

Research Paper

Effect of TiC and TiB₂ Reinforcement Phase Addition on Mechanical and Tribological Properties of NiAl-TiC-TiB₂ Composite Produced via Combustion Synthesis Process

Fatemeh Soleimani¹, Mandana Adeli^{1*}, Mansour Soltanieh¹, Hassan Saghafian¹

1. School of Metallurgy and Materials Engineering, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran

Received: 2021/06/27

Revised: 2021/10/08

Accepted: 2021/10/16

Use your device to scan and read the article online



DOI:

10.30495/jnm.2021.28334.1924

Keywords:

Combustion synthesis, Intermetallic -matrix composites, Self-propagating high-temperature synthesis, Tribological behavior.

Abstract

Introduction: In this research, NiAl-TiC-TiB₂ composites with different contents of TiC-TiB₂ were produced via the self-propagating high-temperature synthesis (SHS) process using the exothermic reactions in compressed mixtures of Ni, Al, Ti, and B₄C.

Methods: The synthesis of composites was performed using induction assisted heating, and the formation of phases and the morphology of reinforcing particles were studied by X-ray diffraction (XRD) and scanning electron microscopy (SEM) techniques, respectively.

Findings: Results indicate that the TiC-TiB₂ ceramic phases were successfully synthesized and dispersed throughout a NiAl matrix. By increasing the TiC-TiB₂ content, the porosity in the structure gets a rising trend due to the enhancement of reaction kinetics and intensity of the reaction, and reaches from 24 Vol.% in the sample without reinforcement phases to 39% in the sample with 15% of ceramic reinforcements. Evaluation of mechanical and tribological properties of the fabricated ceramic samples shows that - although the addition of TiC-TiB₂ increases the volume fraction of voids which cause destructive effects - a desirable distribution of ceramic particles within the NiAl matrix leads to improved properties for the composite. The distribution of TiC-TiB₂ particles throughout the matrix results in a remarkable decrease in sample weight loss in the pin-on-disk wear test. Also, the microhardness mean values increase from 497 HV for the unreinforced NiAl sample to values up to 1015 HV for the composite sample containing 15% of reinforcing particles.

Citation: Soleimani F, Adeli M, Soltanieh M, Saghafian H. Effect of TiC and TiB₂ Reinforcement Phase Addition on Mechanical and Tribological Properties of NiAl-TiC-TiB₂ Composite Produced via Combustion Synthesis Process, Quarterly Journal of New Materials. 2021; 12 (44): 41-52.

***Corresponding author:** Mandana Adeli

Address: School of Metallurgy and Materials Engineering, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran.

Tell: +982173228844

Email: adelim@iust.ac.ir

Extended Abstract

Introduction

The increasing need for developing new materials with improved properties has been the motivation behind the development of many novel composite materials. In the fabrication of new high-tech materials, intermetallic compounds have gained interest due to high melting points, high resistance to oxidation and corrosion, and high specific strength. By proper mixing of intermetallics with hard, ceramic particles, even better properties can be obtained. Among different composites, those consisting of a matrix of aluminide intermetallic compounds such as NiAl with a uniform distribution of reinforcing particles have proved to be very attractive [4, 10-13]. In the present study, samples of NiAl-TiC-TiB₂ composite were produced by combustion synthesis method with different percentages of reinforcing phase. Elemental powders of Ni and Al were mixed with appropriate amounts of Ti and B₄C and compressed to yield the final desired products during a highly exothermic reaction. The products were characterized by XRD and SEM-EDS. Samples with different percentages of reinforcements were subjected to pin-on-disk tests and their wear properties were evaluated.

Materials and Methods

Nickel, aluminum, titanium, and boron carbide (B₄C) powders with 99% purity. The powders were mixed and cold-pressed in a steel mold with a diameter of 25 mm to form a disk. A specially-designed setup was built for inductive heating of the samples and performing the combustion synthesis tests under pressure. The exothermic reactions took place very fast, and the as-synthesized products were subjected to XRD and SEM-EDS to determine the formed phases and microstructural features of the samples. Disc-shaped specimens with a diameter of 25 and a height of 8 mm with different percentages of TiB₂-TiC reinforcements (0, 5, 10, and 15%) under 3 different forces of 15, 25 and 35 N were used for the pin-on-disk wear test according to ASTM standard G99. In the abrasion process, a steel pin with

a hardness of 50 Rockwell C was used. The test was performed at a distance of 1000 m and a constant speed of 0.08 m/s by calculating the mass reduction.

Findings

By adding Ti and B₄C to the Ni and Al powder mixture, the thermodynamically stable phases that can be formed after synthesis will be TiC and TiB₂ phases along with the NiAl matrix. The results of XRD and EDS analysis confirmed the formation of the desired phases. Microstructural investigation of the composites reinforced with 10% ceramic phase showed that the TiC and TiB₂ phases are visible in a NiAl matrix. EDS analysis of the samples also confirms the presence of reinforcing phases.

With the addition of reinforcements to the matrix, the microhardness values increase from 497 Vickers (unreinforced matrix) to up to 1015 Vickers (15% reinforcing particles). The increase in hardness can be attributed to the presence of hard ceramic phases, i.e., TiC and TiB₂. Another reason for the increase in matrix hardness is the grain modifications and residual stresses due to the difference in thermal expansion of the matrix and ceramic particles, which causes a high density of dislocations and increased stiffness.

It is shown that the weight loss of the samples after pin-on-disk wear test in terms of force and percentage of reinforcement shows increased with increasing the force. It can also be seen that at constant force the weight loss decreases with increasing percentage of TiC and TiB₂ ceramic reinforcing phases. This can be due to the hard ceramic phases that increase the hardness of the composite material and the resistance of the sample surface against wear. Although the samples contain a certain amount of porosity, it can be concluded that the effect of increase in hardness due to the presence of ceramic reinforcing particles overcomes the detrimental effect of formation of pores with the increase in exothermic mixture.

Discussion

Calculation of adiabatic temperature of Ti-B₄C-Ni-Al system with different percentages

of Ni + Al showed that if the ratios of 1 (Ni + Al) + 3Ti + B₄C are established according to reaction (2), the adiabatic temperature of the system would be equal to 3193K. If the percentage of Ni + Al increases, this amount will decrease to some extent [16]. Thus, it can be concluded that by considering the reaction $\text{Ni} + \text{Al} + 3\text{Ti} + \text{B}_4\text{C} \rightarrow \text{TiC} + 2\text{TiB}_2 + \text{NiAl}$ the adiabatic temperature in the system would exceed 1800K and if the reaction starts, it will continue on its own. With initial heating, Al and Ni begin to melt and then the formation of NiAl will be accompanied by the release of a large amount of thermal energy. With the release of heat, the reaction between Ti and B₄C also starts. The continuous production of heat through the reaction of Ni and Al leads to the melting of NiAl and Ti as well as the breaking of B₄C bonds. After these two stages of melting and decomposing, all elements of Al, Ni, Ti and B form a homogeneous liquid phase. Due to the higher melting temperatures of TiC and TiB₂ than the NiAl matrix phase, the TiC and TiB₂ phases tend to form with a continuous decrease in temperature. With the gradual conversion of Ti+B₄C to TiC-TiB₂, empty sites and cavities appear within the matrix. SEM-EDS analysis of the synthesized sample without exothermic reagents shows that Ni and Al with an atomic percentage of ca. 50% are present in the matrix.

Conclusion

Combustion synthesis can be used as a fast and efficient method compared to methods such as melting to produce refractory composites containing proper distribution of ceramic reinforcing particles. X-ray diffraction analysis and microscopic examinations showed that product of exothermic reactions in Ni + Al + 3Ti + B₄C mixture is an integrated matrix of NiAl intermetallic compound containing TiC-TiB₂ particles as reinforcing phase. By increasing the amount of 3Ti + B₄C exothermic mixture in the initial mixture, the value of microhardness in the synthesized products increases from about 500 Vickers (for NiAl synthesized without reinforcing particles) to 1015 Vickers (for composites containing 15% reinforcing particles).

Addition of reinforcing particles improves

the wear behavior of NiAl. The predominant abrasion mechanism in samples containing ceramic reinforcing particles is adhesive wear with the formation of fatigue cracks due to strain accumulation in the surface roughness.

Ethical Considerations compliance with ethical guidelines

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

Funding

The authors have received no funding for this work.

Authors' contributions

F. Soleimani: Experimental work, writing (original draft). **M. Adeli:** Methodology, supervision, writing (original draft). **M. Soltanieh:** Supervision, writing (review and editing). **H. Saghafian:** Supervision, writing (review and editing).

Conflicts of interest

The authors declared no conflict of interest.

مقاله پژوهشی

بررسی اثر افزودن فاز تقویت کننده کاربید تیتانیم و بوراید تیتانیوم بر خواص مکانیکی و تریبولوژی کامپوزیت $NiAl-TiC-TiB_2$ تولید شده به روش سنتز احتراقی

فاطمه سلیمانی^۱، ماندانا عادل^{۲*}، منصور سلطانی^۳، حسن ثقفیان^۴

۱. دانش آموخته کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران
۲. استادیار، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران
۳. استاد، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران
۳. دانشیار، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران

چکیده

مقدمه: در این تحقیق کامپوزیت با زمینه ترکیب بین فلزی $NiAl-TiC-TiB_2$ با مقادیر مختلف فاز تقویت کننده سرامیکی $TiC+TiB_2$ به صورت درجا و با استفاده از روش سنتز احتراقی خودپیش رونده (SHS) تحت فشار از مخلوط پودری فشرده نیکل، آلومینیوم، تیتانیم و کاربید بور (B_4C) تولید و خواص مکانیکی و سایشی آن بررسی شد.

روش: با استفاده از گرمایش سریع القایی، سنتز نمونه‌ها انجام شده و از الگوهای پراش اشعه ایکس (XRD) و تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) همراه با آنالیز طیفسنجی پراکندگی انرژی پرتو ایکس (EDS) در تشخیص فازهای تشکیل شده و مورفولوژی آن‌ها در کامپوزیت‌ها استفاده شد و آزمایش‌های میکروسختی‌سنجی و پین روی دیسک جهت ارزیابی خواص انجام گردید.

یافته‌ها: بررسی‌های میکروسکوپی نشان داد که ذرات سرامیکی $TiC-TiB_2$ بصورت یکنواخت در زمینه‌ای همگن از $NiAl$ توزیع شده است. با افزایش درصد $TiC+TiB_2$ ، میزان تخلخل کامپوزیت حاصله به دلیل بهبود سینتیک تشکیل فازهای سرامیکی محصول و شدت بالای واکنش افزایش یافت و از ۲۴ درصد حجمی برای نمونه بدون عامل تقویت کننده به ۳۹ درصد برای نمونه دارای ۱۵ درصد فاز سرامیکی رسید. ارزیابی خواص تریبولوژی و میکروسختی کامپوزیت تولید شده نشان می‌دهد که حضور توزیع مناسبی از ذرات تقویت کننده در زمینه $NiAl$ علیرغم اثر مخرب بوجود آمدن تخلخل‌های ساختاری با بالا رفتن درصد فازهای سرامیکی، باعث بهبود خواص مکانیکی و تریبولوژی می‌گردد. حضور فازهای $TiC-TiB_2$ در زمینه باعث افت قابل توجه در میزان کاهش وزن در آزمون پین روی دیسک شده، همچنین میزان سختی از ۴۹۷ ویکرز برای نمونه $NiAl$ بدون ذرات سرامیکی، به ۱۰۱۵ ویکرز برای نمونه حاوی ۱۵ درصد ذرات تقویت کننده افزایش یافت.

نتیجه‌گیری: سنتز احتراقی می‌تواند به عنوان روشی سریع و با مصرف کم انرژی برای تولید کامپوزیت‌های زمینه فلزی و بین فلزی با توزیع مناسبی ذرات تقویت کننده مورد استفاده قرار گیرد.

تاریخ دریافت: ۱۴۰۰/۰۴/۰۶

تاریخ داوری: ۱۴۰۰/۰۷/۱۶

تاریخ پذیرش: ۱۴۰۰/۰۷/۲۴

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



DOI:

10.30495/jnm.2021.28334.1924

واژه‌های کلیدی:

خواص تریبولوژی، سنتز احتراقی، سنتز خودپیش رونده دما بالا، کامپوزیت زمینه بین فلزی

* نویسنده مسئول: ماندانا عادل

نشانی: دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران.

تلفن: ۰۲۱-۷۳۲۲۸۴۴

پست الکترونیکی: adelim@iust.ac.ir

مقدمه

پیدایش مواد پیشرفته و نوین زمینه ساز پیشرفت صنایع مبتنی بر تکنولوژی و علم است. محققان برای یافتن موادی با خواص جدید و بهبود هرچه بیشتر خواص کاربردی و عملکردی آن‌ها همواره در حال تلاش هستند. ترکیبات بین فلزی به دلیل خواص مطلوبی مانند چگالی کم، دمای ذوب بالا، مقاومت در برابر اکسیداسیون و خوردگی و استحکام نسبت به وزن بالا بسیار مورد توجه قرار گرفتند. به منظور استفاده حداکثری و بهینه از خواص این مواد، استفاده از آنها بصورت مواد کامپوزیتی به دلیل امکان بهبود خواص مواد زمینه به وسیله مواد تقویت کننده مورد توجه بسیاری از محققان قرار گرفته است [۱].

یکی از ترکیبات بین فلزی که در سال‌های اخیر بسیار مورد توجه بوده آلومیناید نیکل و کامپوزیت‌های آن است. بهره‌مند بودن از نقطه ذوب بالا و مقاومت عالی به خوردگی و اکسیداسیون باعث شده این ماده در بسیاری از صنایع همچون پوشش‌های مورد استفاده در صنایع فضایی و نظامی کاربرد گسترده‌ای پیدا کند [۲]. در نمودار فازی دوتایی آلومینیم-نیکل گستره‌ی همگنی از فاز NiAl دیده می‌شود که نسبت به فازهای دیگر بازه ترکیبی وسیع‌تری را داراست و در دمای 1640°C در ترکیب استوکیومتری ۵۰ درصد به صورت نامتجانس ذوب می‌شود. این نقطه‌ی ذوب، بالاتر از نقطه‌ی ذوب عناصر سازنده‌اش است که بیانگر پیوندی بسیار قوی بین Ni و Al و همچنین پایداری فازی زیاد همراه با تمایل شدید برای تولید ساختار بلوری منظم است [۳].

علیرغم داشتن خواص کاربردی قابل ملاحظه به دلیل نواقصی همچون تردی در دمای اتاق و استحکام خزش پایین در دمای بالا، استفاده کاربردی از این ترکیب بین فلزی تا حدی محدود شده است. به منظور کاهش این محدودیت‌ها و حتی رفع این نواقص استفاده از ترکیبات سرامیکی بعنوان فاز تقویت کننده در کامپوزیت‌های زمینه NiAl بسیار مورد توجه قرار گرفته است [۴]. از میان گستره وسیعی از مواد سرامیکی، ترکیباتی چون TiB_2 ، TiC می‌توانند استحکام دما بالا و چقرمگی این ترکیب را به مقدار قابل ملاحظه‌ای بالا ببرند. کامپوزیت NiAl-TiC-TiB_2 به دلیل دارا بودن خواص مناسبی همچون سختی بالا، هدایت حرارتی و الکتریکی مناسب، مقاومت به سایش عالی و استحکام بالا، جهت کاربردهای مختلفی چون پوشش‌های مقاوم در دمای بالا، فیلترهای متخلخل، تولید پره‌های توربین گازی و نیز سپرهای سد حرارتی محفظه‌های احتراق مورد استفاده قرار می‌گیرد [۵].

برای کاربرد در درجه حرارت بالا از جمله سازه‌های پیشرفته فضایی، مواد با دمای ذوب و هدایت حرارتی بالا، جذب سختی و مقاومت در برابر محیط زیست مزایای قابل توجهی دارند. کامپوزیت‌های زمینه بین فلزی به دو صورت درجا و غیردرجا سنتز می‌شوند که در روش درجا، تمامی اجزای تشکیل دهنده کامپوزیت در حین واکنش شیمیایی احیا یا جابجایی به وجود می‌آیند. از جمله مزایای روش‌های درجا در قیاس با روش‌های غیردرجا می‌توان به امکان تولید ذرات ریزدانه با استحکام ساختاری بالاتر، توزیع یکنواخت‌تر ذرات، سطوح مشترک تمیز و اکسید نشده اشاره نمود [۶]. یکی از روش‌های مرسوم سنتز درجا، سنتز احتراقی است که در آن ترکیب بین فلزی و یا کامپوزیت آن با انجام

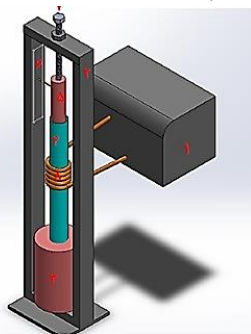
یک یا چند واکنش گرماده همزمان میان مخلوط پودری مواد واکنش‌گر در مدت زمان کوتاه تولید می‌شود. با این روش می‌توان محصولات نانو ساختار را با سرعت واکنش بالا، انرژی اندک و محصول خلوص بالا و همگن تولید نمود. برای سنتز احتراقی کامپوزیت دو حالت مختلف سنتز احتراقی حجمی و سنتز خودپیش‌رونده دما بالا مورد استفاده قرار می‌گیرد. در سنتز احتراقی حجمی کل نمونه به صورت یکنواخت به شیوه‌ای کنترل شده گرم می‌شود تا واکنش اساساً به‌طور هم‌زمان در سراسر حجم نمونه اتفاق بیفتد. این حالت از سنتز برای واکنش‌های گرم‌زای ضعیف که نیاز به حرارت دادن قبل از احتراق دارند مناسب‌تر است و گاهی اوقات به‌عنوان حالت انفجار حرارتی نامیده می‌شود [۷]. در حالت دوم خود انتشار دما بالا یک بخش از نمونه به وسیله‌ی شعله یا قوس الکتریکی به صورت موضعی حرارت داده می‌شود تا یک جبهه-ی احتراقی خودپیش‌رونده از واکنش ایجاد شود و با انتشار در سراسر نمونه محصول را تولید کند. سنتز با دمای بالا خود پیش رونده (SHS)، یک روش جذاب و کارآمد برای تهیه مواد نسوز از جمله ترکیبات بین فلزی و کامپوزیت‌های آن‌ها است. در سال‌های اخیر از دو معیار مؤثرانف و بوون در تشخیص خودپیش‌رونده بودن واکنش سنتز احتراقی بهره برده شده است [۸].

مرزآف معیاری تجربی بر اساس دمای آدیباتیک پیشنهاد کرد که بر اساس آن می‌توان در مورد چگونگی انجام واکنش‌های شیمیایی در سنتز احتراقی، اظهار نظر کرد. بر طبق این معیار اگر دمای آدیباتیک زیر 1800 کلوین باشد، احتراق به‌صورت خودبخودی در نمونه اتفاق نخواهد افتاد و اگر دمای آدیباتیک بالای 2500 کلوین باشد، انجام فرایند سنتز احتراقی به صورت خودپیش‌رونده می‌باشد. بر اساس مدل بوون، در منطقه احتراق در صورتی که گرمای آزاد شده از واکنش بیشتر از انرژی مورد نیاز برای شروع واکنش در قسمت واکنش نکرده باشد، انجام واکنش به صورت خودپیش‌رونده است [۹]. در مطالعات اولیه فرایند سنتز احتراقی این دیدگاه وجود داشت که مراحل انجام واکنش تشکیل محصول نهایی در منطقه باریکی از جبهه احتراق انجام می‌شود. با این فرض فرایند در حالت تعادلی پیش می‌رود و تمام فازهایی که از نظر ترمودینامیکی پایدار هستند، تشکیل شده و حداکثر درجه حرارت در یک جبهه احتراق باریک تولید می‌شود. ساختار موج احتراق در این حالت را احتراق همگن می‌نامند.

در سال‌های اخیر تحقیقات گسترده‌ای در زمینه بررسی عوامل مؤثر بر سینتیک سنتز احتراقی و عوامل مؤثر بر خواص محصولات فرایند صورت گرفته است. بوچنک و همکاران مخلوط‌های پودر نیکل، آلومینیم و نایوبوم را به آرامی تا دمای 550 درجه سانتی‌گراد تحت فشار 250 مگاپاسکال گرم کردند که منجر به ترکیبات بین فلزی آلومیناید‌های نیکل غنی از آلومینیم مثل Ni_2Al_3 و NiAl_3 گردید [۲]. ونکاتش و همکاران اثرات میزان نفوذ بالا و سرعت‌های واکنش بر روی میکروساختار نهایی کامپوزیت‌های NiAl را مورد بررسی قرار دادند و اعلام کردند که هنگامی که از قالب‌های پیش‌ساخته سیمی از جنس نیکل استفاده می‌شود، با نفوذ سریع و سرعت واکنش کم، می‌توان یک زمینه NiAl همگن به دست آورد [۱۰]. گوو و همکاران [۱۱] ویژگی-های NiAl تقویت شده با الیاف پیوسته Al_2O_3 را مورد بررسی قرار

مخلوط بر اساس چگالی مواد مورد استفاده محاسبه شد و سپس چگالی حقیقی بر اساس میزان تراکم مورد نظر تخمین زده شد. پودرهای مواد واکنش گر با ترازوی دیجیتالی با دقت ۳ رقم اعشار توزین و به مقدار لازم برای اختلاط، در یک هاون دستی به مدت ۲۰ دقیقه مخلوط شدند. پودرهای مخلوط شده در یک قالب فولادی به قطر ۲۵ میلی متر برای تولید دیسک قرار گرفته و با سنبه تحت فشار هیدرولیک در دستگاه پرس هیدرولیک قرار گرفتند. سامانه‌ای مانند شکل ۱ برای انجام آزمون سنتز احتراقی تحت فشار، طراحی و ساخته شد. لازم به ذکر است که یک فنر در قسمت پایین سامانه قرار گرفته شده که در برابر فشار پیچ مقاومت می‌کند و نیروی برابر و خلاف جهت نیروی پیچ وارد می‌کند و با اعمال فشار همزمان با انجام واکنش‌های گرمازا بین مواد اولیه، از انبساط نمونه و بروز تخلخل در آن حین انجام واکنش جلوگیری می‌کند. با روشن شدن کوره القایی ابتدا قطعات گرافیتی در تماس با نمونه سرخ شدند که مدت زمان لازم برای سرخ شدن گرافیت‌ها به‌طور متوسط ۲۵ ثانیه محاسبه شده و سپس با افزودن ناگهانی نمونه‌ها واکنش با نشر ناگهانی نور زرد رنگ به مدت چند ثانیه اتفاق افتاد و در نهایت فروکش کرد. پس از مشخصه‌یابی نمونه‌های تولید شده به روش سنتز احتراقی و بررسی‌های انجام شده بعد از فرآیند سنتز، نمونه‌ها برای انجام آزمون سایش در شرایط خشک آماده شدند. نمونه‌های دیسکی شکل به قطر ۲۵ و ارتفاع ۸ میلی متر با درصد تقویت کننده‌های متفاوت ۰، ۵، ۱۰ و ۱۵ درصد، تحت ۳ نیروی ۱۵، ۲۵ و ۳۵ نیوتن تحت آزمون سایش به روش پین روی دیسک طبق استاندارد ASTM G99 قرار گرفته شد. در فرآیند سایش از پین از جنس فولاد به سختی ۵۰ راکول سی استفاده شد. آزمون در مسافت ۱۰۰۰ متر و سرعت ثابت ۰/۰۸ m/s با محاسبه کاهش جرم انجام شد. پس از انجام واکنش سنتز احتراقی، چگالی نمونه‌ها به روش ارشمیدس اندازه‌گیری شد. پس از تخلخل سنجی نمونه‌ها برای انجام آزمون‌های XRD و SEM آماده شدند. در این راستا نمونه‌ها با کاغذ سنباده با شماره‌های مختلف از ۶۰ تا ۲۰۰۰ پرداخت سطحی شدند. سپس آزمون‌های XRD، SEM و سختی سنجی انجام شد. پس از آزمون سایش از رد سایش نیز تصاویر SEM گرفته شد.

۱. کوره القایی
۲. چهارچوب فلزی
۳. هولد از جنس فیبرنسوز
۴. لوله کوآرتز
۵. فیبرنسوز جهت اعمال نیرو
۶. شاخص اعمال نیرو
۷. پیچ اعمال نیرو
۸. سیم پیچ کوره
۹. فیبرنسوز تمویض شونده
۱۰. گرافیت فوقانی
۱۱. قطعه خام
۱۲. گرافیت تحتانی
۱۳. فیبرنسوز تمویض شونده
۱۴. میله فولادی
۱۵. فنر



شکل ۱. تجهیزات طراحی شده در این تحقیق جهت انجام سنتز احتراقی تحت فشار

نتایج

یکی از اساسی‌ترین مراحل در بررسی ترکیبات سنتز شده بررسی ترمودینامیکی سیستم به کمک انتالپی تشکیل واکنش‌های درگیر و

دادند. ساخت کامپوزیت NiAl تقویت شده با الیاف تک کریستال آلومینیم اکسید منجر به محصولی با استحکام کششی نهایی پایینی در دمای بالا نسبت به ماده‌ی اولیه گردید که این امر به کاهش استحکام الیاف در معرض دمای بالا نسبت داده‌شد. همچنین در تحقیق دیگری یه و همکاران [۱۲] در سال ۲۰۱۸، کامپوزیت زمینه NiAl با تقویت کننده TiN/TiB₂ را با طیف گسترده‌ای از ترکیبات با سنتز احتراقی به روش خود پیش رونده، مورد بررسی قرار دادند. به جای بور که عنصری گران است، B₄C و BN به عنوان منبع بور برای ترکیب با پودرهای Ni, Al و Ti در مواد اولیه به کار گرفته شد. خصوصیات احتراقی، انرژی فعال سازی و ترکیبات محصول دو سیستم SHS و اثرات TiB₂/TiN و TiB₂/TiC به عنوان تقویت کننده‌های NiAl مورد بررسی قرار گرفت. گزارش شده است که افزودن TiB₂ و TiN سختی کامپوزیت بر پایه NiAl را از ۷۰.۱ تا ۱۲۰.۹ گیگاپاسکال افزایش می‌دهد و چقرمگی شکست کامپوزیت NiAl با تقویت کننده TiB₂/TiN از ۵.۵ تا ۳.۸۶ $\sqrt{\text{MPa}}$ افزایش می‌کند. تقویت کننده سرامیکی TiB₂/TiC بسیار مؤثرتر از ترکیبات تقویت کننده دیگر همچون TiB₂/TiN در افزایش خواص مکانیکی همچون چقرمگی شکست عمل می‌کند [۱۳].

یکی از خصوصیات مهم فرآیند سنتز احتراقی وجود منطقه نسبتاً وسیعی از استحاله ساختاری و فازی در پشت منطقه احتراق بعد از انجام واکنش‌های شیمیایی است. فعل و انفعالات انجام گرفته در این منطقه تعیین کننده ساختار محصول نهایی بوده و نیز نقش مهمی در شکل-گیری خواص محصول ایفا می‌کند. تعدادی از پارامترهای واکنش وجود دارد که واکنش SHS را تحت تاثیر قرار می‌دهند، به عنوان مثال اندازه ذرات واکنش دهنده، استوکیومتری (از جمله استفاده از رقیق کننده‌ها یا واکنش‌های غیر مستقیم)، چگالی خام، هدایت حرارتی، دمای احتراق، اتلاف گرما و سپس، درجه حرارت احتراق، نرخ گرمایش، سرمایش و شرایط فیزیکی واکنش دهنده‌ها (جامد، مایع، گاز). بسیاری از این پارامترها وابسته به یکدیگر هستند و تأثیر قابل توجهی بر مورفولوژی و خصوصیات محصول نهایی دارند. تعیین پارامترهای مطلوب برای سنتز مواد، بر پایه دریافت یک درک اساسی از مکانیزم واکنش در هر سیستم واکنش SHS است [۱۴، ۱۵].

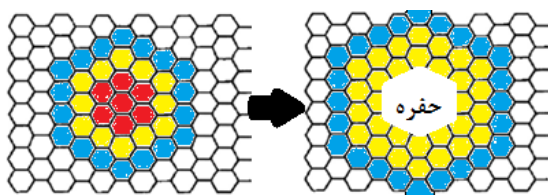
در پژوهش حاضر نمونه‌هایی از کامپوزیت NiAl-TiC-TiB₂ به روش سنتز احتراقی با درصدهای مختلف فاز تقویت کننده تولید شدند. پودرهای اولیه در دو قالب مختلف استوانه فولادی با ابعاد مختلف تحت فشار به صورت دیسک درآمدند تا پس از سنتز برای بررسی‌های ریزساختاری و سایش مورد استفاده قرار گیرند. جهت بررسی خواص سطحی نمونه‌های سنتز شده نمونه‌ها با درصدهای مختلف تقویت کننده تحت نیروهای متفاوت تحت آزمون پین روی دیسک قرار گرفتند و مکانیزم‌های غالب سایش تحلیل و بررسی شدند.

مواد و روش‌ها

در تحقیق حاضر، از پودرهای نیکل، آلومینیم، تیتانیم و کاربید بور (B₄C) با خلوص ۹۹٪ و اندازه متوسط ذرات به ترتیب ۲۳، ۶۰، ۸۷ و ۵ میکرومتر به عنوان اجزاء واکنش گر استفاده شد. برای تهیه نمونه اولیه جهت سنتز احتراقی NiAl-TiC-TiB₂، ابتدا چگالی ظاهری

در سیستم بیشتر از 1800K بوده و واکنش در صورت آغاز به صورت خودپیش‌رونده ادامه خواهد یافت.

در ابتدای گرمایش تا رسیدن به دمای احتراق، ابتدا عناصر Al و سپس Ni شروع به ذوب شدن می‌کنند و سپس واکنش تشکیل NiAl همراه با رهایش مقدار زیادی انرژی حرارتی خواهد بود. گرمای آزاد شده منجر به ادامه واکنش بین نیکل و آلومینیوم و همچنین شروع واکنش بین Ti و B₄C می‌گردد. تولید پیوسته گرما از طریق واکنش Ni و Al منجر به ذوب NiAl، ذوب عنصر Ti و همچنین قطع پیوندهای B₄C می‌شود. پس از این دو مرحله ذوب و تجزیه همگی عناصر آلومینیوم، نیکل، تیتانیوم و بور یک فاز مایع همگن تشکیل می‌دهند. به دلیل دمای نسبتاً بالاتر ذوب TiC و TiB₂ نسبت به فاز زمینه NiAl، فازهای TiC و TiB₂ تمایل دارند که با کاهش دمای مداوم شکل بگیرند. با این حال، با توجه به نقطه ذوب بالاتر TiC از TiB₂ و سرعت نفوذ بالاتر عنصر کربن در مقایسه با بور، سینتیک تشکیل TiC از فاز TiB₂ سریع‌تر است. لازم به ذکر است که هر دو اتم کربن و بور بیشتر در همسایگی ترکیب اولیه B₄C متمرکز هستند و از این رو، بخش اعظم ذرات تشکیل شده TiC-TiB₂ در چنین مکان‌های موضعی تمایل به دیده شدن دارند. با تبدیل تدریجی B₄C به TiC-TiB₂، سایت‌های خالی و حفرات در چنین موقعیت‌هایی ظاهر می‌شود. همچنین به دلیل سرعت نفوذ سریع اتمهای کربن و تعداد زیادی اتم بور که با تجزیه B₄C تولید می‌شود، می‌توان نتیجه گرفت که تجمع ذرات TiC-TiB₂ تشکیل شده در اطراف فاز اولیه B₄C است. پس از اتمام فرآیند، بوجود آمدن این حفرات می‌تواند منجر به قطع اتصال بین فاز زمینه و فاز تقویت‌کننده TiC-TiB₂ شود. هرچه مقدار TiC-TiB₂ بیشتر باشد، کسر حجمی تخلخل در کامپوزیت تولید شده بیشتر خواهد بود. شکل ۲ مکانیزم تشکیل فازهای محصول TiC-TiB₂ (گوی زرد) را در فصل مشترک جوانه این فازها با فاز واکنش دهنده B₄C (گوی‌های قرمز) و فلز تیتانیوم (گوی آبی) نشان می‌دهد که در نهایت منجر به تشکیل حفره در مکان قبلی فاز واکنش دهنده می‌گردد.



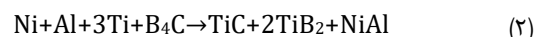
شکل ۲. مکانیزم واکنش سنتز احتراقی به‌همراه تشکیل حفره

الگوهای پراش اشعه ایکس نمونه‌های کامپوزیتی با درصد وزنی متفاوت فاز تقویت کننده یعنی TiC-TiB₂ از ۵ تا ۱۰ در شکل ۳ مشاهده کرد. همانطور که مشاهده می‌شود فاز غالب در کلیه نمونه‌ها NiAl است در حالی که شدت پیک‌های TiC و TiB₂ با افزایش مقدار Ti و B₄C به عنوان عوامل گرمازا افزایش می‌یابد. به عبارت دیگر با تنظیم میزان حضور واکنش‌گرهای گرمازا، درصد وزنی فازهای سرامیکی تقویت کننده در زمینه NiAl قابل تنظیم است.

بدست آوردن دمای آدیباتیک بعنوان پارامتر مهم واکنش‌های سنتز احتراقی می‌باشد. در حین انجام واکنش، با این فرض که اتلاف حرارتی صفر باشد، دمای محصولات تا دمای آدیباتیک افزایش می‌یابد که این دما با استفاده از رابطه (۱) قابل محاسبه است:

$$-\Delta H_{f,298} = \int_{298}^{mp} \Delta C_p (\text{product, solid}) dT + \Delta H_m + \int_{mp}^{T_{ad}} \Delta C_p (\text{product, liquid}) dT \quad (1)$$

در این معادله، ΔH° تغییرات آنتالپی سیستم، ΔH°_{298} آنتالپی استاندارد تشکیل محصول در دمای ۲۹۸ کلوین، ΔC_p تغییرات ظرفیت حرارتی محصولات واکنش، mp نقطه ذوب محصولات و T_{ad} دمای آدیباتیک سیستم است. واکنش شیمیایی موردنظر در این تحقیق واکنش شیمیایی زیر (رابطه ۲) می‌باشد که بر اساس آن رابطه شماره (۱) بصورت ساده‌تر رابطه (۳) بازنویسی می‌شود:



$$n_j H_p - n_i H_R = \int_{298}^{T_{ad}} \Delta C_p (\text{product, solid}) dT \quad (3)$$

که در آن H_p و H_R به ترتیب، آنتالپی‌های تشکیل محصولات و واکنش دهنده‌ها در دمای احتراق هستند. لازم به ذکر است که این معادله با این فرض پشتیبانی می‌شود که از کل گرمای واکنش برای افزایش درجه حرارت محصولات استفاده شود.

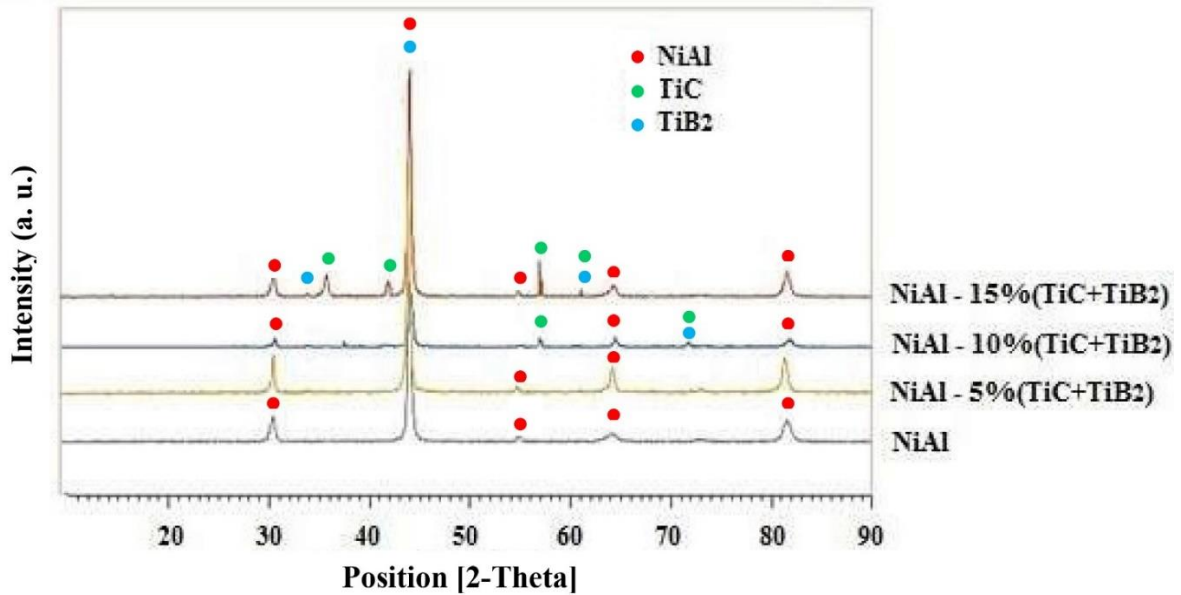
چنانکه قبلاً ذکر شد، ملاک پذیرفته شده برای طبقه‌بندی یک سیستم احتراق بعنوان انتشار خود به خود، ارزیابی دمای آدیباتیک در برابر میزان آستانه ۱۸۰۰K است [۹]. براساس اطلاعات ترمودینامیکی موجود، دمای آدیباتیک برای واکنش‌های جزئی که معادله سنتز مورد تحقیق در این پژوهش حاصل ترکیب آنهاست براساس جدول (۱) می‌باشد:

جدول ۱: اطلاعات ترمودینامیکی تشکیل فازهای زمینه و

تقویت کننده [۱۶]

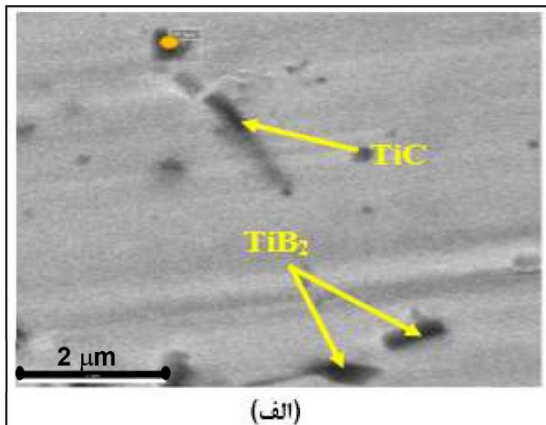
دمای آدیباتیک	واکنش
۱۹۱۱ کلوین	Ni + Al → NiAl
۳۱۹۲ کلوین	3Ti + B ₄ C → TiC + 2TiB ₂

محاسبه دمای آدیباتیک سیستم Ti-B₄C-Ni-Al با درصدهای متفاوت Ni+Al نشان داده است که در صورت برقراری نسبت‌های 1(Ni+Al)+3Ti+B₄C طبق واکنش (۲)، دمای آدیباتیک سیستم برابر با 3193K بوده، در صورت افزایش درصد Ni+Al این مقدار تا حدودی کاهش خواهد یافت [۱۶]. به این ترتیب می‌توان نتیجه گرفت که با در نظر گرفتن واکنش کلی (واکنش شماره (۲)) یا تفکیک آن به دو واکنش مستقل مطابق با جدول (۱)، در هر صورت دمای آدیباتیک



شکل ۳. الگوی پراش نمونه‌های بدون ذرات تقویت کننده و با درصد مختلف ذرات تقویت کننده.

همچنین آنالیز EDS نمونه‌ها نیز حضور فازهای تقویت کننده را تأیید می‌کند.



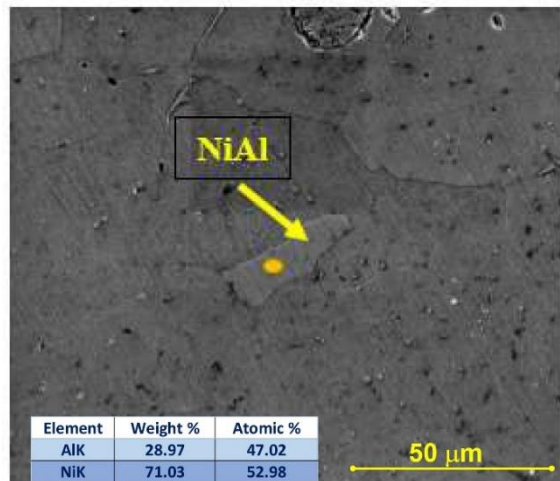
Element	Weight %	Atomic %	Net Int.
B K	0.79	3.05	0.6
C K	2.44	8.49	6.34
AlK	21.01	32.57	273.3
TiK	11.82	10.33	279.19
NiK	63.95	45.57	740.23

(ب)

شکل ۵. (الف) تصویر میکروسکوپ الکترونی ریزساختار NiAl و (ب) آنالیز کمی نقطه زرد رنگ درون آن.

در شکل ۶ نمودار مقادیر میانگین میکروسختی برای نمونه‌ها بر حسب درصد عوامل تقویت کننده ارائه شده است. با افزایش درصد عوامل تقویت کننده، میکروسختی افزایش پیدا می‌کند. برای نمونه بدون تقویت کننده مقدار میانگین میکروسختی ۴۹۷ ویکرز است و با افزایش درصد عوامل تقویت کننده به میزان ۵ درصد سختی به ۷۴۵ ویکرز، ۱۰ درصد به ۱۰۱۰ ویکرز و ۱۵ درصد به ۱۰۱۵ ویکرز رسیده است. با افزایش ۱۵ درصدی عوامل گرمازا میکروسختی زمینه حدود ۱۰۴

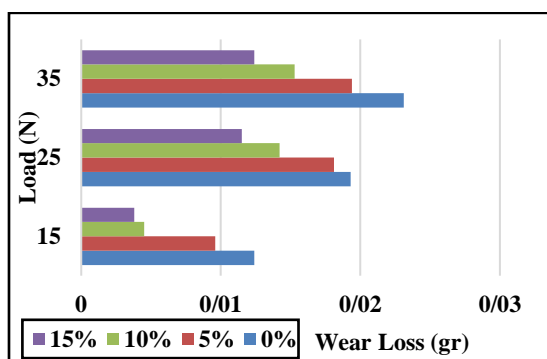
در شکل ۴ تصویر میکروسکوپ الکترونی به همراه نتایج آنالیز EDS نمونه سنتز شده بدون عوامل گرمازا نشان داده شده است که نیکل و آلومینیوم با درصد اتمی حدود ۵۰ درصد در ترکیب حضور دارند.



شکل ۴. تصویر میکروسکوپ الکترونی ریزساختار NiAl و آنالیز کمی نقطه مشخص شده درون آن.

با افزودن عوامل گرمازای Ti و B₄C به مخلوط پودری Ni و Al، فازهای پایداری که از لحاظ ترمودینامیکی می‌توانند تشکیل شوند در کنار زمینه NiAl، فازهای سرامیکی TiC و TiB₂ خواهد بود. همانطور که انتظار می‌رفت نتایج آنالیز پراش پرتو ایکس و آنالیز EDS تشکیل فازهای فوق را تأیید می‌کنند. شکل ۵ ریزساختار کامپوزیت تقویت شده با ۱۰ درصد فاز سرامیکی به همراه آنالیز عنصری نقطه مشخص شده را نشان می‌دهد. همانطور که از ریزساختار نمایان است فازهای TiC و TiB₂ در زمینه‌ای از NiAl قابل مشاهده است.

سطح نمونه کنده شود. از اینجا این نکته قابل استنتاج است که تأثیر افزایش سختی در اثر حضور ذرات سرامیکی تقویت کننده زمینه و ریز-دانه شدن ساختار بر بوجود آمدن حفرات بیشتر حین افزایش موادگرمازا غلبه می کند.



شکل ۷. تغییرات نرخ سایش برای نمونه بدون فاز تقویت کننده و با درصدهای مختلف فاز تقویت کننده.

شکل ۸ ریزساختار سطح ساییده شده به همراه آنالیز عنصری EDS مربوط به نمونه NiAl و نمونه کامپو زیتی با میزان ۱۰ درصد فازهای سخت شونده سرامیکی TiC و TiB₂ را نشان می دهد. سطح سایش نمونه NiAl شامل شیارهای سایشی به همراه حفره های ناشی از کنده شدن ذرات سایشی است. همچنین با توجه به آنالیز EDS سطح سایش و ترکیب شیمیایی سطح، حضور عناصر پین در سطح سایش حاکی از تشکیل ناکارآمد لایه تریبولوژیکی روی سطح نمونه به هنگام فرآیند سایش است. اگر چه مقدار بالایی از اکسیژن در ترکیب شیمیایی سطح مشاهده می شود ولی به دلیل استحکام کم زیرلایه (NiAl) از تشکیل لایه پیوسته اکسیدی جلوگیری شده است. از این رو، نمونه مذکور در مقایسه با نمونه های کامپوزیت شده کاهش وزن بیشتری نشان داده است. همانگونه که در شکل سطح سایش نمونه حاوی ۱۰ درصد وزنی فاز مقاوم ساز مشاهده می شود همانند زمینه (NiAl) حفره های ناشی از کنده شدن ذرات سایشی در سطح دیده می شوند ولی با توجه به حضور عنصر آهن (منتقل شده از پین فولادی) و عناصر تشکیل دهنده کامپوزیت، به نظر می رسد که لایه تریبولوژیکی در طی سایش این نمونه تشکیل می شود.

حضور مقدار قابل ملاحظه ای آهن (و مقداری کروم) در سطح نمونه حاوی ذرات مقاوم ساز در مقایسه با نمونه عاری از این ذرات، نشانگر سختی و استحکام بالای نمونه کامپوزیتی در مقایسه با پین فولادی است. با این حال سختی و استحکام بالاتر سطح در مقایسه با نمونه بدون مقاوم ساز هنوز منجر به حمایت از تشکیل لایه اکسیدی یکپارچه روی سطح نشده است. نکته قابل توجه در مورد مکانیزم سایش دوم نمونه های کامپوزیتی تأثیر مکانیزم مبتنی بر خستگی بر کاهش عمر لایه های سطحی و کنده شدن آنها است. با اضافه شدن ترکیبات سرامیکی فاز مقاوم کننده میزان زبری سطحی نمونه ها افزایش می یابد که به دنبال آن حرکت پین روی سطح نمونه ها در یک مسیر ناهموار همراه با پستی و بلندی در مقیاس میکرونی خواهد بود. به عبارت دیگر

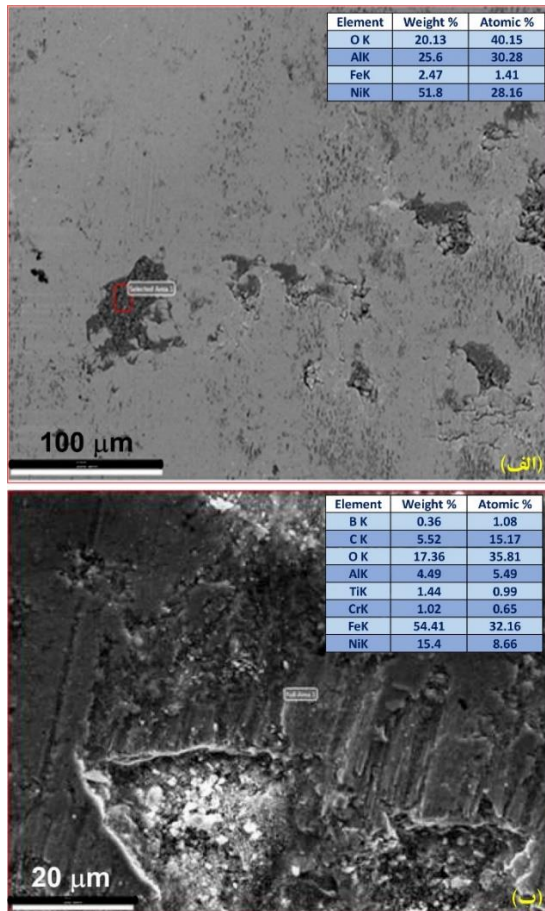
درصد افزایش داشته است. دلیل این افزایش سختی را می توان حضور فاز سرامیکی سخت TiC و TiB₂ دانست که افزایش درصد آن ها موجب افزایش بیشتر سختی می شود. علت دیگر افزایش سختی زمینه می تواند مربوط به اصلاح دانه و تنش باقیمانده ناشی از اختلاف انبساط حرارتی زمینه و ذرات سرامیکی باشد که موجب وجود چگالی بالایی از نابجایی و افزایش سختی می شود. میزان تخلخل نمونه ها بر حسب درصد عوامل گرمزا و تقویت کننده در کامپوزیت با درصد های مختلف فاز سرامیکی با استفاده از روش ارشمیدس اندازه گیری شد. با افزایش درصد عوامل گرمزا درصد تخلخل افزایش پیدا می کند و این مقدار برای نمونه بدون عامل تقویت کننده ۲۴ درصد بوده و به صورت صعودی تا نمونه دارای ۱۵ درصد فاز سرامیکی به ۳۹ درصد می رسد که افزایش حدود ۶۰ درصدی را نشان می دهد.

افزایش میزان تخلخل با افزایش عوامل گرمزا را می توان به افزایش میزان انرژی گرمایی آزاد شده ناشی از واکنش این عوامل نسبت داد که در نتیجه آن انبساط بیشتری در نمونه ها مشاهده خواهد شد و همچنین میزان (Ni + Al) کمتر در پودر اولیه موجب حضور مقدار کمتری از فاز مذاب برای پر کردن فضاهای خالی حاصل خواهد بود. محصولات واکنش بین عوامل گرمزا (Ti + B₄C)، فازهای سرامیکی با اندازه های میکرونی هستند که با حضور در مذاب حاصل از واکنش Ni + Al، باعث کاهش سیالیت آن می شوند که در نتیجه آن نمونه سعی در پایداری شکل خود و تخلخل ها دارد. با توجه به روند تغییرات سختی و تخلخل که اولی اثر تقویتی و دومی اثر مخرب بر خواص مکانیکی کامپوزیت تولید شده دارند، لازم است تا نتایج آزمون سایش مورد بررسی و تحلیل قرار گیرد تا بتوان در مورد برتری هر یک از اثرات مذکور اظهار نظر قطعی نمود.



شکل ۶. تغییرات میکروسختی با افزایش درصد فازهای سرامیکی.

شکل ۷ میزان کاهش وزن نمونه ها را پس از آزمون سایش پین روی دیسک برحسب نیرو و درصد تقویت کننده نشان می دهد. همانطور که مشاهده می شود مطابق انتظار کاهش وزن نمونه ها در یک نمونه ثابت، با افزایش نیرو بیشتر شده است. همچنین در نیروی ثابت دیده می شود که با افزایش درصد فاز تقویت کننده سرامیکی TiC و TiB₂ کاهش وزن کمتر می شود. دلیل این امر می تواند فازهای سخت سرامیکی باشد که باعث افزایش سختی ماده کامپوزیتی شده و اجازه نمی دهند که



شکل ۸. ریزساختار سطح سایش (الف) نمونه بدون فاز تقویت کننده و آنالیز EDS مربوطه (ب) نمونه با ۱۰ درصد فاز تقویت کننده و آنالیز EDS مربوطه

به منظور بررسی مکانیزم سایش معمولاً از تغییرات نرخ سایش ویژه بر حسب نیروی وارده استفاده می‌شود. نرخ سایش ویژه از تقسیم نرخ سایش بر نیروی وارده به دست می‌آید تا وابستگی آن به نیرو و مسافت از بین برود. به عبارت دیگر با توجه به ویژگی‌های سطح تغییرات ضریب سایش ویژه نشانگر تغییرات مکانیزم غالب سایش است. بدین منظور این تغییرات در شکل ۹ نشان داده شده است. همانگونه که در این شکل دیده می‌شود، تمامی نمونه‌های کامپوزیتی در مقایسه با نمونه زمینه صرف نظر از نیروی وارده در حین سایش از ضریب سایش ویژه کمتری برخوردارند. به عبارت دیگر با افزودن ذرات مقاوم‌ساز رفتار سایشی زمینه بهبود پیدا می‌کند. همانگونه که نمودار مربوط به زمینه NiAl نشان می‌دهد تغییرات سایش ویژه تقریباً به طور یکنواخت صورت گرفته است. به عبارت دیگر مکانیزم غالب سایش در این نمونه-ها در طی فرآیند سایش تقریباً تغییر چشمگیری نداشته است.

با توجه به اطلاعات به دست آمده از سطح سایش مربوط به این نمونه می‌توان گفت که مکانیزم سایش غالب در زمینه NiAl از نوع سایش چسبان به همراه تشکیل لایه مخلوط مکانیکی از اجزای تشکیل دهنده پین و دیسک بوده است. اما با توجه به شکل نمودارهای مربوط به نمونه‌های کامپوزیتی به نظر می‌رسد که مکانیزم سایش غالب در این

نوعی حالت بارگذاری و برابرداری حین حرکت بین روی سطح ناصاف دیسک کامپوزیتی ایجاد می‌شود که ابتدا باعث کارسختی سیکی و نهایتاً باعث جوانه‌زنی و رشد ترک خستگی می‌شود. بر اثر سایش در لغزش خشک در سطح، کارسختی ایجاد می‌شود و معمولاً با افزایش مسافت ساییده شده، آهنگ سایش کاهش می‌یابد. حین نزدیک شدن به عمر خستگی لایه سطحی، لایه‌های سطحی مواد تحت سایش چسبان، دچار تغییر فرم پلاستیک قابل توجهی می‌شوند. این لایه‌ها از دو قسمت تشکیل شده‌اند، لایه اول دقیقاً زیر فصل مشترک ایجاد می‌شود و از کریستال‌های بسیار ریز تشکیل شده است. لایه دوم زیر لایه اول قرار گرفته و دچار کرنش است. حال با توجه به میزان افزایش فازهای تقویت کننده و نسبت استحکام برشی فصل مشترک به لایه-های زیرین سطح، انفصال یا در فصل مشترک و یا در لایه‌های زیرین یکی از دو سطح رخ می‌دهد. اگر انفصال در لایه‌های زیرین ایجاد شود انتقال صورت می‌گیرد و اگر در سطح صورت گیرد ذرات آزاد به وجود می‌آیند که در اینجا شاهد وقوع هر دو حالت هستیم. به عبارتی در حین لغزش، اتصالاتی در راستای لغزش ایجاد می‌شود.

با وارد آمدن نیروی برشی بر اتصالات، برش حجمی در لایه‌های زیرین نیز اتفاق می‌افتد. فرآیند انجام شده، مانند ماشینکاری در مقیاس بسیار ریز است با این تفاوت که احتمال وقوع تغییر فرم پلاستیک در لایه‌های زیرین هر دو سطح در حال تماس وجود دارد. با ادامه لغزش، سطح کارسخت شده ذراتی را تولید می‌کند که یا به صورت آزاد باقی می‌مانند و یا به یکی از سطوح لغزان چسبیده و مکانیزم انتقال حادث می‌شود. اساس این مدل دینامیک نابجاییهاست و سایش بر اثر به هم پیوستن ترکها و حفره‌ها ایجاد می‌شود. از یک فاصله بحرانی نسبت به سطح مقدار نابجاییها و سهولت لغزش آنها به دلیل برخورد با ذرات سرامیکی تقویت کننده کاهش می‌یابد و با ادامه لغزش، نابجاییها در فاصله‌ای کوتاه از سطح به وجود می‌آیند که امکان حرکت راحت به دلیل وجود فازهای سرامیکی را ندارند. این مسئله موجب تشکیل حفره‌هایی می‌گردد و با گذشت زمان یک ترک به موازات سطح شکل می‌گیرد و سپس ماده بین ترک و سطح به صورت یک ذره ورقه‌ای شکل جدا می‌شود که در جدایش خستگی نیز نقش ایفا می‌کند.

در این شرایط که تجمع نابجایی در سطح بوجود می‌آید انباشتگی کرنش ناشی از حضور ذرات سرامیکی در لایه‌های سطحی نقش قابل توجهی در ایجاد ذرات سایشی دارند. لایه‌های انباشته از کرنش پلاستیک که ترک در آنها جوانه می‌زند با اعمال منفرد نیرو ایجاد نمی‌شود بلکه بر اثر انباشتگی نمونه‌های کرنش پلاستیک در اثر برخورد ناهمگونی‌های دو سطح به صورت مکرر ایجاد می‌گردد. نهایتاً در هر سیکل سایش، کرنش پلاستیک مؤثر ثابتی در ماده ذخیره می‌شود و شرایطی مشابه با خستگی کم‌چرخه ایجاد می‌گردد که مکانیزم غالب سایش نمونه‌های کامپوزیتی می‌باشد. به عبارت دیگر مکانیزمهای دیگر تحت شعاع خستگی کم‌چرخه قرار می‌گیرند. بر اساس این مکانیزم هنگامی که عمر خستگی ماده تحت یک دامنه کرنش پلاستیک به اتمام برسد یک ذره سایشی ایجاد می‌گردد. در مکانیزم چسبندگی اگر فرض شود که ماده در نقطه اتصال سرد در یک سیکل به پایان عمر خستگی خود برسد میتوان مکانیزم چسبندگی را یک نوع از مکانیزم خستگی کم‌دامنه دانست.

حاوی توزیع مناسبی از ذرات تقویت کننده سرامیکی مورد استفاده قرار گیرد.

۲- آنالیز پراش اشعه ایکس و بررسی های میکروسکوپی نشان داد که محصول واکنش های گرمازا در مخلوط $Ni+Al+3Ti+B_4C$ ، زمینه ای یکپارچه از ترکیب بین فلزی NiAl حاوی ذرات $TiC-TiB_2$ به عنوان فاز تقویت کننده است.

۳- با افزایش مقدار ترکیب گرمازای $3Ti+B_4C$ در مخلوط اولیه، مقدار میکروسختی در محصولات سنتز از حدود ۵۰۰ ویکرز (برای نمونه NiAl سنتز شده بدون ذرات تقویت کننده) به ۱۰۱۵ ویکرز (برای کامپوزیت حاوی ۱۵ درصد ذرات تقویت کننده) افزایش می یابد.

۴- افزودن ذرات مقاوم ساز موجب بهبود رفتار سایشی زمینه NiAl می شود. مکانیزم سایش غالب در نمونه های حاوی ذرات تقویت کننده سرامیکی سایش چسبان به همراه تشکیل ترک خستگی ناشی از تجمع کرنش در ناهمواری سطحی می باشد.

ملاحظات اخلاقی پیروی از اصول اخلاق پژوهش

در پژوهش حاضر از اطلاعات مراجع دیگر استفاده شده و رفرنس های مورد استفاده ذکر شده است.

حامی مالی

هزینه های تحقیق حاضر توسط نویسندگان مقاله تامین شده است.

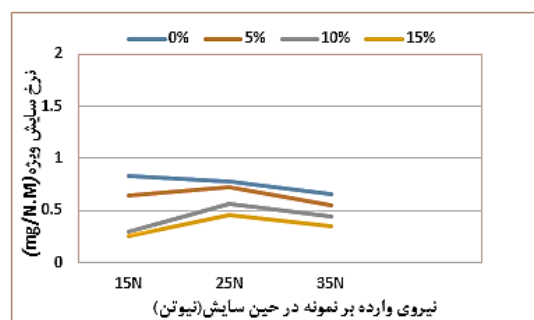
تعارض منافع

بنا بر اظهار نویسندگان مقاله حاضر فاقد هرگونه تعارض منافع بوده است.

References

1. Liu C, Recent advances in ordered intermetallics, *Materials Chemistry and Physics* 1995, 42(2), 77-86.
2. Bochenek K, Basista M., Advances in processing of NiAl intermetallic alloys and composites for high temperature aerospace applications, *Progress in Aerospace Sciences* 2015, 79, 136-146.
3. Morsi K., Reaction synthesis processing of Ni-Al intermetallic materials, *Materials Science and Engineering: A* 2001, 299, 1-15.
4. Bharadwaj SR, Chandrasekharaiah MS, Thermodynamic data of intermetallic compounds, Bhabha Research Centre, Bombay 1984.
5. Feng H, Moore J, In situ combustion synthesis of dense ceramic and ceramic-metal interpenetrating phase

مواد با تغییر نیرو تغییر کرده است. همانگونه که مشاهده می شود با افزایش نیرو از ۱۵ تا ۲۵ نیوتن صرف نظر از کسر وزنی ذرات مقاوم ساز نرخ سایش ویژه نیز افزایش می یابد. یکی از دلایل این امر را می توان افزایش عمق ناحیه زیر سطح سایش که تحت تغییر شکل پلاستیک قرار گرفته است دانست. اگرچه در نیروهای بیشتر از ۲۵ نیوتن نرخ سایش کاهشی را نشان می دهد ولیکن میزان کاهش به اندازه ای است که نمی توان آن را به تغییر مکانیزم نسبت داد. بر اساس نتایج به دست آمده مکانیزم سایش غالب در محدوده نیروهای استفاده شده در کار حاضر سایش چسبان به همراه تشکیل ترک خستگی ناشی از تجمع کرنش در ناهمواری سطحی می باشد.



شکل ۹. بررسی نرخ سایش ویژه بر حسب نیروی در حین سایش

نتیجه گیری

۱- سنتز احتراقی به عنوان روشی سریع و کارآمد در مقایسه با روش هایمانند روش های ذوبی، می تواند برای تولید کامپوزیت های دیرگداز

composites, *Metallurgical and Materials Transactions B* 1995, 26, 265-273.

6. Wang Y, Wang Z, Yang Y, Chen W, The effects of ceria on the mechanical properties and thermal shock resistance of thermal sprayed NiAl intermetallic coatings, *Intermetallics* 2008, 16, 682-688.
7. Fan Q, Chai H, Jin Z, Mechanism of combustion synthesis of TiC-Fe cermet, *Journal of Materials Science* 1999, 34, 115-122.
8. Aruna ST, Mukasyan AS, Combustion synthesis and nanomaterials, *Current Opinion in Solid State and Materials Science* 2008, 12, 44-50.
9. Morsi K, Combustion synthesis and the electric field: A review, *International Journal of Self-Propagating High-Temperature Synthesis*, 2017, 26, 199-209.
10. Venkatesh T, Dunand D, Reactive infiltration processing and secondary

- compressive creep of NiAl and NiAl-W composites, Metallurgical and Materials Transactions A, 2000, 31, 781-792.
11. Guo J, Xing Z, Investigation of NiAl-TiB₂ in situ composites, Journal of Materials Research 1997, 12, 1083-1090.
 12. Yeh C, Ke C, Chen YC, In situ formation of TiB₂/TiC and TiB₂/TiN reinforced NiAl by self-propagating combustion synthesis, Vacuum 2018, 151, 185-188.
 13. Ye D, Hu J, Handbook of Practicality Inorganic Thermodynamics, Metallurgical Industry Press, Beijing, 2002.
 14. Karimi A, Baharvandi HR, Abdizadeh H, Investigation on the effects of the amount and source of carbon on synthesis of Ti₂AlC nanostructure by self-propagating high temperature synthesis method, Journal of New Materials, 8(1), 57-68, 2017. (in Persian).
 15. Aminikia B, Firouzi S, Investigating the effect of milling time on the final microstructure of nanocrystalline TiB₂-TiC powder fabricated by MACS method, Journal of New Materials, 5(1), 15-25, 2014. (in Persian).
 16. Cui HZ, Ma L, CaO LL, Teng FL, Cui N, Effect of NiAl content on phases and microstructures of TiC-TiB₂-NiAl composites fabricated by reaction synthesis, Trans. Nonferrous Met. Soc. China 2014, 24, 346-353.