Archive of SID

سال بیست و دوم، شماره دو،۱۳۹۰

نشیریه مهندسی متالورژی و مواد

# تأثیر محیطهای نیتروژن و خلاء و افزودن قلع بر فرایند چگالش پودر پیش آلیاژ Al-Cu-Mg حین تفجوشی فراجامد\*

حسین مومنی (۱) سید حسین رضوی (۲) سعید شبستری (۳)

#### چکیدہ

در این تحقیق، تفجوشی فراجامد در حضور فاز مایع پودر آلیاژ آلومینیم ۲۰۲۶ از نوع پیش آلیاژ بررسی شد. آزمونهای تحلیل تغییرات حرارتی (DTA) و تعیین تغییرات حرارتی وزن (TGA) در دو محیط خلاء و نیتروژن انجام شدند. محیط نیتروژن به دلیل تشکیل نیترید آلومینیم، فرایند چگالش را بهبود داد. بیش ترین چگالی در دمای ۲۰ ۲۱ و درون محیط نیتروژن به دست آمد، و این مقدار ۹۸/۸ درصد چگالی نظری بود. با افزودن ۲۱۰ درصد قلع، تفجوشی بهبود یافت، و چگالی نمونه های تف جوشی شده در دمای ۲۰ تار و این مقدار ۱۹۸۸ درصد میزان نظری افزایش یافت. نتایج نشان دادند که با افزودن ۲۱۰ درصد قلع، سختی و استحکام خمشی نمونه ها به ترتیب ۲۰۱۲ و ۶۶ درصد افزایش می ابند. واژه های کلیدی آلیاژ آلومینیم ۲۰۲۲، تفجوشی فراجامد در حضور فاز مایع، چگالش، محیط.

# Effects of Nitrogen and Vacuum Atmospheres and Addition of Tin on the Densification of Al-Cu-Mg pre-alloyed Powder During Supersolidus Liquid-Phase Sintering

H. Momeni S.H. Razavi S.G. Shabestari

#### Abstract

In this research, supersolidus liquid-phase sintering of aluminum alloy 2024 in pre-alloyed condition was investigated. Differential thermal analysis (DTA) and thermal gravimetric analysis (TGA) were carried in nitrogen and vacuum atmospheres. The densification process was improved within the nitrogen atmosphere due to the formation of aluminum nitride (AlN). The maximum density was achieved at 610 °C in nitrogen atmosphere. This process led to produce samples with a relative density of 98.8%. The relative densities after sintering increased to the maximum value of 99.3% with the addition of 0.1 wt.% Sn. The results showed 5.2 and 4.4% increase in the hardness and bending strength, respectively, with the addition of 0.1 wt.% Sn.

Key Words Aluminium Alloy 2024, Supersolidus liquid- Phase Sintering, Densification, Atmosphere.

<sup>\*</sup> نسخه نخست مقاله در تاریخ ۸۹/۱۱/۱۰ و نسخه پایانی آن در تاریخ ۹۰/۳/۹ به دفتر نشریه رسیده است.

<sup>(</sup>۱) نویسندهی مسوول: دانشجوی دکترای، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران

<sup>(</sup>۲) استادیار، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران

<sup>(</sup>۳) استاد، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران

تأثیر محیطهای نیتروژن و خلاء...

مقدمه

روش پرس کاری - تف جوشی یکی از روش های اقتصادی برای تولید قطعاتی به شکل نهایی و یا نزدیک به نهایی است، و از آن میتوان برای تولید قطعات بسیار پیچیده در صنایع خودرو و هوا - فضا استفاده کرد. تف جوشی آلومینیم بهدلیل ایجاد یک لایهی اکسیدی بر روی سطح آن، معمولاً کاری مشکل است. برای شکستن این لایهی اکسیدی و ایجاد شرایط مناسب برای نفوذ و تف جوشی، لازم است حین تف جوشی فاز مایع تشکیل شود. تف جوشی در حضور فاز مایع به دو شکل اصلی انجام می گیرد:

- ۱- تفجوشی در حضور فاز مایع گذرا: در این حالت، مذابی که حین تفجوشی بهوجود میآید با انجام فرایند تفجوشی بهدلیل انحلال در فاز جامد و یا تشکیل یک فاز جامد از بین میرود.
- ۲- فاز مذاب پایدار: در این حالت، مذاب در دماهای
  بالای فرایند تفجوشی و درون مخلوط پودر و یا
  درون پودر پیش آلیاژ شده تشکیل می شود. به نوع
  (LPS, درون فاز مایع Liquid Phase Sintering)
  (SLPS, و به نوع دوم آن
  تفجوشی فراجامد در حضور فاز مایع Supersolidus Liquid Phase Sintering)
  می گویند
  [1].

در فرایند تفجوشی فراجامد، پودر پیش آلیاژ شده در گسترهی دمایی نمودارهای جامد و مایع گرم میشود، و این منجر به تشکیل فاز مذاب درون ذرات خواهد شد. مذاب تشکیل شده بهدلیل خاصیت مویینگی در مرزهای دانه پخش شده و در نتیجهی نظمدهی مجدد چگالش سریع رخ میدهد.

عوامل زیادی بر خواص قطعات تفجوشی شده تأثیر دارنـد. محیط کوره یکی از عوامل کلیـدی در تفجوشی است. اغلب مطالعات بر روی تـفجوشی در حضور فاز مایع در مورد پودرهای مخلوط شده بـه روش عنصری متمرکـز شـده اسـت. علـیرغـم

شباهتهایی که بین دو فرایند مختلف تفجوشی وجود دارند، تفاوتهایی هم با یکدیگر دارند. این دو فرایند بهطور مختصر در جدول (۱) با هم مقایسه شدهاند.

ندول ۱ مقایسه فرایندهای تفجوشی در حضور فاز مایع و
فراجامد در حضور فاز مايع

تفجوشي فراجامد	تفجوشی در	
در حضور فاز مايع	حضور فاز مايع	
مخلوط پودرهای	م ا ش ثا ا آ	
عنصري	پيس ايار سانا	فوع پودر
- ذوب يک عنصر		
– توسط واكنش بين	ذوب محتصر	ايجاد مذاب
عناصر		
، ، ذيات	درون ذرات	م قصّ ، ذمر ،
بین درات	چندبلور	موقعيت دوب
	وابسته به تركيب	
وابسته به تركيب	شیمیایی و دما	كسرحجمي
شيميايي	(مطابق قانون	مذاب
	اهرم)	
تهنشن دانههای حامد	تەنشىنى ذرات	11-
د. آلباژهای سنگین	جامد بەميزان	جامد – مذان
در ایپرهای سالین	مختصر	جاملة مداب

محیط کوره در تفجوشی سه نقش متفاوت دارد: ۱- جلوگیری از وقوع واکنشهای نامطلوب و اکسایش ۲- احیای اکسیدهای واقع بر روی سطح فلزات ۳- وقوع واکنشهای مطلوب و کمک به خروج مواد فرار

احیای لایههای اکسیدی بر روی آهن در محیطهای رایج مانند آمونیاک رخ میدهد. لایهی اکسید آلومینیم از نقطه نظر ترمودینامیکی بسیار پایدار است و احیای آن در محیطهای متداول ناممکن است. بنابراین، محیط در تفجوشی آلومینیم باید از اکسایش مجدد درون کوره جلوگیری کند. تحقیق های اخیر در مورد تفجوشی آلومینیم نشان دادهاند که رطوبت موجود در محیط برای دستیابی به خواص مطلوب مضر است [2]. گزارش شده است که نیتروژن از آمونیاک و خلاء موثرتر است. در بیشتر گزارش ها تأثیر مفید نیتروژن را مربوط به واکنش آن با آلومینیم و تشکیل نیترید آلومینیم (AIN) و بهبود چگالش دانستهاند [3]. این واکنش به صورت زیر است [2]: AIH → AIN

بعضی از محققان تأثیر هیدروژن را ناچیز گزارش کردهاند [4]، و گروه دیگری از آنها تأثیر حضور هیدروژن در محیط نیتروژن را بسیار مضر دانستهاند [5]. افزون بر این، حضور بخار آب همراه با هیدروژن را موجب پایداری هیدرات آلومینا و مانعی برای انقباض معرفی کردهاند [5]. تأثیر افزودن قلع بر بهبود تفجوشی مخلوط پودرهای عنصری -Al-Cu بهبود تفجوشی مخلوط پودرهای عنصری است [6]. با اینحال، تحقیق چندانی در مورد تأثیر محیط فراجامد پودرهای پیش آلیاژ BA-Cu انجام نشده فراجامد پودرهای پیش آلیاژ و فرایند تفجوشی عنصر قلع بر فرایند تفجوشی فراجامد پودر آلیاژ آلومینیم ۲۰۲٤ به شکل پیش آلیاژ و نقش آن بر چگالش بررسی شده است.

## روش آزمایش

در این تحقیق، از پودر پیش آلیاژ ۲۰۲٤ با ترکیب شیمیایی موجود در جدول (۲) و ذرات کوچکتر از ۱۰۰ میکرون (تولید شده بهروش افشانش توسط شرکت متالوژی پودر خراسان) استفاده شده است. ترکیب شیمیایی پودر مورد استفاده توسط دستگاه XRF تأیید شد. در شکل (۱)، تصویر میکروسکپ الکترونی روبشی (SEM) از مورفولژی

پودر مورد استفاده نشان داده شده است. پودر قلع (از نوع مرک آلمان) با اندازه ذرات کمتر از ۷۱ میکرون به میزان ۱/۰ درصد وزنی بهعنوان افزودنی بههمراه پودر پیش آلیاژ درون یک آسیای ماهوارهای با تعداد کم گلوله مخلوط شد. پودرهای با و بدون قلع بهروش تحلیل حرارتی (DTA) بررسی شدند. نرخ افزایش دما ۱۰ درجهی سانتی گراد در دقیقه انتحاب شد، و محیطهای خلاء و نیتروژن برای مطالعه در نظر گرفته شدند.

جدول ۲ ترکیب شیمیایی پودر پیش آلیاژ ۲۰۲٤ (به درصد وزنی)

Al	Cu	Mg	Si	Fe	Mn
بقيه	3.95	1.23	0.45	0.27	0.36



شکل ۱ تصویر میکروسکپ الکترونی روبشی از پودر پیش آلیاژ ۲۰۲٤ مورد استفاده در این تحقیق

با فشردن مخلوط پودر پیش آلیاژ با و بدون افزودنی قلع با فشار ۲۰۰ MPa درون قالب استوانهای بهقطر ۱۲ میلیمتر، نمونههای خام تهیه شدند. از اسید الییک بهعنوان مادهی روانساز سطوح قالب استفاده شد. نمونهها بهمدت ۲۰ دقیقه در دمای ۲۰ ۳۰۰ درون یک کورهی افقی پیش گرم شدند. سرعت حرارتدهی نمونهها تا دمای تفجوشی، ۱۰ درجهی سانتی گراد بر دقیقه بود. فرایند تفجوشی در دمای مورد نظر بهمدت

۳۰ دقیقه انجام گرفت. تفجوشمی درون دو محیط نیتروژن و خلاء صورت پذیرفت.

چگالی نمونه های تفجوشی شده مطابق با استاندارد ASTM B328 [9]، اندازه گیری شد. از آزمون خمش سه نقطهای، مطابق با استاندارد ASTM B528 [10]، برای بررسی خواص مکانیکی نمونه ها استفاده شد. برای این منظور، نمونه هایی به ابعاد ۲۰×۵×۲۰ میلی متر تهیه شدند. پس از تفجوشی در شرایط بهینهی دمایی، آزمون خمش انجام شد. مطالعات ریزساختاری و بررسی های سطح شکست با استفاده از میکروسکپ های نوری و الکترونی انجام گرفت.

# نتايج و بحث

در شکل های (۲) تا (٤)، رفتار پودرهای تهیه شده حین افزایش دما با نـرخ C/min° ۱۰ درون محـیط خـلاء و نیتروژن نشان داده شده است. همان گونه که مشاهده می شود، منطقهی دمایی بین نمودارهای جامد و مایع برای آلیاژ ۲۰۲٤ در گسترهی C° ۲٤۰–۵۵۰ می باشد، و با افزایش قلع بهمیزان ۰/۱ درصد تغییر محسوسی در آن ایجاد نشده است. بنابراین می توان نتیجه گرفت که افزودن ۰/۱ درصد قلع تأثیر چندانی بر گستره دمای انجمادی آلیاژ ندارد. افزون بر این، در رفتار ذوب یودر در محيط خـلاء و نيتـروژن تغييـر محسوسـي ديـده نمی شود. همان طور که مشاهده می شود، ذوب شدن درون یک منطقهی دمایی خـاص رخ داده اسـت. ایـن یدیده نشان میدهد که فرایند تفجوشی فراجامد در این آلیاژ می تواند به وقوع بپیونـدد. تـ أثیر دمـای تـف-جوشی بر چگالی نسبی نمونهها پس از تفجوشی در محیط نیتروژن، در شکل (٥) نشان داده شده است. مشاهده می شود که با افزایش دما تا C<sup>°</sup> ۲۱۰، چگالی افزایش یافته است. پس از انجام این فرایند، چگالی نسبی ۹۸/۸ درصد برای پودر پیش آلیاژ ۲۰۲٤ بهدست آمد، و چگالی با افزودن ۰/۱ درصد قلع به آن تــا ۹۹/۳ درصد افزایش یافت. در شکل (٦)، چگالی نمونهی

خام و تفجوشی شده در دمای C° ۲۱۰ درون محیط خلاء و نیتروژن نشان داده شدهاند.



شکل ٤ نمودار TGA و DTA در مورد آلیاژ ۲۰۲٤ به همراه ۰/۱ درصد قلع با نرخ گرمایش ۱۰ °C/min درون محیط نیتروژن





شکل ٦ نمودار تغییرات چگالی با تغییر محیط برای تفجوشی در دمای C° ٦١٠

مشاهده می شود که چگالی نمونهی تفجوشی شده در محیط خلاء کمتر از چگالی نمونه ی خام است، و چگالی نمونهی تفجوشی شده در محیط نیتروژن بیشترین مقدار را داراست. در شکل (۷)، ریزساختار نمونه های تفجوشی شده در نیتروژن و خلاء به تصویر کشیده شده است. همانگونه که مشاهده می شود، میزان تخلخل در نمونهی تفجوشی شده در خلاء بسیار بیشتر از نمونهی تفجوشی شده درون محیط نیتروژن است. نمونه های خام آزمون خمش از جنس آلیاژ ۲۰۲٤ با ۰/۱ درصد قلع و بدون قلع درون محیط نیتروژن در دمای C° ۲۱۰ تفجوشی شدند. نتایج آزمونهای انجام شده بر روی آنها در جـدول (۳) آمـده اسـت. مقـادير سـختي و اسـتحكام خمشی آلیاژ حاوی قلع کمی بالاتر از آلیاژ بدون قلع است، و این به بهبود چگالش در نتیجهی حضور ۱/۰ درصد قلع در آن مربوط می شود. در شکل های ۳ و ٤ دیده میشود که حرارتدهی در محیط نیتروژن منجر به کاهش وزن در دماهای کمتر از C° ۲۰۰ و افزایش وزن در دماهای بالاتر از آن شده است. در تحلیل این رفتار می توان گفت که در دماهای پایین تر از C° ٤٠٠، مواد فرّار پودر (از جمله بخار آب) خارج می شوند، در حالیکه افزایش وزن در دماهای بالاتر از C° ٤٠٠ به واكنش نيتروژن با آلومينيم نسبت داده شـده اسـت. بـا اين حال، نتايج آزمون تعيين تغييرات حرارتي وزن (TGA) مربوط به پودر در محیط خلاء (شکل (۲))

چنین رفتاری را نشان نمی دهد. برای تأیید سازوکار ارایه شده برای این رفتار، از سطح شکست نمونه های تفجوشی شده در دمای ۲۰ ۲۰ درون محیط نیتروژن بهروش طیف سنجی عنصری (EDS) به عمل آمد. در شکل (۸) تصویرهای سطح شکست نمونه های با ۱/۰ درصد و بدون قلع، و در جدول (٤) نتایج آزمون طیف سنجی عنصری از سطح شکست هر دو نمونه نشان داده شده اند. مشاهده می شود که هر دو نمونه دارای سطح شکست ترد هستند. افزون بر این، نتایج طیف سنجی عنصری سطح شکست حضور نیتروژن در هر دو نمونه را اثبات می کنند. با توجه به شواهد به-نتر روژن با آلومینیوم، افزایش وزن دیده شده در نمونه های تفجوشی شده در حضور نیتروژن به نمونه های تفجوشی شده در حضور نیتروژن به واکنش آلومینیم با نیتروژن مربوط می شود.



(الف)



(ب) شکل ۷ ریزساختار نمونههای تفجوشی شدهی آلیاژ ۲۰۲٤ در محیطهای نیتروژن و خلاء در دمای C° ۲۱۰؛ (الف): محیط خلاء، و (ب): محیط نیتروژن

تأثیر محیطهای نیتروژن و خلاء...

آلياژ	استحکام خمشی (MPa)	سختی برینل (HB)
7.75	$77. \pm 0/0$	$VA \pm 1/0$
۲۰۲٤-0.1wt.%Sn	۳۳٤ ± ٤/٩	$\Gamma/1 \pm 1/3$

جدول ۳ نتایج آزمون سختیسنجی و خمش نمونههای تفجوشی شده در دمای C<sup>o</sup>C ۳

جدول ٤ نتايج طيفسنجي عنصري از سطوح شكست نمونههاي آزمون خمش (به درصد وزني)

آلياژ	Al	Mg	Cu	Fe	Ν
7.78	٩٠/٢٦	٤/٩٤	٣/٥٥	• /٣٤	٠/٩
۲۰۲٤-0.1wt.%Sn	A٩/٤٧	٥/•٤	٤/١	•/09	•/٨



(الف)



(ب) شکل۸ سطوح شکست نمونههای آزمون خمش؛ نمونههای تفجوشی شده در دمای C° ۱۱۰، (الف): آلیاژ ۲۰۲٤، و(ب): آلیاژ ۲۰۲٤ با ۰/۱ درصد قلع



شکل۹ تصویر سطح شکست از نمونهی حاوی۰/۱ درصد قلع، تفجوشی شده در دمای <sup>C</sup>° ۲۱۰

پیرامون تأثیر عنصر منیزیم در آلیاژهای آلومینیم نشان دادهاند که اتمهای منیزیم محلول در دماهای بالاتر از ۲۰ ۵۰۰ تمایل به مهاجرت از سطح داخلی پودر به سطح خارجی آن را داشته و با اکسید آلومینیم به صورت زیر واکنش میدهند [11]:

 $4\text{Al}_2\text{O}_3 + 3\text{Mg} \rightarrow 3\text{Al}_2\text{MgO}_4 + 2\text{Al} \tag{(Y)}$ 

بنابراین با توجه به حضور منیزیم در آلیاژ ۲۰۲۶، وقوع این واکنش حین انجام تفجوشی امکان پذیر است. با انجام مطالعات طیف سنجی فُتوالکتریکی اشعه (XPS, X-Ray Photoelectron Spectroscopy) X معلوم شده است که آلومینیم فلزی در سطح ذرات پودر وجود دارد [11]، و حضور آن را به وقوع واکنش فوقالذکر نسبت دادهاند. پیزونکا و همکارانش با انجام مطالعات طیف سنجی الکترون أگر AES, Auger) (AES, Auger) بر روی پودرهای آلومینیم مطالعات طیف سنجی الکترون می مربوط به حاوی منیزیم نشان دادهاند که بیشینه های مربوط به می شوند [5]. این واکنش باعث شکست لایه آلومینیم (AIN) آسانتر می شود. سازوکارهای ممکن

در شکل (۹)، حضور نیترید آلومینیم به شکل یک لایهی نازک در ساختار مشخص است. نتیجهی طیفسینجی عنصري از اين لايه در جدول (٥) آورده شده است. با مقايسهي نتايج أزمون تعيين تغييرات حرارتي وزن در شکلهای (۳) و (٤) مربوط به آلیاژ با ۰/۱ درصد و بدون قلع و محاسبهی میزان افزایش وزن پودر از نقطهی کمینه (پس از خروج مواد فرّار) می توان دریافت که میزان افزایش وزن پودر در نمونـهی دارای ۰/۱ درصد قلع ۱/۵۷ درصد و در نمونهی بدون قلع ۱/۷۸ درصد است. به عبارت دیگر، با افزودن ۱/۷۸ درصد قلع به آلیاژ، تشکیل نیترید کاهش یافته است، و این بهدلیل ایجاد پوشش قلع بر روی ذرات است که تشکیل نیترید آلومینیم را به تعویق میاندازد [6]. تــنش سطحي قلع ٤٠ درصد از ألومينيم كمتر است. بنـابراين، جدایش قلع در فصل مشترک مذاب- بخـار رخ داده و بەھمىن دلىل، تنش سطحى كاھش محسوسمى يافتـ، [3]، و تر شوندگی بهبود میابد. به این ترتیب، چگالش بهتری به وقوع می پیوندد.

نکتهی مهم این است که با توجه به حضور لایهی اکسیدی در سطح ذرات پودر، واکنش آلومینیم با نیتروژن چگونه اتفاق میافت.د. مطالعات انجام شده تأثیر محیطهای نیتروژن و خلاء...

برای تأثیر تشکیل نیترید آلومینیم بر فرایند تفجوشی عبارتند از:

- ۱- گسترش فاز مذاب درون شبکهی حفره حین
  تفجوشی به زاویهی ترشوندگی، مطابق با
  معادلهی یانگ، بستگی دارد:
- (٣)  $\gamma_{1g} \cos(\theta) = \gamma_{sg} - \gamma_{sl}$ که در آن، <sub>۱</sub>g، ، <sub>۱</sub>g و <sub>۲<sub>s</sub>g بهترتیب انرژی های</sub> فصل مشترک مذاب- بخار، مذاب- جامد و جامد-گاز میباشند. مطابق با معادل می یانگ، هنگامی مذاب جامد را تر میکند که زاویهی ترشوندگی آن کمتر از ۹۰ درجه باشد. هر عاملی که کشش سطحی جامد مذاب را کاهش دهد، زاویه ی ترشوندگی را کاهش داده و بنابراین، تفجوشی را بهبود مىدهد. ألومينا يك تركيب أنيونى- كوالانسى است، و عموماً به وسیلهی فلزات مـذاب در دمـای کمتر از C° ۱۰۰۰ تر نمی شود [2]، در حالی که نيتريد ألومينيم يک ترکيب کوالانسي است و فلزات مذاب آن را تر میکنند. گزارش شده است که زاویهی تماس بسین آلـومینیم و نیتریـد آلـومینیم در دمای C° ۱۱۰۰ برابر با ٤۱ درجه است [12]، و این نصف زاویهی تماس بین آلومینیم و آلومینا است. بنابراین، ممکن است کے نقے ش نیتروژن افےزایش ترشوندگی باشد [2,13].
- ۲- واکنش تشکیل نیترید آلومینیم شدیداً گرمازاست
  (گرمای آزاد شده ۳۱۸ کیلو ژول بر مول است
  [2])، و این می تواند تفجوشی را بهبود دهد. با
  این وجود، افزایش دما به سرعت تشکیل نیترید
  آلومینیم بستگی دارد. گزارش شده است که هنگام
  تشکیل نیترید آلومینیم با بیش ترین سرعت، دما به
  اندازهی ۱/۰ درجهی سانتی گراد بر دقیقه افزایش
  می یابد [2]. این میزان زمان قابل ملاحظهای نیست
  و نمی تواند منجر به افزایش عمدهی می بران مذاب

۳- پر شدن حفرهها حین تشکیل نیترید آلومینیم فشار درون فضای حفرههای بسته را کاهش میدهد، نیروی مینسکوز را نامتوازن کرده و پرشدگی حفرهها رخ میدهد. پر شدن حفرهها یکی از سازوکارهای مهم برای چگالش آلومینیم درون محیط نیتروژن است [2].

شود.

نتایج مشابهی در مورد پودرهای پیش آلیاژ ۲۰۳۱، [۱۵]، و Al-Mg، [15]، بهدست آمده است. ابتدا بهدلیل نظم گیری مجدد ذرات حین واکنش در حضور تنش تفجوشی که توسط کینگری بهدست میآید، سرعت تفجوشی زیاد است [3]:

$$\sigma_{\rm s} = \frac{2\gamma_{\rm LV}}{r_{\rm p}} - \Delta P_{\rm gas} \tag{(1)}$$

در این رابطه،  $\frac{2\gamma_{LV}}{r_p}$  فشار موئینگی،  $\gamma_{LV}$  تنش سطحی مذاب– بخار،  $r_p$  شعاع حفره، و  $\Delta P_{gas}$ اختلاف فشار گاز محبوس شده در حفرههای بسته و گاز درون محیط کوره هستند. تنش سطحی مذاب تر کننده ذرات را به سمت یکدیگر می کشاند. پس از این مرحله، سرعت تفجوشی به صورت یکنواخت کاهش یافته و فرایند نظم گیری مجدد ناشی از نفوذ به وقوع می پیوندد. در نمونه های تفجوشی شده در خلاء و در دمای تفجوشی، گازهای محبوس شده درون حفره ها افزایش حجم داده و در نهایت موجب کاهش چگالی نمونه می شوند.

## نتيجه گيري

در این تحقیق، تأثیر محیط و افزودن عنصر قلع بر چگالش نمونههای تفجوشی شدهی پودر پیش آلیاژ ۲۰۲٤ بررسی شد، و نتایج زیر بهدست آمد: ۱- محیط نیتروژن بهدلیل تشکیل نیترید آلومینیم، چگالش نمونهها را بهبود بخشید. چگالی نمونههای افزایش یافت و در نتیجه، استحکام خمشی بهمیزان ٤/٤ درصد و سختی به اندازهی ٥/٢ درصد بهبود یافتند. ۳- در نمونههای تفجوشی شده در خلاء و در دمای تفجوشی، گازهای محبوس شده درون حفرهها افزایش حجم یافته و در نهایت چگالی نمونهها را کاهش دادند.

مراجع

- 1. German, R.M. "Sintering theory and practice", Wiley, New York, Ny, (1996).
- Schaffer, G.B., Hall, B.J., Bonner, S.J., Huo, S.H. and Sercombe, T.B., "The effect of the atmosphere and the role of pore filling on the sintering of aluminum", Acta Materialia, Vol. 54, pp. 131–138, (2006).
- Schaffer, G.B., Yao, J.-Y., Bonner, S.J., Crossin, E., Pas, S.J. and Hill, A.J., " *The effect of tin and nitrogen on liquid phase sintering of Al–Cu–Mg–Si alloys*", Acta Materialia, Vol. 56, pp. 2615–262, (2008).
- Martin, J. and Castro, F., "Liquid phase sintering of P/M aluminium alloys: effect of processing conditions", J Mater Process Technol, Vol. 814, pp. 143–144, (2003).
- Pieczonka, T., Schubert, Th., Baunack, S. and Kiebac, B.,"*Dimensional behaviour of aluminum sintered in different atmospheres*", Mater Sci Eng A, Vol. 478, pp. 251–256, (2008).
- 6. Sercombe, T.B. and Schaffer, G.B.,"On the use of trace additions of Sn to enhance sintered 2xxx series Al powder alloys", Mater Sci Eng, vol. A268, pp. 32–39, (1999).
- Schaffer, G. B., Huo, S. H., Drennan, J. and Auchterlonie, G. J.,"*The effect of trace elements on the sintering of an Al–Zn–Mg–Cu alloy*", Acta mater, vol. 49, pp. 2671–2678, (2001).
- Mosher, W.G.E., Kipouros, G.J., Caley, W.F., Donaldson, I.W. and Bishop, D.P.," On the development of a hypoeutectic aluminium-silicon powder metallurgy alloy", Powder Metall, in press, (2010).
- 9. ASTM B328 96 (Reapproved 2003), "Standard test method for density, oil content, and interconnected porosity of sintered metal structural parts and oil-impregnated bearings", (2003).
- 10. ASTM B 528-99, "Standard test method for transverse rupture strength of metal powder specimens" (2003).
- 11. Kondoh, K., Kimura, A. And Watanabe, R. "Effect of Mg on sintering phenomenon of aluminium

alloy powder particle", Powder Metall, Vol. 44(2), pp. 161-164, (2001)

- 12. Rosazza Prin, G., Baffie, T., Jeymond, M. and Eustathopoulos, N.," *Contact angles and spreading kinetics of Al And Al–Cu alloys on sintered AlN*", Mater Sci Eng, vol. A298, pp. 34-43, (2001).
- 13. Laurent, V., Chatain, D., Chatillon, C. and Eustathopoulos, N.,"Wettability of monocrystalline alumina by aluminium between its melting point and 1273 K ", Acta Mater, vol. 36, pp. 1797-1803, (1988).
- Arockiasamy, A., German, R. M., Wang, P., Horstemeyer, M. F., Morgan, W. And Park,S. J.,"*Sintering behavior of Al-6061 powder produced by rapid solidification process*", Powder Metall, pp.1-6, (2010).
- 15. Macaskill, I. A., Hexemer, R.L., Donaldson, I.W. and Bishop, D.P.,"*Effect of magnesium, tin and nitrogen on the sintering response of aluminum powder*", J Mater Process Technol, vol. 210, pp. 2252-2260, (2010).