pack cementation diffusion coating", Metallurgical and Ceramic Protective Coatings, Edited by Kurt H. Stern Published by Chapman & Hall, London, 1996.
- [6] T.A. Kircher, B.G. McMordie . A. McCarter, " Performance of a silicon-modified aluminide coating in high temperature hot corrosion test conditions", Surface and Coatings Technology, Vol. 68/69, pp. 32-37, 1994.
- [7] D. K. Das , et al. , "Evolution of aluminide coating microstructure on nickle-base cast superalloy CM-247 in a single-step high activity aluminizing process", Met. Mat. Trans., Vol. 29A, pp. 2173-2188, Aug. 1998.
- [8] G. W. Goward, L. L. Seigle, "Diffusion Coatings for Gas turbine Engine Hot Section Parts", ASM Handbook, Vol. 5, Surface Engineering, ASM Int., pp. 611-617, 1999.

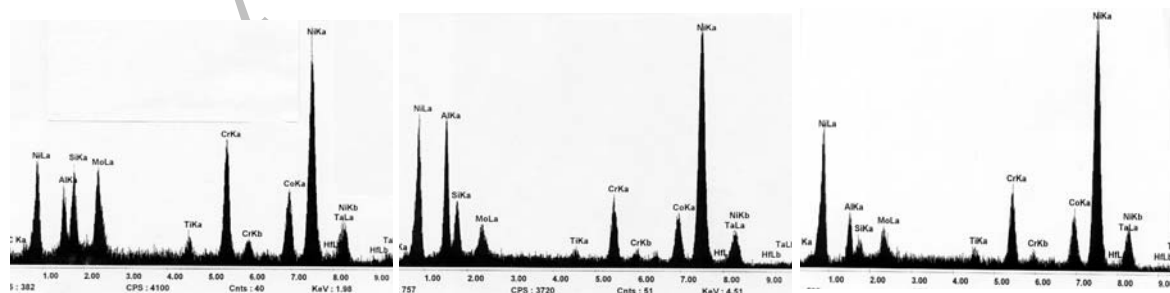
- [9] A. L. Purvis, B. M. Warnes, " A study of the diffusional response of refractory and other elements in superalloy systems during diffusion coating", Surface and Coatings Technology, Vol.133-134, pp. 23-27, 2000.



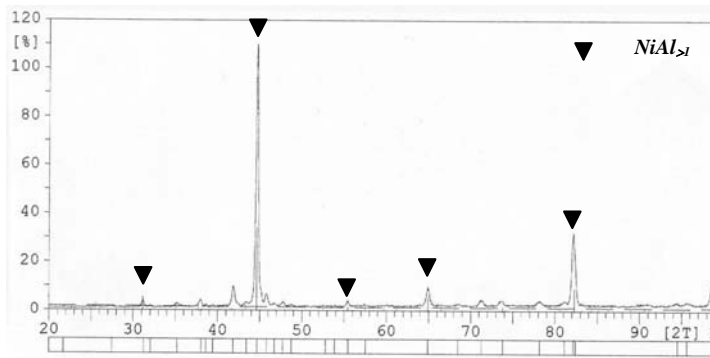
شکل (۱) تصویر متالوگرافی نوری پوشش (سمت راست) و بزرگنمایی بخش میانی آن (سمت چپ)



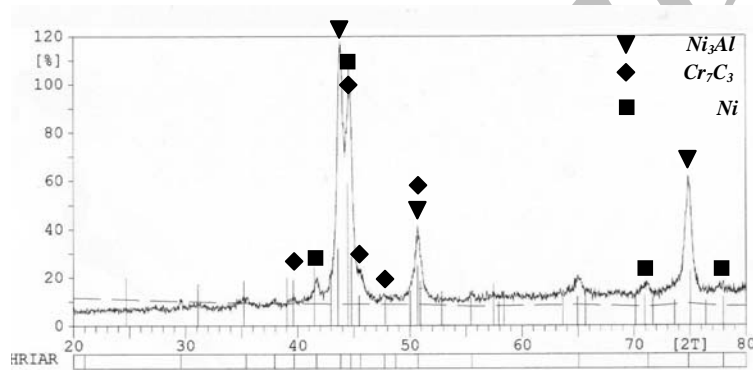
شکل (۲) تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از ریزساختار پوشش



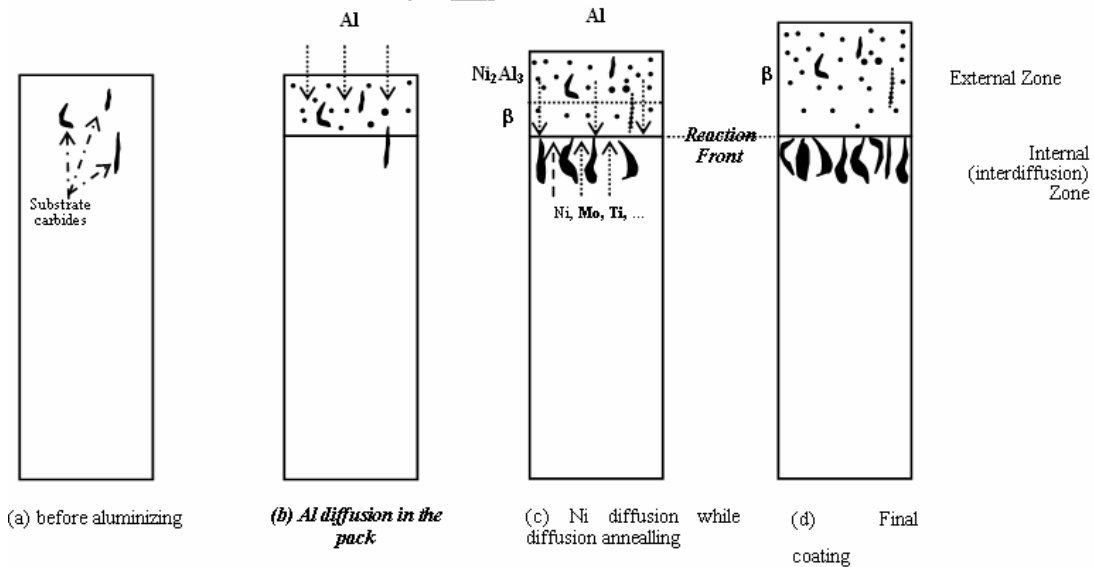
شکل (۳) مقایسه ترکیب شیمیایی آلیاژ پایه، لایه بیرونی و لایه درونی پوشش (از راست به چپ)



شکل (۴) الگوی پراش پرتو ایکس لایه بیرونی پوشش



شکل (۵) الگوی پراش پرتو ایکس لایه درونی پوشش



شکل (۶) مراحل تشکیل پوشش آلومیناید اصلاح شده با سیلیسیم

SID



سرویس های ویژه



سرویس ترجمه تخصصی



کارگاه های آموزشی



بلاگ مرکز اطلاعات علمی



سامانه ویراستاری STES



فیلم های آموزشی

کارگاه های آموزشی مرکز اطلاعات علمی



مقاله نویسی علوم انسانی



اصول تنظیم قراردادها



آموزش مهارت های کاربردی در تدوین و چاپ مقاله