



Ferdowsi  
University of  
Mashhad

# Journal of Metallurgical and Materials Engineering

Page Journal: <https://jmme.um.ac.ir>

ISSN 2226-7626



JOURNAL OF  
METALLURGICAL  
AND MATERIALS  
ENGINEERING

## Experimental Investigation of Thermal and Mechanical Behavior of Ni/Al Reactive Composites Synthesized by Mechanical Alloying\*

Research Article

Ali Alizadeh<sup>1</sup>, Mehdi Abdollahi Azghan<sup>2</sup>

DOI: [10.22067/jmme.2022.76226.1049](https://doi.org/10.22067/jmme.2022.76226.1049)

### 1- Introduction

Commonly used energetic materials are based on monomolecular compounds, such as TNT, RDX, HMX, CL-20, etc. The maximum heat of combustion of such materials is generally limited by the enthalpy of formation of their reaction products, CO<sub>2</sub> and H<sub>2</sub>O upon complete oxidation. Recent developments in materials processing and characterization resulted in the discovery of a new type of reactive materials containing nano-scaled metal components. The well-known high oxidation energies of metallic fuels can now be released very rapidly because of the very high reactive interface areas in such metal-based reactive nanomaterials. Consequently, these materials are currently being examined for an entire range of applications. Recently, the studies have been focused on the use of Reactive Materials (RM) and Reactive Material Structures (RMS) for military purposes. Alloys based on the intermetallic compound of nickel and aluminum (e.g., NiAl and Ni<sub>3</sub>Al) possess an ideal combination of mechanical and physical properties that make them attractive candidates for many high-temperature applications in aviation, automotive, and nuclear power engineering. These properties include a high melting point, high strength-to-weight ratio, low density, and high thermal conductivity. Besides, the Ni-Al system has an additional advantage of existence of large differences in the heats of reaction of its various intermetallic compounds (e.g., NiAl<sub>3</sub>, Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub>, NiAl, and Ni<sub>3</sub>Al). The development trend of reactive materials is to increase the strength, density, reaction energy and to control the insensitivity of reactive materials. Greater strength can ensure the structural reliability and improves penetrating performance when used as warheads. Greater density can increase the kinetic energy in the process of

penetrating target and therefore leads to a further improvement of penetrating performance. Greater reaction energy can play a contributing factor to the lethality enhancement of warheads. Greater insensitivity can improve the safety during transport and store.

### 2- Experimental

In this study, the Al-Ni (with 2:1, 1:1 and 1:3 molar ratios) composites were fabricated first by high energy ball milling of Al (spherical, 20 μm, purity: 99.9%) and Ni carbonyl (spherical, 10 μm, purity: 99.8%) powders. The sample codes and molar ratio of powders are shown in Table 1. Also, Fig. 1 shows FESEM images of Al and Ni powders. The ball-to-powder mass ratio was approximately 20:1. The raw powders were mixed for 6 h at 430 r/min in argon to avoid mechanical alloying. To distinguish this process from mechanical alloying that is mostly generated by high-energy ball milling, the blending process is referred to as mechanical mixing in the work. 2 wt.% of stearic acid was added into the mixtures to prevent cold welding. For mechanical test samples, the mixed powders were pressed at 1400 MPa for approximately 10 min, followed by sintered at argon atmosphere. Briefly, the oven temperature was ramp up to 400 °C with a rate of approximately 10 °C/h. The pressed specimens were held at 400 °C for 1 h. The specimens were further cooled to ambient temperature with an average cooling rate of 10 °C/h. For thermal test samples, the mixed powders were pressed at 500 MPa for approximately 5 min.

The microstructure of the composites was determined by X-ray diffraction (XRD, PW 1730, Philips) with Cu Kα radiation (1.54060 Å) and Field Emission scanning electron microscopy (FESEM, TESCAN MIRA3) augmented with energy-disperse spectroscopy (EDS). Thermal analysis was accomplished through thermo

\*Manuscript received: 15 April 2022, Revised, 15 June 2022, Accepted, 15 October 2022.

<sup>1</sup> Corresponding Author, Assistant Professor, Department of Material Engineering, Malek Ashtar University of Technology, Tehran, Iran. **Email:** [a\\_alizadeh@mut.ac.ir](mailto:a_alizadeh@mut.ac.ir).

<sup>2</sup> Ph.D. Student, Department of Material Engineering, Malek Ashtar University of Technology, Tehran, Iran. Department of Material Engineering, Malek Ashtar University of Technology, Tehran, Iran.

gravimetric and differential scanning calorimetry (TGeDSC) (STA504, Jupiter, NETZSCH). The samples (approximately 10 mg) were heated to 800 °C at a heating rate of 10 K/min in a high-purity argon atmosphere (40 mL/min). Dynamic compressive tests were performed using compression test (at the strain rate of 0.6 mm/min) and Split-Hopkinson Pressure Bar (equipped with 14.5 mm diameter steel bar at the strain rate of  $10^3 \text{ s}^{-1}$ ) at least three samples were tested repeatedly.

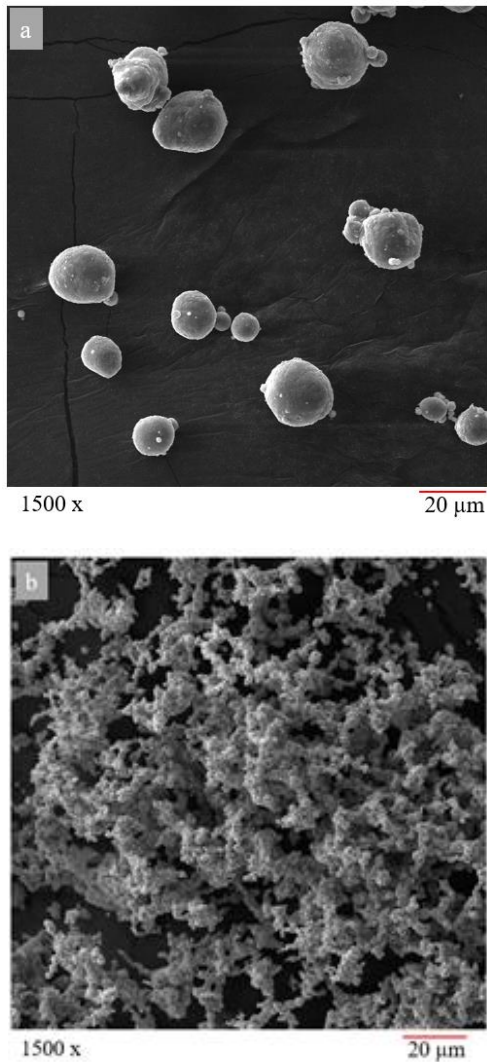


Figure 1 FESEM images of a) Al and b) Ni powders.

Table 1. Sample code and molar ratio of powder.

Sample code	molar ratio	
	Al	Ni
1	2	1
2	1	1
3	1	3

Figures 2 to 4 show the FESEM images of the Al-Ni powders with ratios of 2:1 (sample 1), 1:1 (sample 2) and 1:3 (sample 3) with two different magnifications respectively. Ni particles that are brittle are crushed and turned into smaller particles due to impact. Also, these particles change the shape of Al plastic. Therefore, as the molar ratio of Ni increases, Al particles becomes finer and penetration of Ni particles improves.

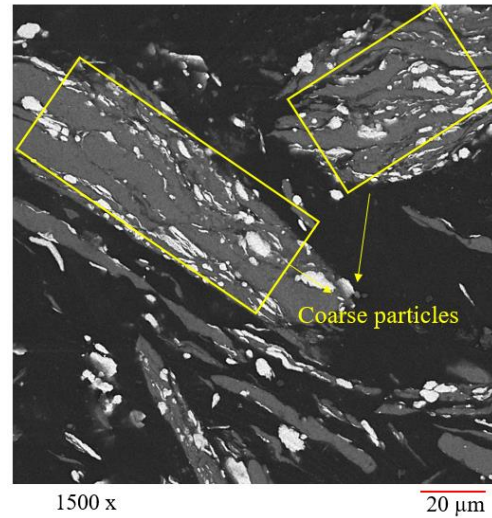


Figure. 2 FESEM images showing surface morphological of 2Al: Ni

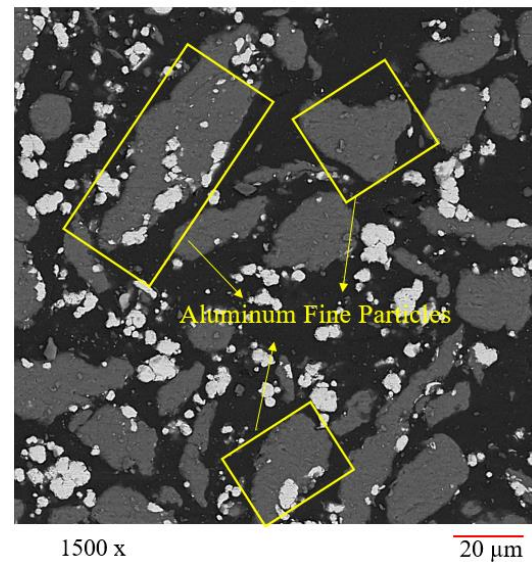
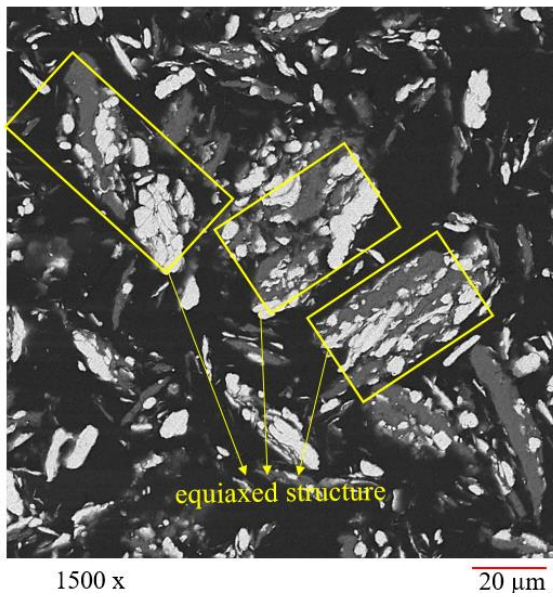
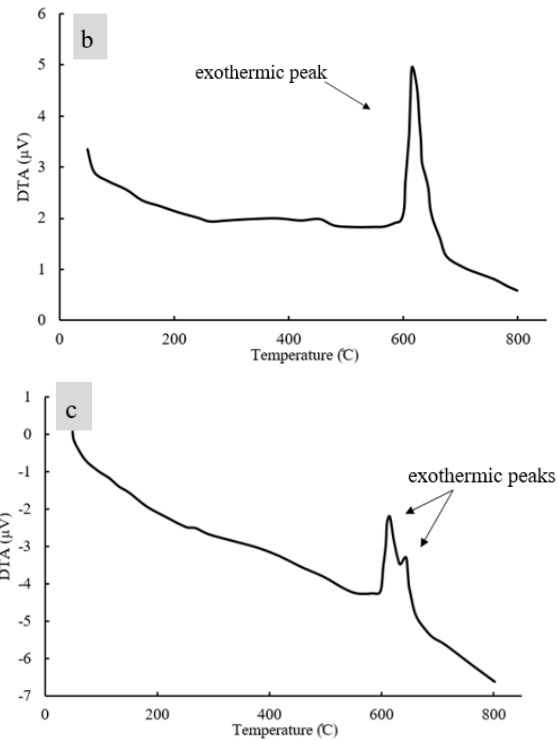
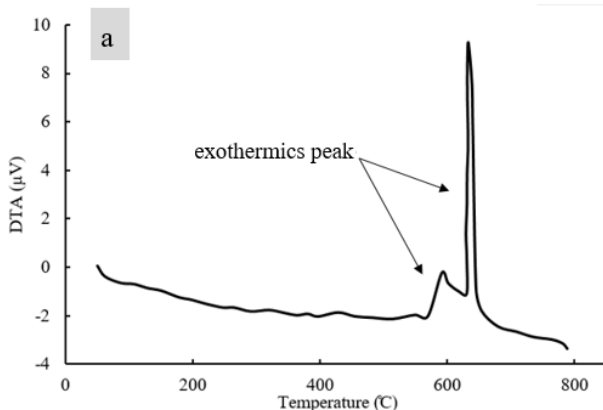


Figure. 3 FESEM images showing surface morphological of Al: Ni



**Figure. 4** FESEM images showing surface morphological of Al<sub>3</sub>Ni

The results of DTA test for samples 1 to 3 are shown in Figure 5. In sample 1, there are two exothermic peaks at the temperature of 585 °C and 630 °C. According to Al-Ni phase diagram, the first peak is related to the formation of Al<sub>3</sub>Ni and the second peak is related to the formation of Al<sub>3</sub>Ni<sub>2</sub>; because with the increase in the temperature and phase penetration after the formation of the Al<sub>3</sub>Ni phase, the thermodynamic conditions for the formation of the phase richer in Ni are provided. In sample 2, there is an exothermic peak around 615 °C, which shows the formation of AlNi. In sample 3, there are two overlapping exothermic peaks around 615 °C and 640 °C (Figure 5-c). According to Al-Ni phase diagram, the first peak is related to the formation of AlNi and the second peak is related to the formation of AlNi<sub>3</sub>; Because with the increase of the temperature and phase penetration after the formation of AlNi phase with the presence of some remaining Ni in the structure, thermodynamic conditions are provided for the formation of a phase richer in Ni.



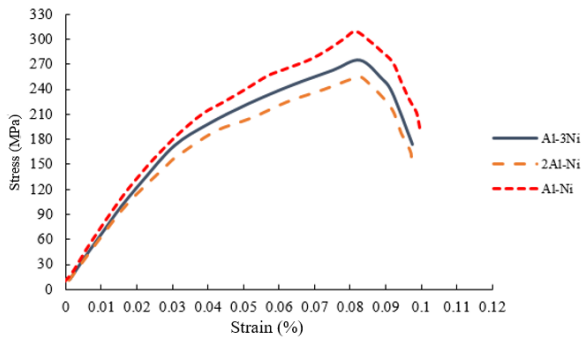
**Figure. 5** DTA diagram of samples a) 1, b) 2 and c) 3.

The results of the ignition test are shown in Table 2. The maximum temperature of the reaction shows that two Al-Ni samples with molar ratios of 2Al: Ni and Al: Ni release a lot of energy compared to the other sample, which is due to the presence of more Al in these two samples; But comparing samples 1 and 2, more heat is released in the reaction with final product of AlNi.

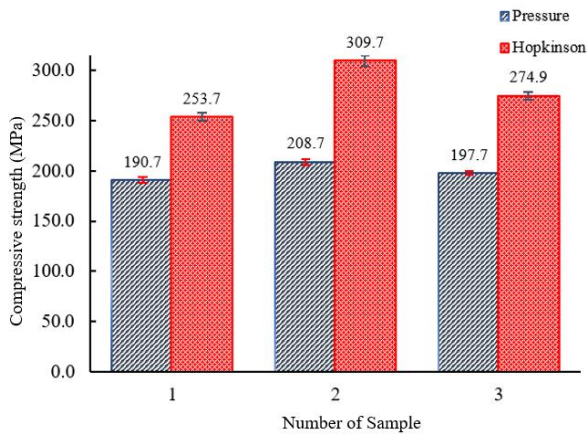
**Table 2.** The results of the ignition test

Sample code	1	2	3
Temperature of Start reaction (°C)	223	210	190
Maximum temperature (°C)	778	870	730
ignition duration (s)	1.66	3.16	5.53
Velocity (mm/s)	18.07	14.42	5.42

Figures 6 and 7 respectively show the stress-strain curve obtained from the Hopkinson test and the compressive strength obtained from the pressure and Hopkinson tests of the composites prepared with different percentages of Al-Ni. In both compressive and Hopkinson tests, the lowest strength is related to sample 1 (2Al: Ni) and the highest strength is related to sample 2 (Al: Ni).



**Figure 6.** Stress-Strain diagram of SHPB test for samples with different molar ratio of Al-Ni.



**Figure 7.** Compressive strength of compression and SHPB test for samples with different molar ratio of Al-Ni.

#### 4- Conclusion

In this study, the effect of the different molar ratio of constituent particles on the microstructure, thermal and mechanical properties of Al-Ni composites were investigated. The results are as follows:

- 1- FESEM images showed the creation of a more uniform and fine-grained structure with the increase of Ni particles of the resulting composite in the mechanical milling.
- 2- In the ignition test, due to the AlNi product, the highest value of the heat released was related to a sample with 1:1 Al: Ni molar ratio.

- 3- In the compression and Hopkinson tests, the highest values of compressive strength were 208.7 and 309.7 MPa respectively, which belong to a 1:1 Al: Ni molar ratio.
- 4- The results showed that the compressive strength increased by changing the strain rate from  $0.01 \text{ s}^{-1}$  (in the compression test) to  $1000 \text{ s}^{-1}$  (in the Hopkinson test).



## بررسی تجربی رفتار حرارتی و مکانیکی کامپوزیت واکنشی Al-Ni سنتز شده به روش آسیاب مکانیکی\*

مقاله پژوهشی

علی علیزاده<sup>۱</sup> مهدی عبدالهی آذغان<sup>۲</sup>

DOI: 10.22067/jmme.2022.76226.1049

**چکیده** کامپوزیت‌های واکنشی گروه جدیدی از مواد کامپوزیتی هستند که از دو یا چند ماده فلزی تشکیل شده‌اند؛ به طوری که در شرایط محیط قادر به اشتعال یا انفجار نیستند. ولی در اثر شوک، بارهای ضربه‌ای شدید و افزایش دما، قابلیت آزادسازی انرژی زیادی را دارند. هدف از این تحقیق، بررسی تأثیر تغییر درصد ذرات بر ریزساختار، خواص حرارتی و مکانیکی کامپوزیت Al-Ni است. به این منظور، ترکیب Al-Ni با نسبت‌های مولی ۲ به ۱، ۱ به ۱ و ۱ به ۳ آسیاب و مخلوط شدند. سپس نمونه‌ها پرس سرد شده و در دمای  $400^{\circ}\text{C}$  به مدت یک ساعت تحت اتمسفر گاز خنثی زیتتر شدند. ریزساختار به وسیله میکروسکوپ الکترونی روبشی نشر میدانی (FESEM) آنالیز شد. برای بررسی خواص حرارتی و مکانیکی به ترتیب از آزمون‌های DTA و احتراق و فشار و هاپکینسون استفاده شد. در آزمون احتراق بیشترین حرارت آزاد شده مربوط به نمونه با نسبت ۱ به ۱ بود که علت آن تشکیل فراروده AlNi است. در آزمون فشار و هاپکینسون بیشترین استحکام فشاری مربوط به نمونه با نسبت ۱ به ۱ و به ترتیب  $208.7$  و  $309.7$  Mpa بود. همچنین نتایج نشان داد با افزایش نرخ کرنش از  $0.01\text{ s}^{-1}$  (در آزمون فشار) به  $1000\text{ s}^{-1}$  (در آزمون هاپکینسون) استحکام فشاری افزایش می‌یابد. واژه‌های کلیدی کامپوزیت‌های واکنشی، خواص فشاری، خواص حرارتی، آلیاژسازی مکانیکی.

## Experimental Investigation Thermal and Mechanical Behavior of Ni/Al Reactive Composites Synthesized by Mechanical Alloying

Ali Alizadeh<sup>1</sup>

Mehdi Abdollahi Azghan<sup>2</sup>

**Abstract** Reactive composites are a new group of composite materials consisting of two or more metal materials that can not ignite or explode in the environment but can release a lot of energy due to shock and severe impact loads. This study aimed to investigate the effect of the ratio of constituent particles on the microstructure and thermal and mechanical properties of the Al-Ni composite. For this purpose, the Al-Ni compound with 2:1, 1:1 and 3:1 molar ratios was milled and mixed. Then the samples were cold pressed and sintered at  $400^{\circ}\text{C}$  under argon atmosphere for one hour. The microstructure of samples was analyzed by microstructure field emission scanning electron microscopy (FESEM) and XRD. For the investigation of thermal and mechanical properties, DTA and ignition tests and compression and Hopkinson tests were used respectively. In the ignition test, due to the AlNi product, the highest value of heat released was related to a sample with 1:1 Al: Ni molar ratio. In the compression and Hopkinson tests, the highest values of compressive strength were 208.7 and 309.7 Mpa respectively, which belong to a 1:1 Al: Ni molar ratio. Also, the results showed that the compressive strength increased by changing the strain rate from  $0.01\text{ s}^{-1}$  (in the pressure test) to  $1000\text{ s}^{-1}$  (in the Hopkinson test).

**Key Words:** Reactive composites, Compressive properties, Thermal properties, Mechanical alloying.

\* تاریخ دریافت مقاله ۱۴۰۱/۱/۲۶ و تاریخ پذیرش آن ۱۴۰۱/۷/۲۹ می‌باشد.

Email: a\_alizadeh@mut.ac.ir

(۱) نویسنده مسئول: استادیار، مهندسی مواد، دانشگاه مالک اشتر، تهران .

(۲) استادیار، مهندسی مواد، دانشگاه مالک اشتر، تهران .

## مقدمه

مواد پراثری که به صورت معمول مورد استفاده قرار می‌گیرد ترکیب‌های تک‌مولکولی هستند که TNT (Trinitrotoluene) و RDX (Royal Demolition Explosive) از مهم‌ترین این مواد انفجاری می‌باشند. انرژی تولید شده این مواد پراثری توسط آنتالپی واکنش محدود می‌شود [1,2]. همچنین چگالی انرژی تولید شده در اثر احتراق این نوع مواد نسبتاً پایین و سرعت احتراق آن به صورت لحظه‌ای است. مواد واکنشی ساختاری (RSM) (Reactive Structural Materials) گروه جدیدی از مواد کامپوزیتی که متشکل از دو یا چند ماده فلزی با ذرات سرامیک اکسیدی هستند که در شرایط محیط قادر به اشتعال یا انفجار نیستند ولی در اثر شوک و بارهای ضربه‌ای شدید، قابلیت آزادسازی انرژی زیادی را دارند. مقدار و نرخ انرژی آزاد شده نقش مهمی در افزایش اثر تخریب مهمات دارد. به دلیل این خصوصیات ویژه، این مواد قابلیت استفاده بالقوه در کاربردهای نظامی مانند ترکش‌ها و زره‌های واکنش‌پذیر و گلوله‌های واکنشی را دارند. گرمای قابل توجه حاصل از واکنش‌های شیمیایی، مانند اکسیداسیون، تشکیل فازهای بین فلزی و واکنش‌های ترمیت معمولاً باعث افزایش انرژی گرمایی آزاد شده آنها شده و منجر به آسیب ثانویه (سوختگی در اثر حرارت ناشی از واکنش گرمازا) قابل توجهی می‌شود. RSM براساس فلزاتی ساخته می‌شوند که اکسیداسیون و یا فلئوئوراسیون آنها با انرژی آزاد شده بالایی رخ دهد. آلومینیوم (Al)، منیزیم (Mg)، تیتانیوم (Ti) و زیرکونیم (Zr) از جمله مواد مورد نظر است. اولین RSM‌هایی که در تحقیقات یافت می‌شود ترکیب Al-PTFE (Polytetrafluoroethylene) است که به علت فرایند فلئوئوراسیون انرژی بسیار زیادی در مقایسه با اکسیداسیون آزاد می‌کند [3,4]؛ اما به دلیل استفاده از مواد پلیمری خواص مکانیکی خوبی ارائه نمی‌دهد. بعد از آن ترکیب می‌توان به معروف‌ترین آنها یعنی Al-Ni اشاره کرد که در این نوع مواد واکنشی، انرژی آزاد شده حاصل از تشکیل ترکیب‌های بین‌فلزی است که در صورت عدم وجود اکسیژن کافی نیز می‌تواند انرژی آزاد کند. تحقیقات بسیاری در مورد این ترکیب انجام شده است که علت آن خواص مکانیکی مناسب و حساسیت به ضربه پایین است. RSM‌ها با توانایی آزاد کردن انرژی با احتراق بسته به شرایط خاص، امکان کاربردهای متفاوتی را به غیر از مواد منفجره یا مواد آتش‌زا را فراهم می‌کنند. ویژگی‌های شروع واکنش، آزادسازی

انرژی و خواص این مواد را می‌توان براساس متغیرهایی مانند توزیع حجمی واکنش‌دهنده‌ها، چگالی مواد، نوع سیستم مواد، روش ساخت، روش شکل‌دهی و... خواص تغییر داد [3,5]. وو و همکاران [6] تأثیر افزودن پودر Ni بر خواص مکانیکی و حرارتی کامپوزیت Al-PTFE را مورد مطالعه قرار دادند. آنها مشاهده کردند افزودن Ni به کامپوزیت Al-PTFE ابتدا باعث افزایش خواص مکانیکی کامپوزیت و سپس کاهش آن می‌شود. همچنین نشان دادند کامپوزیت Al-Ni در حین آزمون حرارتی  $991/9 \text{ J/g}$  انرژی آزاد می‌کند که  $12/5$  برابر بیشتر از انرژی آزاد شده در نمونه Al-PTFE است.

ژانگ و همکاران [7] تأثیر روش‌های آلیاژسازی آسیاب مخلوطی (TM) (Turbula Mixing)، آسیاب سایشی (AM) (Attritor Mill) و آسیاب سیاره‌ای (PM) (Planetary Mill) بر ریزساختار و خواص حرارتی را برای Al-Ni با نسبت ۳ به ۱ مورد مطالعه قرار دادند. نویسندگان نمونه‌های تهیه شده بعد از آسیاب و قبل از پرس و زینتر (RM) و بعد از آن (RSM) را تحت آزمون حرارتی قرار دادند. در نتیجه، ریزساختار پودر TM شکل اصلی پودر خام Al و Ni را نشان داد. ریزساختار پودر AM به‌طور قابل توجهی متفاوت با شکل پودر خام بود. به‌طور خاص، شکل سوزن پودر خام Ni ناپدید و شکل کلی نیز کشیده‌تر شد. بیشتر دانه‌ها به‌صورت اندازه زیر میکرون رسیدند. در روش PM، شکل اصلی ماده خام کاملاً از بین رفته و ریزساختار نانو لایه در سراسر نمونه مشاهده شد. همچنین آنالیز DSC برای تجزیه و تحلیل ویژگی‌های حرارتی پودرهای RM و قرص‌های RSM با تغییر ریزساختار را نیز انجام دادند. منحنی گرمایی در پودر PM بسیار وسیع‌تر از پودر TM و پودر AM بود. دمای شروع واکنش پودر PM حداقل  $200$  درجه کمتر از سایر پودرها است که علت آن کاهش اندازه دانه پودرها است. گرمای تشکیل کل به ترتیب برای پودر TM،  $720 \text{ J/g}$ ، پودر AM،  $630 \text{ J/g}$  و پودر PM،  $540 \text{ J/g}$  گزارش شد.

رن (Ren) و همکاران [8] سه ترکیب متفاوت از تنگستن-زیرکونیم-زیرکونیم هیدرید ساخته و تحت آزمون‌های حرارتی و مکانیکی قرار دادند. تمامی نمونه‌ها استحکام فشاری بالای  $1022 \text{ MPa}$  را نشان دادند. نمونه Zr-W بیشترین استحکام فشاری ( $1880 \text{ MPa}$ ) را ارائه داد. همچنین آن‌ها دریافتند Zr به دلیل واکنش با هوا، استحکام، سطح انرژی و چگالی بالا در کامپوزیت-های واکنشی بسیار مفید خواهد بود.

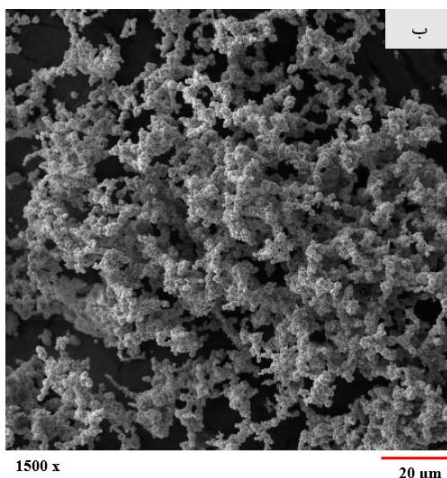
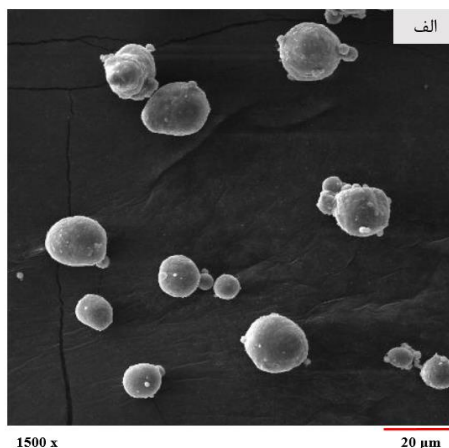
ژانگ و همکاران [9] تأثیر افزودن پودرهای Cu و PTFE به

منجرب می‌شود. بهبود عملکرد این خواص در دهه اخیر بسیار مورد بحث و مطالعه قرار گرفته است اما هنوز پیشرفت چشم‌گیری رخ نداده است. بر این اساس، نوآوری تحقیق حاضر نسبت به تحقیقات پیشین، بررسی ریزساختار، خواص حرارتی و مکانیکی نمونه‌های واکنشی برای درصدهای مختلف از Al و Ni و همچنین بهبود رفتار حرارتی و مکانیکی این نوع مواد است.

### بخش تجربی

#### مواد

در تحقیق حاضر، پودرهای Al (کروی، ۲۰ میکرون، خلوص ۹۹/۹٪) و Ni (سوزنی، ۱۰ میکرون، خلوص ۹۹/۹٪) با نسبت‌های مولی Al به Ni ۱:۱، ۲:۱، ۳:۱ مورد استفاده قرار گرفتند. شکل (۱) تصاویر FESEM از ذرات Al و Ni را نشان می‌دهد.



شکل ۱ تصاویر FESEM حاصل از ذرات الف) Al و ب) Ni

اندازه ۱۰ درصد حجمی بر ریزساختار، خواص حرارتی و مکانیکی کامپوزیت Al-Ni با نسبت یکسان را مورد بررسی قرار دادند. نتایج نشان داد حضور ذرات Cu و PTFE باعث افت خواص مکانیکی و حرارتی کامپوزیت می‌گردد. البته وجود پودر PTFE حساسیت به ضربه را افزایش داده و باعث می‌شود نمونه در شوک‌های ضربه‌ای پایین نیز شروع به واکنش شیمیایی کند. هو و همکاران [10] تأثیر افزودن ذرات Ni با درصدهای مختلف بر رفتار حرارتی و مکانیکی کامپوزیت‌های Al-PTFE با نسبت ۱ به ۳ را مورد بررسی قرار دادند. نتایج نشان داد در نمونه Al-PTFE سه پیک گرماگیر و یک پیک گرمازا وجود دارد که میزان انرژی آزاد شده ۷۹/۶ J/g است و این نمونه در دمای ۵۲۰ °C، ۶۶ درصد وزن خود را از دست می‌دهد که علت آن تجزیه PTFE است. در نمونه Al-Ni یک پیک گرمازا وجود دارد که میزان انرژی آزاد شده به ۹۹۱/۹ J/g می‌رسد و تغییر وزنی با افزایش دما در آن دیده نمی‌شود [10]. خواص فشار شبه استاتیک برای ۶ نمونه Al-Ni-PTFE نشان می‌دهد بیشترین میزان تنش مربوط به نمونه حاوی ۱۰ درصد وزنی Ni است. افزودن نیکل رفتار کامپوزیت را تردتر می‌کند و این اتفاق باعث می‌شود تمامی خواص مکانیکی به غیر از کرنش شکست و مدول سختی رفتار صعودی از خود نشان دهند.

هادجی (Hadji) و همکاران [11] تأثیر مدت زمان آسیاب بر ریز ساختار و خواص حرارتی را مورد مطالعه قرار دادند. بعد از ۱۰ ساعت راندمان آسیاب بیشتر شده و نیکل نیز ساختار ریز به خود می‌گیرد به طوری که لایه‌های نیکل و آلومینیوم در کنار هم قرار می‌گیرند. بعد از ۲۰ ساعت، ساختار تغییرات زیادی کرده است و به تکه‌های غنی از نیکل تبدیل شده‌اند. در آزمون سوزش، با افزایش زمان آسیاب تا ۱۰ ساعت مدت زمان سوزش کاهش پیدا می‌کند به طوری که برای زمان‌های ۵، ۷ و ۱۰ ساعت زمان سوزش ۲۰، ۱۷ و ۴/۲۵ ثانیه ثبت شد؛ اما در برای زمان ۲۰ ساعت آسیاب فقط قسمتی از نمونه دچار سوزش شد. بررسی آنالیز حرارتی برای زمان‌های مختلف نشان داد تعداد پیک‌های آزمون DTA بعد از ۱۰ ساعت آسیاب بیشتر از زمان‌های دیگر است.

مواردی که استفاده از کامپوزیت‌های واکنشی را به طور گسترده محدود می‌کند خواص مکانیکی و حرارتی ضعیف این نوع مواد است. به عنوان مثال استفاده از پلیمرها (مانند PTFE) خواص مکانیکی را به شدت کاهش می‌دهد و یا استفاده از W به علت چگالی بالا، وزن زیاد در یک حجم مشخص را

## ساخت کامپوزیت‌ها

پودرهای Al و Ni با نسبت‌های مولی Al به Ni ۲:۱، ۱:۱، ۱:۳ در مدت زمان ۶ ساعت با سرعت ۴۳۰ دور بر دقیقه با نسبت گلوله به پودر ۲۰:۱ تحت اتمسفر آرگون آسیاب سایشی شدند. همچنین برای جلوگیری از جوش سرد اضافی در حین عملیات آسیاب، ۲ درصد وزنی استتاریک اسید به‌عنوان عامل کنترل‌کننده فرایند (Process Control Agent (PCA) مورد استفاده قرار گرفت. پس از فرایند آسیاب، برای آزمون مکانیکی ابتدا پودرها در یک قالب با قطر یک سانتی‌متر تحت فشار ۱۴۰۰ MPa به مدت ۱۰ دقیقه فشرده شدند. سپس قرص‌های حاصل از پرس سرد، در کوره با نرخ گرمایش ۱۰ K/min در دمای ۴۰۰ °C به مدت ۱ ساعت تحت اتمسفر گاز آرگون خلوص بالا زیتتر شدند. از طرفی برای آزمون احتراق، نمونه‌های قرصی شکل با قطر ۳ cm و ضخامت ۱ mm تنها تحت فشار ۵۰۰ MPa به مدت ۵ دقیقه پرس سرد شدند. در تحقیق حاضر متغیرهای موجود مانند مدت زمان، سرعت و نسبت گلوله به پودر آسیاب و شرایط پرس و زیتتر با استفاده از مقالات موجود و تجارب گذشته انتخاب شدند.

## آزمون مکانیکی

به‌منظور بررسی خواص مکانیکی نمونه‌های زیتتر شده، آزمون فشار شبه استاتیکی به وسیله دستگاه سنتام (SANTAM) و با سرعت ۰/۶ mm/min بر اساس استاندارد ASTM E9 انجام گرفت. همچنین برای آزمون فشار کرنش بالا از دستگاه میله اسپلیت هاپکینسون فشاری (SHPB) (Split Hopkinson Pressure Bar) استفاده شد.

## بررسی ریزساختار

ریزساختار کامپوزیت‌ها به‌وسیله میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی (FESEM) (Field Emission Scanning Electron Microscopy) مدل TESCAN MIRA3 مجهز به طیف‌سنج EDS (Energy Dispersive Spectroscopy) و پراش اشعه ایکس (XRD، PHILIPS PW1730) با تابش Cu K $\alpha$  ( $\lambda = 1.54060 \text{ \AA}$ ) بررسی شد.

## نتایج و بحث

### بررسی ریزساختار نمونه‌ها

شکل‌های (۲) تا (۴) به ترتیب تصاویر FESEM مورفولوژی پودرهای Al-Ni با نسبت‌های ۲ به ۱ (نمونه ۱)، ۱ به ۱ (نمونه ۲) و ۱ به ۳ (نمونه ۳) بعد از آسیاب را در دو بزرگنمایی مختلف نشان می‌دهند. پودرهای Al-Ni به این دلیل که سختی و یکپارگی نیکل برابر ۶۳۸ Mpa و سختی و یکپارگی آلومینیوم برابر ۱۶۷ MPa است، یک سیستم نرم-ترد (Ductile-Brittle system) محسوب می‌شوند. به‌طور کلی در فرایند آلیاژسازی مکانیکی سه مکانیزم اصلی تغییر شکل پلاستیک، جوش سرد و شکست بر تغییرات مورفولوژی ذرات حاکم است. تغییر شکل پلاستیک ذرات Al و تشکیل ذرات صفحه‌ای شکل، جوش سرد ذرات ورقه‌ای شکل و در نهایت شکسته شدن ذرات نیز در این تصاویر دیده می‌شود. به عبارت بهتر ذرات داکتیل و دارای مورفولوژی کروی پودر Al اولیه در اثر برخوردهای شدید گلوله‌ها بین آنها محبوس شده و تغییر شکل می‌دهند و به‌صورت لایه‌ای یا ورقه‌ای درمی‌آیند [12,13].

ذرات Ni که ترد هستند در اثر ضربات وارده، خرد شده و به ذرات ریزتری تبدیل می‌شوند. همچنین این ذرات به کمک گلوله‌ها آمده و باعث تغییر شکل پلاستیک Al می‌شوند؛ بنابراین

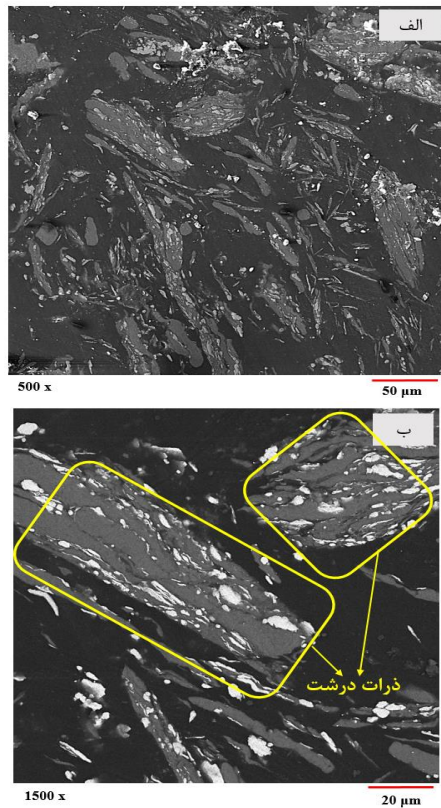
جدول ۱ شماره نمونه و نسبت مولی ذرات تشکیل دهنده

نسبت مولی		شماره نمونه
Ni	Al	
۱	۲	۱
۱	۱	۲
۳	۱	۳

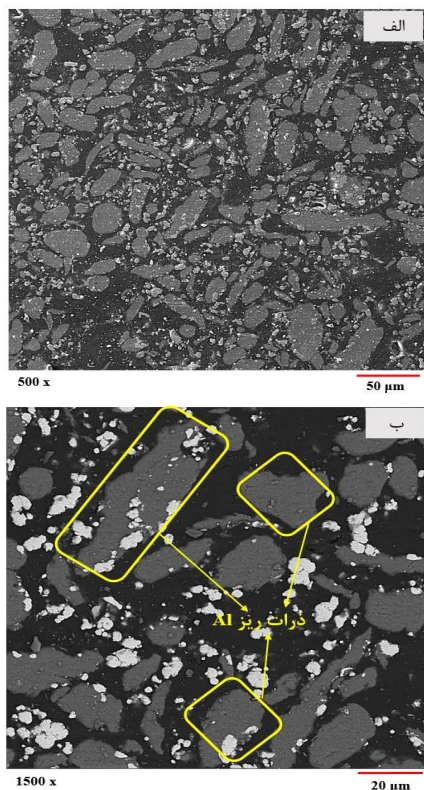
### آزمون حرارتی

به منظور بررسی رفتار حرارتی نمونه‌های واکنشی، از آنالیز حرارتی هم‌زمان (DTA) (Simultaneous Thermal Analyzer) مدل STA 504 برای بررسی واکنش‌های گرماده و گرمازا در کامپوزیت‌ها استفاده شد. این آزمون از دمای محیط (۲۵ °C) تا ۸۰۰ °C با نرخ حرارت‌دهی ۱۰ K/min تحت اتمسفر گاز آرگون خلوص بالا درون بوتله آلومینایی انجام شد. همچنین آزمون احتراق نیز روی نمونه‌ها انجام شد. در این آزمون اشتعال نمونه‌ها توسط شعله گاز پروپان انجام گرفت و جهت ثبت سرعت سوزش از دوربین سرعت‌بالا ۱۰۰۰ فریم بر ثانیه (CASIO) و دمای نمونه حین مشتعل شدن از پیرومتر دمابالا استفاده شد.





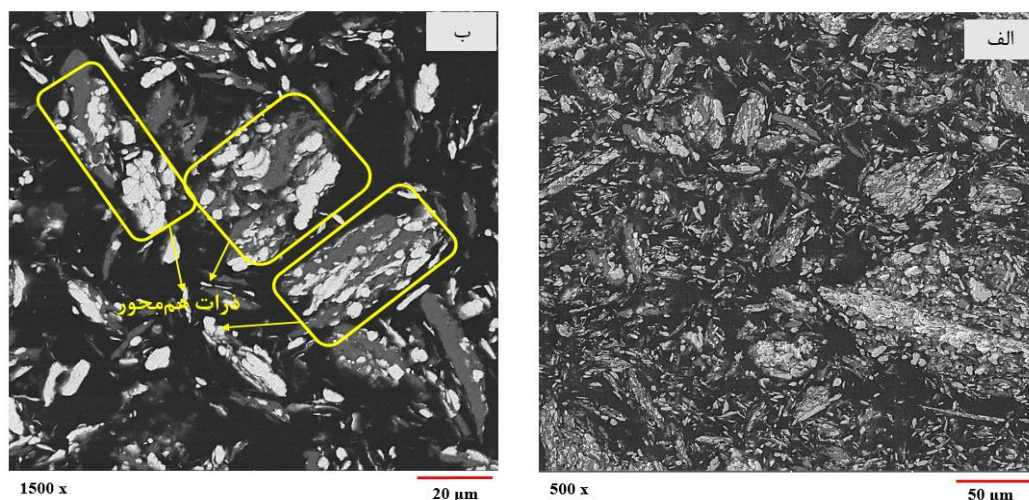
شکل ۲ تصاویر FESEM مورفولوژی نمونه ۱ حاصل از ۶ ساعت آسیاب در بزرگنمایی: (الف) ۵۰۰ x و (ب) ۱۵۰۰ x



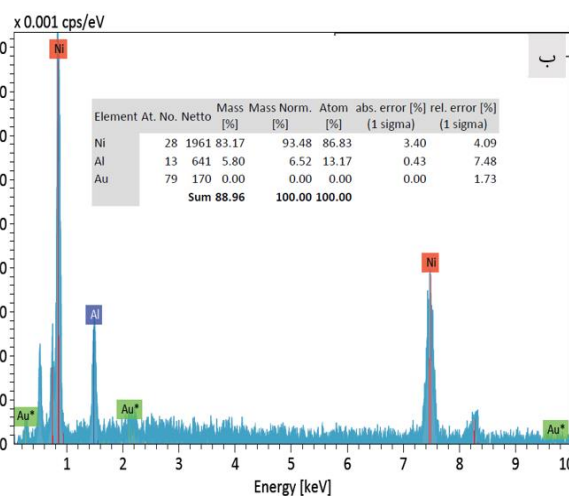
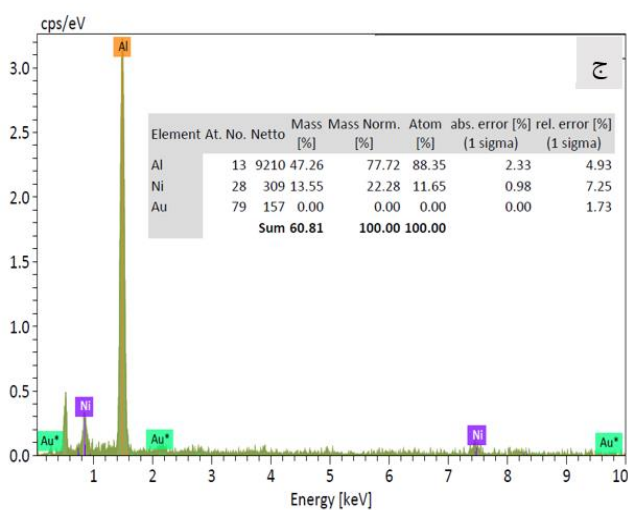
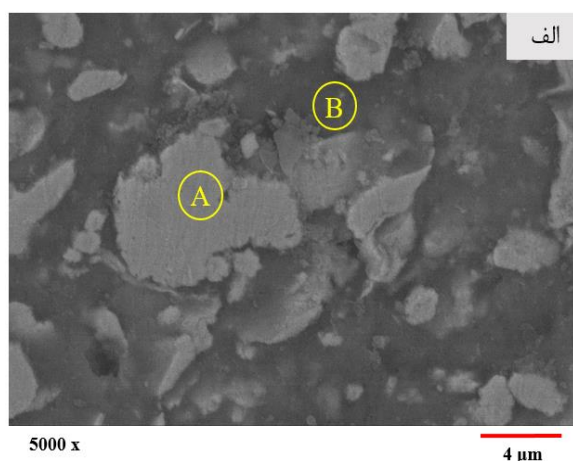
شکل ۳ تصاویر FESEM مورفولوژی نمونه ۲ حاصل از ۶ ساعت آسیاب در بزرگنمایی: (الف) ۵۰۰ x و (ب) ۱۵۰۰ x

هرچه نسبت مولی Ni بیشتر می شود در مدت زمان یکسان آسیاب ذرات Al ریزتر شده و نفوذ Ni بهتر صورت می گیرد. به عبارت بهتر، حضور بیشتر ذرات سخت Ni باعث افزایش تغییر فرم موضعی Al در اطراف ذرات Ni شده و در نتیجه نرخ کارسختی آلومینیوم را افزایش می دهد. این مسئله سبب می شود تا جوش خوردن ذرات تغییر شکل یافته در زمان های کوتاه تری آغاز شود؛ زیرا برای فعال شدن مکانیزم جوش خوردن، میزان تغییر شکل ذرات و چگالی نابجایی ها باید به یک مقدار بحرانی برسد. به عبارتی، ذرات سخت خود مشابه گلوله های آسیاب می توانند منجر به انتقال انرژی به فاز نرم گردند. همچنین افزودن بیشتر ذرات سخت منجر به کاهش چقرمگی شکست پودرهای کامپوزیتی می شود [14]. به همین دلیل مکانیزم شکست در فرایند آلیاژسازی مکانیکی پودر کامپوزیتی زودتر فعال می شود. همان طور که در شکل های (۲) تا (۴) نشان داده شده است، افزایش نسبت مولی Ni در مقایسه با Al سرعت کاهش اندازه ذرات را افزایش داده و سرعت نفوذ را بهبود می بخشد.

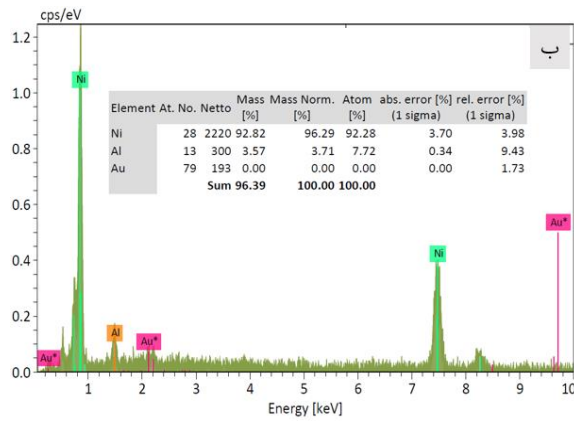
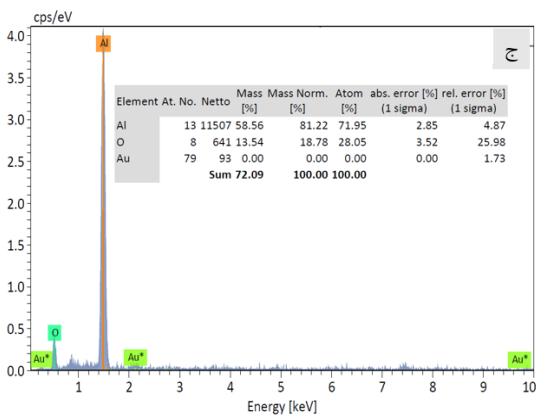
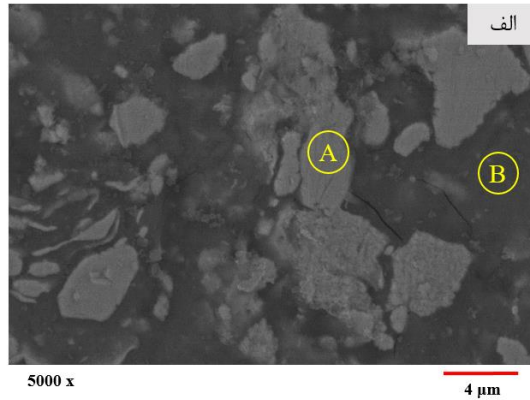
شکل های (۵) تا (۷) تصاویر FESEM همراه با آنالیز EDS از نمونه های زینتر شده ۱ تا ۳ را نشان می دهد که در این تصاویر نواحی روشن نمایانگر فاز Ni و نواحی تیره نمایانگر فاز Al است. در نمونه ۳ (Al-3Ni) با توجه به نتایج آنالیز EDS و نسبت مولی بیشتر Ni برای این نمونه، اکثر نواحی در ریزساختار فاز روشن است. آنالیز EDS از دو ناحیه C و D در شکل (۷-الف) گرفته شده است. درصد اتمی عناصر تشکیل دهنده موجود در ناحیه C، نشان دهنده فازی متناظر با  $AlNi_3$  [15] و همچنین درصد اتمی عناصر تشکیل دهنده موجود در ناحیه D، نشان دهنده فازی متناظر با  $AlNi$  [11] است. این موضوع بیان کننده این است که در حین عملیات زینترینگ به صورت جزئی ترکیب های بین فلزی در نمونه Al-3Ni تشکیل شده است. در صورتی که این گونه از ترکیب های بین فلزی در زینتر نمونه های ۱ و ۲ مشاهده نشد و فقط نواحی Al و Ni وجود دارد (شکل های ۵ و ۶). علاوه بر این الگوی XRD گرفته شده از نمونه ۳ (شکل ۷-ب) حضور ترکیب های بین فلزی در این نمونه را تأیید می کند.



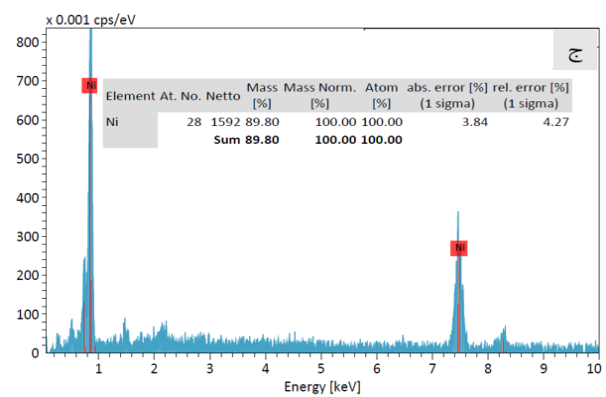
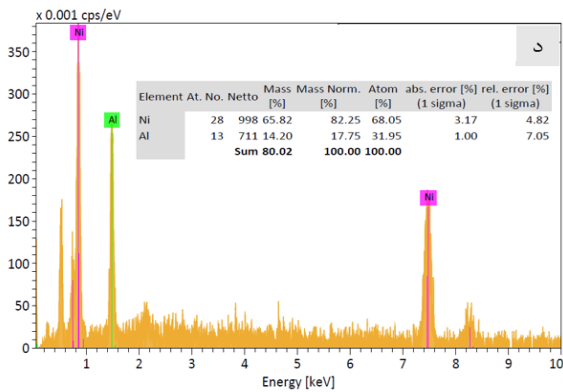
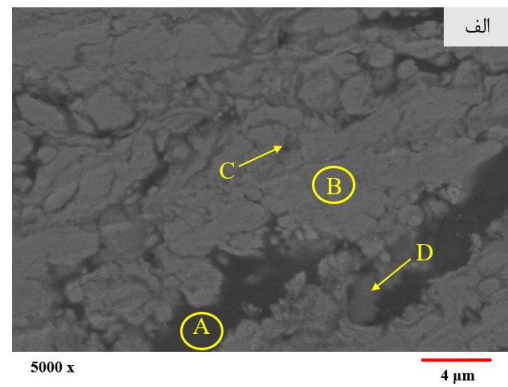
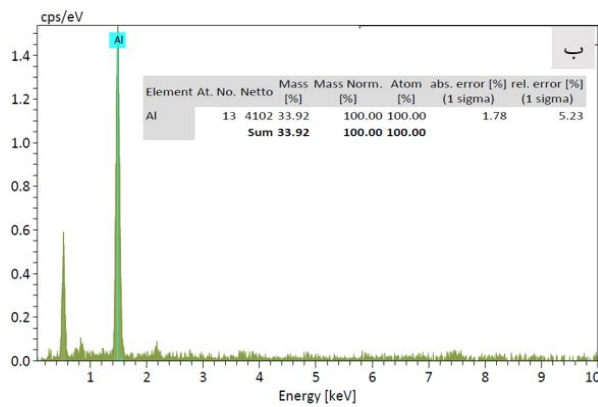
شکل ۴ تصاویر FESEM مورفولوژی نمونه ۳ حاصل از ۶ ساعت آسیاب در بزرگنمایی: (الف) ۵۰۰x و (ب) ۱۵۰۰x

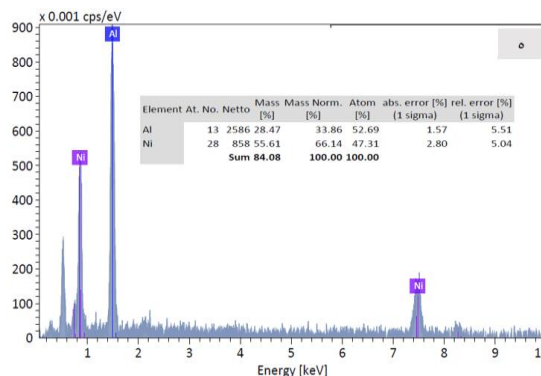
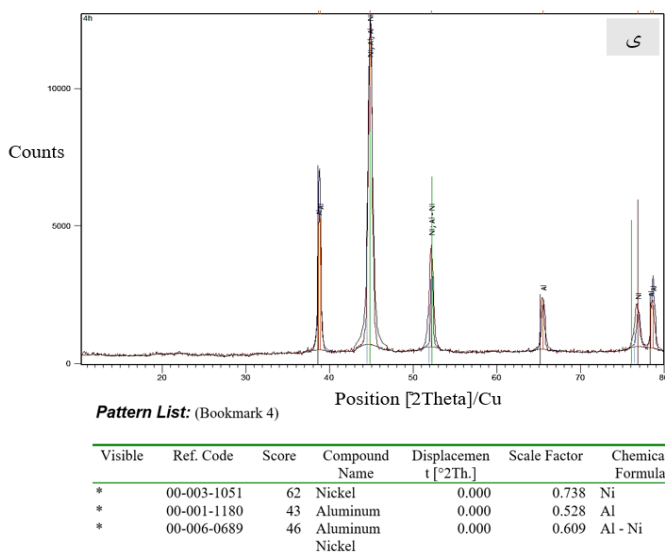


شکل ۵ (الف) تصویر FESEM از نمونه ۱، (ب) آنالیز EDS از ناحیه A و (ج) آنالیز EDS از ناحیه B



شکل ۶ الف) تصویر FESEM از نمونه ۲، ب) آنالیز EDS از ناحیه A و ج) آنالیز EDS از ناحیه B





شکل ۷ (الف) تصویر FESEM از نمونه ۳، (ب) آنالیز EDS از ناحیه A، (ج) آنالیز EDS از ناحیه B، (د) آنالیز EDS از ناحیه C، (ه) آنالیز EDS از ناحیه D و (ی) الگوی XRD از نمونه ۳

۶۴۰ °C وجود دارد (شکل ۸-ج). با توجه به دیاگرام فازی Al-Ni، پیک اولی به تشکیل AlNi و پیک دومی به تشکیل AlNi<sub>3</sub> مربوط می شود؛ زیرا با افزایش دما و نفوذ فازی پس از تشکیل فاز AlNi با وجود مقداری Ni باقیمانده در ساختار شرایط ترمودینامیکی برای تشکیل یک فاز غنی تر از Ni فراهم می شود [11].



Al می تواند در دماهای بالا با Ni واکنش دهد و در نهایت ترکیب های بین فلزی خاصی را تشکیل دهد [17]. دمای شروع واکنش سیستم Al-Ni تقریباً ۶۴۰ °C است [18,19]. این دماهای شروع واکنش ها بالاتر از دمای زینترینگ (۴۰۰ °C) هستند؛ بنابراین، واکنش های بین سیستم Al-Ni در کامپوزیت های زینتر شده، صورت نگرفتند.

در حقیقت، پودرها به سرعت در فصل مشترک واکنش داده و ذوب می شوند تا AlNi را تشکیل دهند [20]. به طوری که پس از آن با نفوذ بیشتر نیکل به لایه های آلومینیوم منجر به تشکیل AlNi<sub>3</sub> و محلول های جامد دیگر می شوند. این موضوع همچنین توسط محصولات واکنش که به صورت ساختار صفحه ای در فصل مشترک ذرات و فواصل نفوذ زیاد آلومینیوم در ذرات نیکل حضور پیدا می کنند، قابل اثبات است [21]؛ بنابراین تشکیل AlNi با آنتالپی تشکیل بالای آن تسهیل می شود که بر نیروی محرکه

### بررسی خواص حرارتی نمونه ها

نتایج آزمون DTA برای نمونه های ۱ تا ۳ در شکل (۸) نشان داده شده است.

در نمونه ۱، دو پیک گرمازا در دمای حدود ۵۸۵ °C و ۶۳۰ °C وجود دارد. با توجه به دیاگرام فازی Al-Ni، پیک اولی به تشکیل Al<sub>3</sub>Ni و پیک دومی به تشکیل Al<sub>3</sub>Ni<sub>2</sub> مربوط می شود؛ زیرا با افزایش دما و نفوذ فازی پس از تشکیل فاز Al<sub>3</sub>Ni، شرایط ترمودینامیکی برای تشکیل یک فاز غنی تر از Ni فراهم می شود [16].

به طور کلی Al نرخ نفوذ بالاتری نسبت به Ni دارد که به اتم های Al اجازه می دهد تا به آسانی در سطح مشترک بین ذرات Al و Ni، جایی که واکنش تشکیل بین فلزی رخ می دهد، جمع شوند؛ بنابراین، بین فلزی اولیه تشکیل شده توسط واکنش Al-Ni باید Al<sub>3</sub>Ni [15] باشد و محصول واکنش ثانویه باید Al<sub>3</sub>Ni<sub>2</sub> باشد. واکنش ها در نمونه 2Al:Ni باید به ترتیب طبق واکنش (۱) و سپس (۲) انجام شود [16].



در نمونه ۲، یک پیک گرمازا در حدود ۶۱۵ °C وجود دارد که طبق واکنش (۳) تشکیل فاز AlNi را نشان می دهد.

در نمونه ۳، دو پیک همپوشان گرمازا در حدود ۶۱۵ °C و

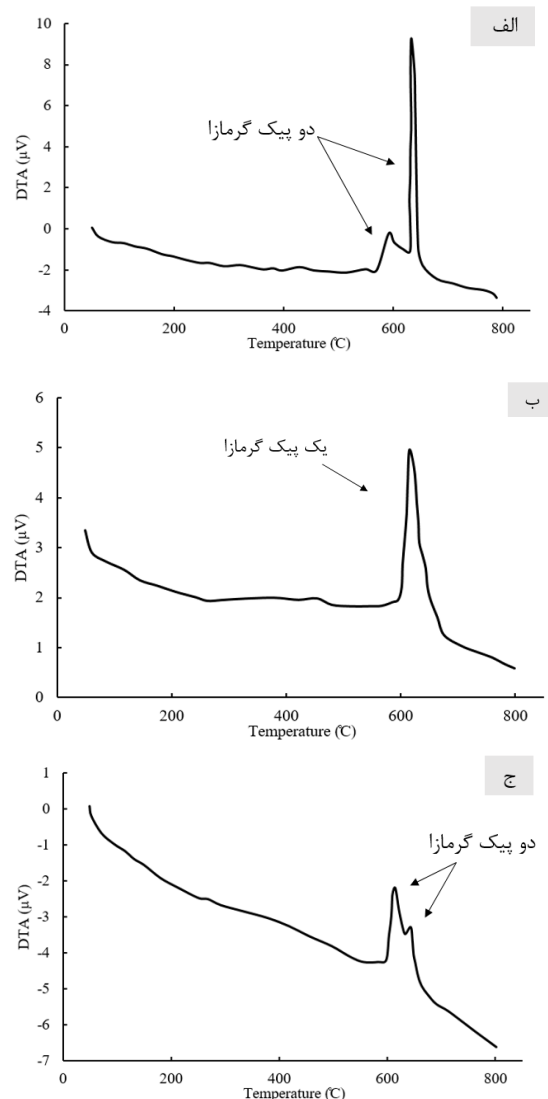
### بررسی احتراق نمونه‌ها

نتایج حاصل از آزمون احتراق در جدول (۱) نشان داده شده است. دمای شروع واکنش (Ignition temperature)، دمایی است که در آن واکنش گرمازا خود انتشار (SPER) (-Self Propagating Exothermic Reaction) شروع می‌شود. دمای بیشینه (Maximum temperature)، بیشترین دمایی است که نمونه در حین فرایند احتراق تجربه می‌کند. طول مدت احتراق (Ignition duration)، زمان لازم برای شروع واکنش‌های SPER از زمان اعمال منبع حرارت‌دهی (شعله گاز پروپان) است. به عبارتی، مدت زمانی است که طول می‌کشد تا نمونه محترق شود. زمان احتراق (Ignition time)، مدت زمانی است که واکنش SPER در حال انجام شدن است؛ به عبارت دیگر، به مدت زمانی که طول می‌کشد تا جبهه حرارتی کل طول نمونه را طی کند، زمان احتراق می‌گویند. سرعت سوزش هم سرعتی است که جبهه حرارتی در طول نمونه حرکت می‌کند. بیشینه دمای حاصل از واکنش نشان می‌دهد دو نمونه Al-Ni با نسبت‌های مولی ۲ به ۱ و ۱ به ۱ در مقایسه با نمونه دیگر انرژی زیادی آزاد می‌کند که علت آن وجود Al بیشتر در این دو نمونه است؛ اما در مقایسه دو نمونه ۱ و ۲، در واکنشی که محصول آن AlNi است گرمای بیشتری آزاد می‌شود [23]. بنابراین دمای بیشینه نمونه ۲ نسبت به نمونه ۱ بیشتر است. نمونه ۱ پس از گذشت ۱۴ ثانیه محترق شد و پیشرفت واکنش بعد از ۱/۶۶ ثانیه به پایان رسید، در صورتی که واکنش برای نمونه ۲، پس از گذشت ۸ ثانیه شروع و پیشرفت آن بعد از ۳/۱۶ ثانیه خاتمه یافت. دلیل حساسیت کم نمونه با نسبت مولی کمتر Ni، به دلیل ذرات آلومینیوم باقی مانده در ساختار است که به عنوان چاه حرارتی عمل می‌کنند. چاه حرارتی ناشی از عدم تماس گرمایی مطلوب بین ذرات است که این عدم تماس گرمایی بر اثر حفره‌های پایدار درون ساختار و عدم اتصال متالورژیکی در طول پرس سرد پودرها به وجود می‌آید.

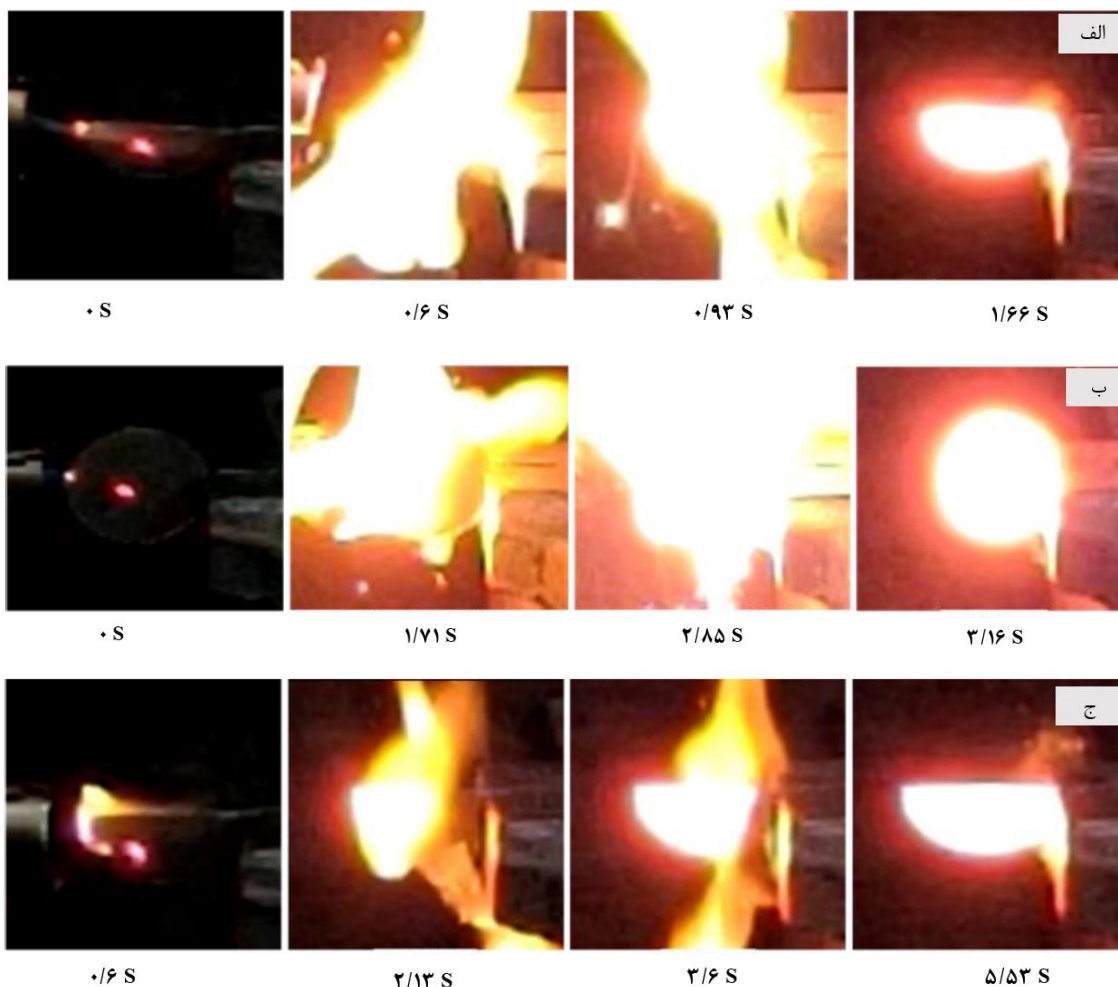
جدول ۱ نتایج حاصل از آزمون احتراق

شماره نمونه	۱	۲	۳
دمای شروع واکنش (°C)	۲۲۳	۲۱۰	۱۹۰
دمای بیشینه (°C)	۷۷۸	۸۷۰	۷۳۰
طول مدت احتراق (s)	۱۴	۸	۵
زمان احتراق (s)	۱/۶۶	۳/۱۶	۵/۵۳
سرعت سوزش (mm/s)	۱۸/۰۷	۱۴/۴۲	۵/۴۲

بالا، سهولت جوانه‌زنی به دلیل ساختار بلوری نسبتاً ساده و ترکیب‌های فصل مشترک که ذاتاً در غیاب سایر ترکیب‌های فلزی به AlNi نزدیک هستند، دلالت دارد [22]. آسیاب بیشتر بعد از زمان آسیاب بحرانی تنها باعث ایجاد ترکیب‌های اضافی می‌شود؛ که این موضوع منجر به عدم تشکیل ترکیب‌های بین فلزی در ساختار نمونه‌ها بر اثر اعمال انرژی می‌شود و هدف از تولید ساختار واکنشی را برآورده نمی‌کند [11,15]. واکنش تشکیل بین فلزی بین Al و Ni در واقع فرایند تشکیل پیوندهای فلزی و پیوندهای کووالانسی بین Al و Ni است؛ یعنی، فعالیت یا نیروی محرکه واکنش تشکیل بین فلزی، با کاهش تعداد الکترون‌های آزاد در فلز، کاهش می‌یابد [16].



شکل ۸ نمودار DTA (الف) نمونه ۱، (ب) نمونه ۲ و (ج) نمونه ۳



شکل ۹ تصاویر ثبت شده از دوربین سرعت بالا در چهار زمان مختلف حین احتراق برای: (الف) نمونه ۱، (ب) نمونه ۲ و (ج) نمونه ۳

هاپکینسون کامپوزیت‌های تهیه شده با درصد‌های مختلف Ni را نشان می‌دهند. در هر دو آزمون فشار و هاپکینسون کمترین میزان استحکام مربوط به نمونه ۱ (2Al:Ni) و بیشترین میزان استحکام مربوط به نمونه ۲ (Al:Ni) است. عدم نفوذ Ni در ساختار Al در نمونه ۱ (شکل ۲) باعث تجمع Ni در مرزخانه‌ها شده و باعث می‌شود در تنش‌های کمتر در اثر تمرکز تنش نمونه دچار تخریب شود. وجود ذرات هم‌محور در نمونه ۳ باعث شده است تا ساختار استحکام مناسبی در مقایسه با نمونه ۱ ارائه دهد؛ اما وجود نیکل بیشتر رفتار ترد در ماده را افزایش داده و از تحمل بیشتر تنش ممانعت می‌کند. همچنین نمونه ۲ به علت ایجاد مورفولوژی با توزیع یکسان ذرات استحکام بهتری در مقایسه با سایر نمونه‌ها نشان داد. همچنین با مقایسه نتایج آزمون فشار با نرخ کرنش  $0.1 \text{ s}^{-1}$  و نتایج آزمون هاپکینسون با نرخ کرنش  $1 \text{ s}^{-1}$  می‌توان به این نتیجه پی برد که با افزایش نرخ کرنش،

شکل (۹) تصاویر به دست آمده از دوربین سرعت بالا در بازه‌های زمانی مختلف برای نمونه‌های ۱ تا ۳ را نشان می‌دهد. پیشرفت جبهه حرارتی (سرعت سوزش) نمونه‌های ۲ و ۱ بسیار سریع بود، به طوری که قبل از اینکه جبهه حرارتی از میان قرص عبور کند، امکان خروج منبع شعله وجود نداشت. علاوه بر این، نمونه ۳ یک پیشرفت واکنش ملایم با حفظ شکل اصلی را نشان داد، اما نمونه 2Al:Ni تکثیر واکنش بسیار سریعی را با پاشش ترکش در تمام جهات نشان داد (شکل ۹-۹). این تفاوت‌ها در پدیده‌های انتشار ناشی از تفاوت‌های ریزساختاری باشد.

### بررسی خواص مکانیکی نمونه‌ها

شکل‌های (۱۰) و (۱۱) به ترتیب منحنی تنش-کرنش حاصل از آزمون هاپکینسون و استحکام فشاری حاصل از آزمون فشار و

استحکام فشاری افزایش می‌یابد.

روش آسیاب مکانیکی ساخته شده بود مورد مطالعه قرار گرفت. نتایج حاصل از این تحقیق به شرح زیر است:

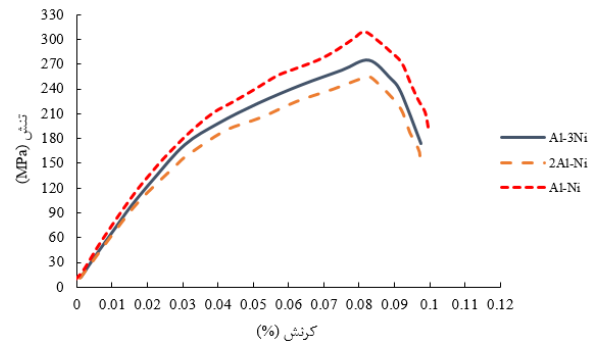
۱. تصاویر FESEM ایجاد ساختار یکنواخت‌تر و ریزدانه‌تر با افزایش ذرات Ni کامپوزیت حاصل در آسیاب مکانیکی را نشان داد.

۲. EDS حاصل از نمونه‌های تهیه شده وجود ترکیب‌های بین فلزی در نمونه Al-3Ni را تأیید می‌کنند. در حالی که در دو نمونه 2Al-Ni و Al-Ni ترکیب‌های بین فلزی بعد از آسیاب مکانیکی دیده نشد.

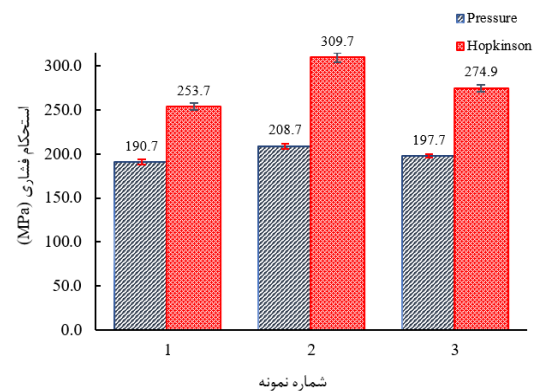
۳. نتایج آزمون DTA برای نمونه 2Al:Ni، دو پیک نسبتاً همپوشان گرمازا را در حدود  $585^{\circ}\text{C}$  و  $630^{\circ}\text{C}$  نشان می‌دهد که با توجه به دیگرام فازی Al:Ni، پیک اولی به تشکیل  $\text{Al}_3\text{Ni}$  و پیک دومی به تشکیل  $\text{Al}_3\text{Ni}_2$  مربوط می‌شود. برای نمونه Al:3Ni، دو پیک همپوشان گرمازا را در حدود  $615^{\circ}\text{C}$  و  $640^{\circ}\text{C}$  نشان می‌دهد که با توجه به دیگرام فازی Al-Ni، پیک اولی به تشکیل AlNi و پیک دومی به تشکیل  $\text{AlNi}_3$  مربوط می‌شود. نمونه Al-Ni نیز یک پیک گرمازا در حدود  $615^{\circ}\text{C}$  نشان داد که حاصل فرآورده AlNi است.

۴. آزمون فشار و هاپکینسون به ترتیب برای نمونه Al-Ni استحکام فشاری  $208/7$  و  $309/7$  MPa را ارائه دادند که نسبت به نمونه‌های دیگر بیشتر بود.

۵. با مقایسه نتایج آزمون فشار با نرخ کرنش  $0.1/s$  با نتایج آزمون هاپکینسون با نرخ کرنش  $1000/s$  می‌توان به این نتیجه پی برد که با افزایش نرخ کرنش، استحکام فشاری افزایش می‌یابد.



شکل ۱۰ منحنی تنش - کرنش حاصل از آزمون هاپکینسون نمونه‌ها با نسبت مولی مختلف Al-Ni



شکل ۱۱ استحکام فشاری حاصل از آزمون فشار و هاپکینسون برای نمونه‌های با نسبت مولی مختلف Al-Ni

## نتیجه گیری

در تحقیق حاضر، تأثیر تغییر درصد ذرات تشکیل دهنده بر ریز ساختار، خواص حرارتی و مکانیکی کامپوزیت Al-Ni که به

## مراجع

1. Totten, G. E., MacKenzie, D. S., "Handbook of Aluminum: Vol. 1: Physical Metallurgy and Processes", CRC press, (2003).
2. Arpatappeh, F. A., Azghan, M. A. and Eslami-Farsani, R., "The Effect of Stacking Sequence of Basalt and Kevlar Fibers on the Charpy Impact Behavior of Hybrid Composites and Fiber Metal Laminates", *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science*, Vol. 234, No. 16, pp. 3270-3279, (2020).
3. Xiong, W., Zhang, X., Tan, M., Liu, C. and Wu, X., "The energy release characteristics of shock-induced chemical reaction of Al/Ni composites", *The Journal of Physical Chemistry C*, Vol. 120, pp. 24551-24559, (2016).

4. T. Sun, T., Y. Zheng, Y., Yuan, Y. and H. Wang, H., "Impact-Initiation Sensitivity of High-Temperature PTFE-Al-W Reactive Materials", *Crystals*, Vol. 12, pp. 30-40, (2022).
5. Evans, A., San Marchi, C., and Mortensen, A., "Metal matrix composites in Metal Matrix Composites in Industry", Springer, pp. 9-38, (2003).
6. Wu, J. X., Fang, X., Gao, Z. R., Wang, H. X., Huang, J. Y., Wu, S. Z. and Li, Y.C., "Investigation on Mechanical Properties and Reaction Characteristics of Al-PTFE Composites with Different Al Particle Size", *Advances in Materials Science and Engineering*, Vol. 2018, pp. 10-18, (2018).
7. Jung, S.H., Lee, K., "Effect of Microstructure Control on Reaction Characteristics in Al/Ni Reactive Powder", The 4<sup>th</sup> Research and Development Institute-2<sup>nd</sup> Directorate, Daejeon, 34060, Korea, (2017).
8. Ren, H., Liu, X., and Ning, J., "Microstructure and mechanical properties of W-Zr reactive materials", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 660, pp. 205-212, (2016).
9. Huang, J., Fang, X., Li, Y., Wu, J., Song, J., "Mechanical and reaction properties of PTFE/Al/MnO<sub>2</sub> reactive materials at different strain rates", *Adv. Mater*, Vol. 7, pp. 50-58, (2018).
10. Wu, J. X., Fang, X., Gao, Z. R., Wang, H. X., Huang, J. Y., Wu, S. Z. and Li, Y.C., "Investigation on Mechanical Properties and Reaction Characteristics of Al-PTFE Composites with Different Al Particle Size", *Advances in Materials Science and Engineering*, Vol. 2018, pp. 10-18, (2018).
11. Hadjiafrenti, A., Gunduz, I. E., Tsotsos, C., Kyratsi, T., Doumanidis, C. C. and Rebholz, C., "Synthesis of Reactive Al/Ni Structures by Ball Milling", *Intermetallics*, Vol. 18, No. 11, pp. 2219-2223, (2010).
12. Benjamin, J. S., "Mechanical alloying—A perspective", *Metal powder report*, Vol. 45, Pp. 122-127, (1990).
13. Yadav, T. P., Yadav, R. M. and Singh, D. P., "Mechanical milling: a top down approach for the synthesis of nanomaterials and nanocomposites", *Nanoscience and Nanotechnology*, Vol. 2, pp. 22-48, (2012).
14. Florez-Zamora, M., "Comparative study of Al-Ni-Mo alloys obtained by mechanical alloying in different ball mills", *Rev. Adv. Mater. Sci*, Vol. 18, Pp. 301-304, (2008).
15. Hadjiafrenti, A., Gunduz, I., Kyratsi, T., Doumanidis, C. and Rebholz, C., "Exothermic Reaction Characteristics of Continuously Ball-Milled Al/Ni Powder Compacts", *Vacuum*, Vol. 96, pp. 73-78, (2013).
16. Huang, C., Chen, J., Bai, S., Li, S., Tang, Y., Liu, X. and Ye, Y., "Enhancement of Energy Release Performance of Al-Ni Composites by Adding CuO", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 835, pp. 155-271, (2020).
17. Naiborodenko, Y. S., Itin, V., Belozero B. and Ushakov, V., "Phases and reactive-diffusion kinetics for mixed Al-Ni powders", *Soviet Physics Journal*, Vol. 16, pp. 1507-1511, (1973).
18. White, J. D., Reeves, R. V., Son, S. F. and Mukasyan, A. S., "Thermal explosion in Al-Ni system: influence of mechanical activation", *The Journal of Physical Chemistry A*, Vol. 113, pp. 13541-13547, (2009).
19. Gasparyan, A. and Shteinberg, A., "Macrokinetics of reaction and thermal explosion in Ni and Al powder mixtures", *Combustion, Explosion and Shock Waves*, Vol. 24, pp. 324-330, (1988).
20. Herbold, E. B., Jordan, J. L. and Thadhani, N., "Effects of processing and powder size on microstructure and reactivity in arrested reactive milled Al+ Ni", *Acta materialia*, Vol. 59, pp. 6717-6728, (2011).
21. Gunduz, I. E., Fadenberger, K., Kokonou, M., Rebholz, C. and Doumanidis, C. C., "Investigations on the self



- propagating reactions of nickel and aluminum multilayered foils", *Applied Physics Letters*, Vol. 93, pp. 134101, (2008).
22. Gunduz, I. E., Fadenberger, K., Kokonou, M., Rebholz, C., Doumanidis C. C. and Ando, T., "Modeling of the self-propagating reactions of nickel and aluminum multilayered foils", *Journal of Applied Physics*, Vol. 105, pp. 074903, (2009).
23. Peng, J., Chen, Y., Yuan, B. and Jin, C., "A study of impact energy release mechanism and reactive characteristic of Ni-Al-W reactive material fragments", *Journal of Physics: Conference Series*, Vol. 1507, pp. 26-32, (2020).

