

Effect of copper powder size and chemical treatments on microstructure and properties of in-situ Al-Al₂Cu composites prepared by mechanical milling and sintering

Alireza Ebne Ali¹, *Farshad Akhlaghi²

1- M.Sc, School of Metallurgy and Materials Engineering, School of Engineering, University of Tehran, Tehran, Iran

2- Professor, School of Metallurgy and Materials Engineering, School of Engineering, University of Tehran, Tehran, Iran

Citation: Ebne Ali A, Akhlaghi F. Effect of copper powder size and chemical treatments on microstructure and properties of in-situ Al-Al₂Cu composites prepared by mechanical milling and sintering, Metallurgical Engineering, 2025: 27(4):247-255 <https://doi.org/10.22076/me.2024.2026834.1400>

doi : <https://doi.org/10.22076/me.2024.2026834.1400>

ABSTRACT

In the present investigation, Al-Al₂Cu composites prepared in-situ via mechanical alloying of a powder mixture containing Al and 10wt.% of two different sizes of Cu powders, cold pressing and sintering. In order to investigate the effects of chemical treatments on the microstructure and properties of composites, in a number of experiments, the as-received Cu powders treated with 15% HCl. The micro-hardness of the as-received and the milled powders as well as the micro-hardness, porosity and macro-hardness of the produced composites quantified and the microstructure of composites studied via light microscopy. The results of this investigation on the Al-Cu powder mixture before sintering as well as on the sintered composite samples revealed the positive effect of chemical treatment on enhanced micro-hardness, decreased porosity and increased macro-hardness of the samples due to more effective interaction between Al and Cu and improved distribution of the Al₂Cu intermetallic within the Al matrix. In addition, in all the performed experiments, using fine instead of coarse Cu powders resulted in enhanced interaction between Al and Cu particles and improved quality of samples.

Keywords: Insitu Al-Al₂Cu composite, Al-Cu powder mixture, Chemical treatment, Cu powder particle size, Porosity, Hardness.

Received: April 19, 2024

Accepted: July 1, 2024

■ ■
*Corresponding Author:

Farshad Akhlaghi, PhD

Address: School of Metallurgy and Materials Engineering, College of Engineering, University of Tehran, Tehran, Iran

Tel: +98 (21) 82084087

E-mail: fakhlagh@ut.ac.ir

تاثیر اندازه ذرات و عملیات شیمیایی پودر مس بر ریزساختار و خواص کامپوزیت‌های درجای $Al-Al_2Cu$ تهیه شده از روش آلیاژسازی مکانیکی و تفجوشی

علیرضا ابن‌علی^۱، *فرشاد اخلاقی^۲

۱- دانش‌آموخته کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، دانشکدگان فنی، دانشگاه تهران

۲- استاد تمام، دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، دانشکدگان فنی، دانشگاه تهران

چکیده

در این تحقیق کامپوزیت‌های $Al-Al_2Cu$ از روش درجا از طریق آلیاژسازی مکانیکی مخلوط پودری حاوی آلومینیم و ده درصد وزنی مس (در دو اندازه مختلف)، پرس سرد و تفجوشی ساخته شدند. به منظور بررسی تاثیر عملیات شیمیایی ذرات پودر مس اولیه بر ریزساختار و خواص کامپوزیت‌ها، در تهیه برخی از نمونه‌ها عملیات شستشوی پودر مس با استفاده از ۱۵٪ HCl انجام شد. ریزسختی پودرهای اولیه و آسیا کاری شده و نیز ریزسختی، درصد تخلخل و ماکروسختی کامپوزیت‌های حاصله اندازه‌گیری شدند و ریزساختار کامپوزیت‌ها به وسیله میکروسکوپ نوری مورد مطالعه قرار گرفتند. نتایج این تحقیق در مورد مخلوط پودری آسیا شده $Al-Cu$ قبل از تفجوشی و نیز در مورد نمونه‌های کامپوزیتی تفجوشی شده بیانگر تاثیر مثبت عملیات شستشو روی افزایش ریزسختی، کاهش تخلخل و افزایش ماکروسختی بود که سبب اندرکنش کامل بین آلومینیم و مس و توزیع یکنواخت تر ترکیب بین فلزی Al_2Cu در زمینه آلومینیم شده بود. در ضمن در کلیه موارد مذکور استفاده از مس ریز در مقایسه با مس درشت باعث افزایش اندرکنش موثرتر بین آلومینیم و مس و بهبود کیفیت نمونه‌ها شده بود.

واژه‌های کلیدی: کامپوزیت درجای $Al-Al_2Cu$ ، مخلوط پودری آلومینیم-مس، شستشوی شیمیایی، اندازه پودر مس، تخلخل، سختی.

دریافت: ۱۴۰۳/۰۱/۳۱ | پذیرش: ۱۴۰۳/۰۴/۱۱

۱. مقدمه

کامپوزیت‌های زمینه فلزی (MMCs) به دلیل دارا بودن برتری‌های متعدد در مقایسه با آلیاژ زمینه از جمله خواص مکانیکی برتر، دمای کاری بالاتر و بهبود مقاومت در برابر سایش مورد توجه پژوهشگران و صنایع مختلف قرار دارند. در این میان کامپوزیت‌های زمینه آلومینیمی (AMCs) به دلیل دارا بودن چگالی پایین و خصوصیات مکانیکی عالی همراه با خواص خوردگی و سایشی مناسب و هزینه نسبتاً کم در تولید، در سال‌های اخیر کاربرد وسیعی در صنایع خودرو و هوا فضا یافته‌اند [۱ و ۲]. در واقع برای مدت زمان طولانی، آلیاژهای آلومینیم از جمله پرکاربردترین مواد به عنوان زمینه در کامپوزیت‌های زمینه فلزی، چه در تحقیق و توسعه و چه در کاربردهای صنعتی بودند زیرا چگالی آلومینیم کم بوده و این ویژگی

اولین مزیت مهم در بیشتر کاربردها است. از طرف دیگر آلومینیم در مقایسه با سایر فلزات سبک (مانند منیزیم یا تیتانیم) ارزان‌تر است. رفتار عالی و شناخته شده آلومینیم از جمله استحکام، چقرمگی و مقاومت به خوردگی و مقاومت به سایش را می‌توان با کامپوزیت‌سازی بهبود قابل توجهی بخشید [۳].

در یک نگرش کلی می‌توان روش‌های تولید این کامپوزیت‌ها را به دو دسته روش‌های غیردرجا (Ex-situ) و روش‌های درجا (In-situ) تقسیم‌بندی نمود. در روش‌های غیر درجا، فاز تقویت‌کننده به طور جداگانه ساخته شده و سپس در طی یک فرآیند ثانویه مانند ریخته‌گری [۴]، مذاب خورانی [۵]، نفوذ دهی در حالت جامد [۶] یا فرآیندهای متالورژی پودر [۷] در فلز زمینه ادغام می‌شود. اما در روش‌های درجا فاز تقویت‌کننده در فرآیند ساخت کامپوزیت، درون زمینه

* نویسنده مسئول:

دکتر فرشاد اخلاقی

نشانی: تهران، دانشگاه تهران، دانشکده مهندسی متالورژی و مواد

تلفن: ۸۷۰۸۴۰۸۲ (۲۱) ۹۸+

پست الکترونیکی: fakhlagh@ut.ac.ir

ایجاد می‌شود. در این دسته از کامپوزیت‌ها فاز تقویت‌کننده می‌تواند با انواع مورفولوژی‌های ناپیوسته و مداوم ایجاد شود و شامل فازهای شکل‌پذیر یا سرامیک باشد [۸ و ۹]. تشکیل فاز تقویت‌کننده می‌تواند در حالت مایع یا جامد باشد. فرآیندهای حالت جامد درجا شامل اکسیداسیون داخلی، واکنش‌های جامد با جامد، جامد با گاز و آسیاکاری تبریدی (Cryomilling) است. همچنین می‌توان واکنش‌های یوتکتوئیدی را واکنش‌های درجا در حالت جامد در نظر گرفت. از فرایندهایی که در آن‌ها تشکیل فاز تقویت‌کننده در حالت مایع اتفاق می‌افتد می‌توان به واکنش‌های مذاب با گاز، مذاب با جامد و مذاب با مذاب اشاره نمود. همچنین در اثر انجماد با جبهه مسطح (Plane Front Solidification) آلیاژهای یوتکتیکی و یا سیستم‌های آلیاژی که شامل یوتکتیک هستند می‌توان کامپوزیت‌های درجا را با مورفولوژی لایه‌ای یا میله‌ای تولید نمود. بسیاری از این کامپوزیت‌ها با توجه به واکنش‌های درجا بین آلومینیم و اکسیدهای فلزی از قبیل CuO ، ZnO ، SiO_2 ، MnO_2 و TiO_2 ساخته می‌شوند.

در میان عناصر افزودنی برای ساخت کامپوزیت‌های درجا، زمینه آلومینیمی، مس یکی از محدود عناصری است که دارای حلالیت نسبتاً بالایی در آلومینیم است و می‌تواند از طریق واکنش‌های درجا فاز یا فازهای تقویت‌کننده ایجاد نماید [۱۰]. حد حلالیت نسبتاً بالای این فلز در آلومینیم باعث می‌شود که کامپوزیت حاصل از آن دارای زمینه محلول جامد Al/Cu باشد که از منظر خواص مکانیکی دارای چقرمگی بیشتری از زمینه با آلومینیم خالص است. از طرف دیگر به دلیل کم هزینه بودن و مقاومت در برابر سایش ترکیبات بین فلزی Al-Cu ، مس یکی از عناصر ایده‌آل برای افزودن به آلومینیم برای تشکیل کامپوزیت‌های زمینه فلزی درجا است [۱۰]. در سال‌های اخیر، توجه زیادی به کامپوزیت‌های درجا آلومینیم-مس به دلیل خواص عالی آن‌ها مانند چگالی کم، سبک بودن، مقاومت در برابر خوردگی و سطح بالای هدایت الکتریکی و هدایت حرارتی آن‌ها شده است [۱۱ و ۱۲]. کامپوزیت‌های درجا $\text{Al}_2\text{Cu-Al}$ هم به صورت توده‌ای (Bulk) و هم به صورت پوشش توسط روش‌های حالت جامد (Solid State Processing) و روش‌های ذوبی (Liquid Phase Processing) قابل تولید هستند. واتانابه و همکارش [۱۳] با هدف بررسی مکانیسم تشکیل مواد شیب‌دار (Functionally Graded Materials, FGMs) به صورت درجا ریزساختارهای $\text{Al}_2\text{Cu-Al}$ را در مواد FGM ساخته شده توسط روش ریخته‌گری گریز از مرکز درجا مورد مطالعه قرار دادند. این پژوهشگران نشان دادند که ساختار FGM به روش گریز از مرکز درجا، نه تنها با ترکیب‌های هیپو یوتکتیک و هایپریوتکتیک بلکه با ساختار یوتکتیک نیز ایجاد می‌شود و ابعاد ذرات کریستال اولیه Al_2Cu و Al بستگی به فاصله آن‌ها از مرکز دوران دارد. لیو و همکارانش [۱۴] از روش متالورژی سطحی پلاسما (Plasma surface metallurgy) برای پوشش‌دهی سطح آلومینیم با کامپوزیت $\text{Al}_2\text{Cu-Al}$ استفاده کردند. آن‌ها پودر مس خالص با متوسط اندازه ذرات $5\mu\text{m}$ را

به ضخامت 3mm توسط چسب ارگانیک روی زیرلایه چسبانیده و نمونه را تحت فرآیند مذکور قرار دادند. نتیجه این تحقیق بیانگر توزیع یکنواخت فاز Al_2Cu در پوشش بود. تاش و همکارش [۱۵] با استفاده از روش ریخته‌گری تحت فشار اقدام به تولید کامپوزیت درجا $\text{Al}_2\text{Cu-Al}$ کردند. در این تحقیق پودر مس خالص با اندازه متوسط ذرات $5\mu\text{m}$ با درصدهای وزنی متفاوت ۳٪، ۶٪، ۱۰٪ و ۱۵٪ به مذاب آلیاژ $\text{Si12\%Al}$ در دمای 710°C درجه سانتی‌گراد اضافه گردید. پس از مخلوط کردن، مذاب در قالب فولادی تحت فشار ثابت ریخته‌گری شد. نتایج این تحقیق نشان داد که در صورت انتخاب درصد بهینه مس، در اثر اندرکنش این عنصر با آلیاژ زمینه فاز Al_2Cu در زمینه تشکیل می‌شود اما در صورت اضافه نمودن ۱۵ درصد وزنی مس به مذاب، در ریز ساختار کامپوزیت حاصله مس واکنش نیافته مشاهده می‌شود. از فرآیند اصطکاکی اغتشاشی (Friction Stir Processing, FPS) نیز به منظور ایجاد پوشش کامپوزیتی $\text{Al}_2\text{Cu-Al}$ بر روی زیر لایه فلزی با استفاده از پودر مس استفاده شده و گزارش شده که مس با آلومینیم واکنش داده و فاز Al_2Cu تشکیل شده است. در ضمن در شرایط بهینه از نظر تعداد پاس‌ها و گرمای ورودی، پوشش کامپوزیتی حاصله چگال بوده و توزیع یکنواختی از ذرات Al_2Cu در زمینه دارد و در نتیجه مدول یانگ افزایش یافته و استحکام فشاری بهبود پیدا کرده است [۱۶ و ۱۷]. یان و همکارانش [۱۸] از روش اتصال نفوذی (Diffusion Bonding) برای بررسی چگونگی اندرکنش بین آلومینیم و مس در حالت جامد و در دمای بالا استفاده کردند. برای این منظور از میله‌های آلومینیم و مس خالص تجاری هر یک با قطر 10mm در محلول‌های شیمیایی آماده‌سازی سطحی شده و سپس با فشار اندک 0.15Mpa در کوره با دمای ۵۵۰، ۵۶۰ و ۵۸۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۱۰ دقیقه قرار گرفتند و در ادامه با شرایط مختلف سرد شدند. نتایج کار آن‌ها نشان داد اتصال مناسب، نیازمند دمای بالا به منظور تسهیل در نفوذ بین دو ماده است و همچنین نرخ سرمایش تأثیر قابل توجهی روی مورفولوژی و میزان فازهای بین فلزی در فصل مشترک شامل Al_3Cu ، AlCu و Al_2Cu دارد. راجاسخار و همکارانش [۱۹] پودر آلومینیم حاوی درصدهای مختلف مس (۵wt%، ۱۰wt% و ۱۵wt%) را پس از پرس گرم با فشار 400Mpa به مدت ۳ ساعت در دمای ۵۵۰ درجه سانتی‌گراد تفجوشی کردند. نتایج کار آن‌ها نشان داد که خواص مکانیکی و ریزساختاری نمونه‌ها با افزایش درصد مس به تدریج تغییر می‌کند. در ضمن مشخص شد که نمونه حاوی ۱۰ درصد وزنی مس، بهترین ریزساختار فصل مشترک، ریزسختی و چگالی نسبی را در مقایسه با سایر نمونه‌ها دارد. با توجه به این که تولید کامپوزیت‌های درجا $\text{Al-Al}_2\text{Cu}$ در حالت جامد، از طریق اندرکنش سطحی بین دو فلز مس و آلومینیم انجام می‌شود، لذا کیفیت و اندازه مساحت آن‌ها در فصل مشترک این دو فلز مهم هستند که در این موارد مطالعه‌ای انجام نشده است و در تحقیق حاضر به این موارد پرداخته شده است.

۲. مواد و روش تحقیق

در این تحقیق از پودر آلومینیم خالص تجاری با توزیع اندازه ذرات در بازه ($90\text{ }\mu\text{m}$ - $125\text{ }\mu\text{m}$) و از پودر مس خالص تجاری در دو اندازه ذرات مختلف ($150\text{ }\mu\text{m}$) (مس درشت) و ($45\text{ }\mu\text{m}$) (مس ریز) استفاده شد. برای بررسی تاثیر عملیات شستشوی سطحی، پودر مس به مدت ۱۵ دقیقه در محلول ۱۵٪ HCl قرار داده شده و پس از شستشو توسط اتانول در دمای محیط خشک شد. برای تهیه نمونه‌های کامپوزیتی، نخست پودر آلومینیم حاوی ۱۰ درصد وزنی پودر مس توسط آسیای ماهواره‌ای با سرعت چرخش ۳۰۰ دور بر دقیقه با استفاده از گلوله‌های فولادی به قطر ۱۰ mm و نسبت وزنی گلوله به پودر ۱۵/۱ به مدت ۱ ساعت در مجاورت گاز آرگون آسیاکاری شد. پودرهای اولیه و آسیاکاری شده مانند سرد شده و ریزسختی آن‌ها اندازه‌گیری شد. برای تهیه نمونه‌های کامپوزیتی، پودرها در قالب فولادی با قطر ۲/۵ سانتی‌متر تحت فشار ۷۵۰ Mpa فشرده شدند و سپس در کوره مقاوم‌تی لوله‌ای با سرعت $20^\circ\text{C}/\text{min}$ در دمای ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۱ ساعت تفجوشی شده و سپس در کوره خاموش تا دمای محیط سرد شدند.

آزمون ریزسختی‌سنجی با روش ویکرز تحت بار ۲۰ گرم و به مدت ۱۰ ثانیه توسط دستگاه ریزسختی سنج مدل WOLPERT ساخت کشور آلمان و سختی‌سنجی نیز به روش ویکرز تحت بار ۵۰ گرم و به مدت ۱۰ ثانیه توسط دستگاه سختی سنج مدل INNOVATEST ساخت کشور هلند انجام شد. در مورد ریزسختی‌سنجی نتایج با احتساب میانگین حد اقل ۳۰ نقطه انجام گرفت در حالی که میانگین سختی ویکرز ۵ نقطه از هر نمونه در نظر گرفته شد. چگالی نمونه‌ها به روش ارشمیدس با

استفاده از ترازوی مخصوص با دقت اندازه‌گیری ۰/۱ میلی‌گرم اندازه‌گیری شد و با محاسبه چگالی کامل نمونه‌ها، درصد تخلخل آن‌ها محاسبه شد. برای بررسی‌های ریزساختاری نمونه‌های تفجوشی شده استوانه‌ای شکل به قطر ۲۵ میلی‌متر و ارتفاع ۱۰ میلی‌متر از مرکز و در راستای قطر برشکاری شده و سطح مقطع آن‌ها تحت عملیات سنباده‌زنی و صیقل‌کاری قرار گرفت و بررسی‌های متالوگرافی روی سطوح آماده‌سازی شده از طریق میکروسکوپ نوری مدل OPYMPUS BH2-UMA ساخت کشور آمریکا انجام شد. در جدول ۱ کدها و مشخصات نمونه‌های مختلف نشان داده شده است. در این جدول و در ادامه در نمودارهای نتایج این تحقیق، از نماد B1 به جای (Ball-milled) برای پودر آسیاکاری شده، از نماد B0 برای پودر آسیا کاری نشده، از نماد W به جای (Washed) برای مس شستشو داده شده، از نماد NW به جای (Not Washed) برای مس شستشو داده نشده، از نماد C به جای (Coarse) برای مس درشت واز نماد F به جای (Fine) برای مس ریز استفاده شده است.

۳. نتایج و بحث

ریزسختی‌سنجی

در شکل ۱ نتایج ریزسختی‌سنجی از پودرها نشان داده شده است. مشاهده می‌شود که عملیات آسیاکاری پودر آلومینیم بدون حضور مس باعث افزایش ریزسختی این پودر به میزان ۴۷ درصد شده است که دلیل آن رخداد پدیده کارسختی این فلز در حین آسیاکاری است.

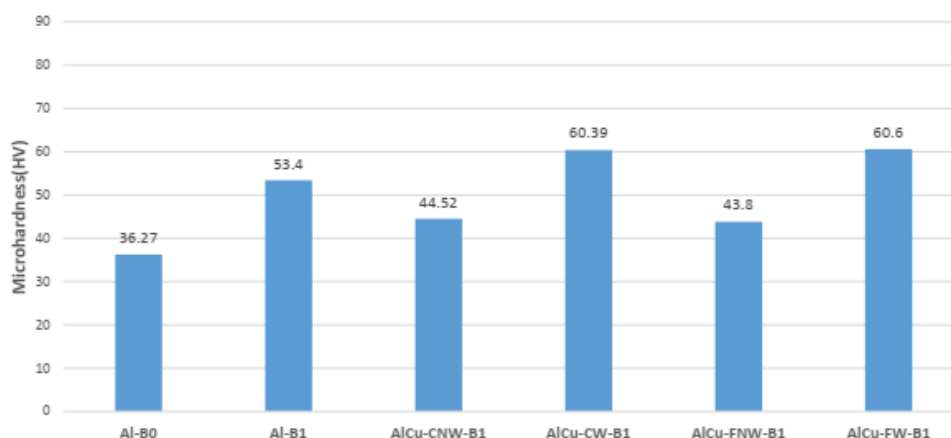
جدول ۱: کد گذاری نمونه‌ها

نمونه‌های پودری	
پودر آلومینیم زمینه آسیا نشده	Al-B0
پودر آلومینیم زمینه آسیا شده	Al-B1
پودر آلومینیم و مس درشت، بدون عملیات شستشوی سطح، آسیا شده	AlCu-CNw-B1
پودر آلومینیم و مس درشت، عملیات شستشوی سطحی شده، آسیا شده	AlCu-CW-B1
پودر آلومینیم و مس ریز، بدون عملیات شستشوی سطح، آسیا شده	AlCu-FNW-B1
پودر آلومینیم و مس ریز، عملیات شستشوی سطحی شده، آسیا شده	AlCu-FW-B1
آلومینیم زمینه، آسیا نشده، تفجوشی شده	Al-B0-S
آلومینیم زمینه، آسیا شده، تفجوشی شده	Al-B1-S
آلومینیم و مس درشت، بدون عملیات شستشوی سطح، آسیا شده، تفجوشی شده	AlCu-CNw-B1-S
آلومینیم و مس درشت، عملیات شستشوی سطحی شده، آسیا شده، تفجوشی شده	AlCu-CW-B1-S
آلومینیم و مس ریز، بدون عملیات شستشوی سطح، آسیا شده، تفجوشی شده	AlCu-FNW-B1-S
آلومینیم و مس ریز، عملیات شستشوی سطحی شده، آسیا شده، تفجوشی شده	AlCu-FW-B1-S

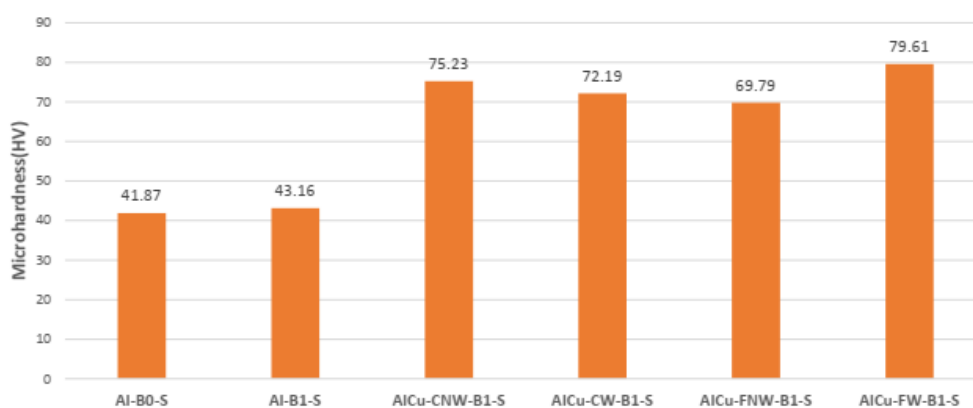
در ریزسختی شده است. دلیل این نتیجه را می‌توان به وجود ناخالصی در آلومینیم خالص تجارتي نسبت داد که در حین تفجوشی باعث تشکیل فازهای سخت بین فلزی در آلومینیم شده است. همچنین تشکیل اکسید آلومینیم با سختی بالا در حین انجام عملیات تفجوشی نمونه متخلخل پودری در کوره و در محیط غیر خنثی را می‌توان به عنوان دلیل دیگری برای افزایش ریزسختی برشمرد. در مورد نمونه‌های آلومینیم آسیاکاری شده بدون حضور مس (مقایسه نمونه‌های Al-B1 و Al-B1-S به ترتیب در شکل‌های ۱ و ۲) مشاهده می‌شود که عملیات تفجوشی باعث کاهش ریزسختی به میزان ۱۹ درصد می‌شود. علت آن پدیده بازیابی و تبلور مجدد است که طی فرآیند تفجوشی در آلومینیم رخ می‌دهد. در اثر آسیاکاری و کار سرد عیوبی مانند نابجایی و جایشالی در ساختار افزایش پیدا می‌کنند و در حین تفجوشی به دلیل دمای بالای فرآیند، پدیده بازیابی و تبلور مجدد باعث کاهش عیوب شبکه به میزان تعادلی شده و در نتیجه سختی کاهش می‌یابد.

از مقایسه مقادیر ریزسختی مربوط به نمونه‌های AlCu-FNW-B1-S و FNW-B1 به ترتیب در شکل‌های ۱ و ۲، مشاهده می‌شود که حضور مس ریز شسته نشده در عملیات تفجوشی باعث افزایش ریزسختی به میزان ۵۹ درصد شده است که این میزان با توجه به مقادیر متناظر برای نمونه‌های ساخته شده از مس درشت شسته نشده ۶۹ درصد است. از طرفی حضور مس ریز شسته شده در عملیات تفجوشی باعث افزایش ریزسختی به میزان ۳۱ درصد می‌شود که این میزان برای مس درشت شسته شده ۱۹ درصد است. علت افزایش کمتر ریزسختی در نمونه‌های حاوی مس شسته شده در مقایسه با نمونه‌هایی که از مس شسته نشده تهیه شده‌اند، مقادیر بیشتر ریزسختی نمونه‌های تفجوشی نشده AlCu-FW-B1 و AlCu- CW-B1 در مقایسه با نمونه‌های متناظر AlCu-FNW-B1 و AlCu-CNWB1 است که درصد افزایش ریزسختی در نمونه‌های شسته شده کمتر از نمونه‌های شسته نشود.

حضور پودر مس شسته نشده باعث کاهش ریزسختی پودرها پس از آسیاکاری شده است که این کاهش در مورد پودر مس ریز درنمونه AlCu-FNW-B1 به میزان ۱۸ درصد و در مورد پودر مس درشت در نمونه AlCu-CNWB1 به میزان ۱۷ درصد است. دلیل این کاهش را می‌توان به کیفیت آلیاژسازی مکانیکی در نمونه‌های با مس شسته نشده نسبت داد. وجود پودر مس نرم در بین پودر آلومینیم باعث می‌شود بخشی از انرژی آسیاکاری صرف تغییر شکل مس شده و سهم آلومینیم از انرژی آسیاکاری کاهش پیدا کرده و میزان افزایش ریزسختی ناشی از آسیاکاری نسبت به نمونه بدون مس کاهش یابد. از طرفی به دلیل وجود لایه‌ای از ناخالصی‌ها در روی پودر مس، امکان تماس موثر این دو فلز در حین آسیاکاری و ایجاد محلول جامد Al/Cu که می‌توانست باعث افزایش ریزسختی بشود فراهم نشده است. با توجه به مقادیر ریزسختی نمونه‌های AlCu-FW-B1 و AlCu-CW-B1 در شکل ۱ مشاهده می‌شود که حضور مس شسته شده باعث افزایش ریزسختی پودر آلومینیم آسیاکاری شده، در مقایسه با نمونه‌های متناظر آسیاکاری شده بدون حضور مس شده است که این افزایش در مورد مس ریز و درشت یکسان و به میزان ۱۳ درصد بوده است. در واقع در این نمونه‌ها نیز بخشی از انرژی آسیاکاری صرف تغییر شکل مس شده و کاهش سهم آلومینیم از انرژی آسیاکاری شده است اما به دلیل فصل مشترک تمیز و عاری از ناخالصی‌ها تماس موثر بین دو فلز و نفوذ اتم‌های مس به داخل آلومینیم، تشکیل محلول جامد به نحو مطلوب صورت پذیرفته است. لذا افزایش ریزسختی به دلیل آلیاژسازی مکانیکی بر کاهش سختی به دلیل جذب بخشی از انرژی آسیاکاری در اثر وجود فاز نرم مس فائق آمده و در مجموع مقادیر ریزسختی افزایش یافته‌اند. نتایج ریزسختی‌سنجی از نمونه‌های پرس شده بعد از تفجوشی در شکل ۲ نشان داده شده‌اند. از مقایسه نتایج نمونه‌های آلومینیم اولیه (آسیاکاری نشده) قبل و بعد از تفجوشی (نمونه‌های Al-B0 و Al-B0-S به ترتیب در شکل‌های ۱ و ۲) مشاهده می‌شود که عملیات تفجوشی باعث افزایش جزئی



شکل ۱: نتایج ریزسختی‌سنجی از نمونه‌های پودری.



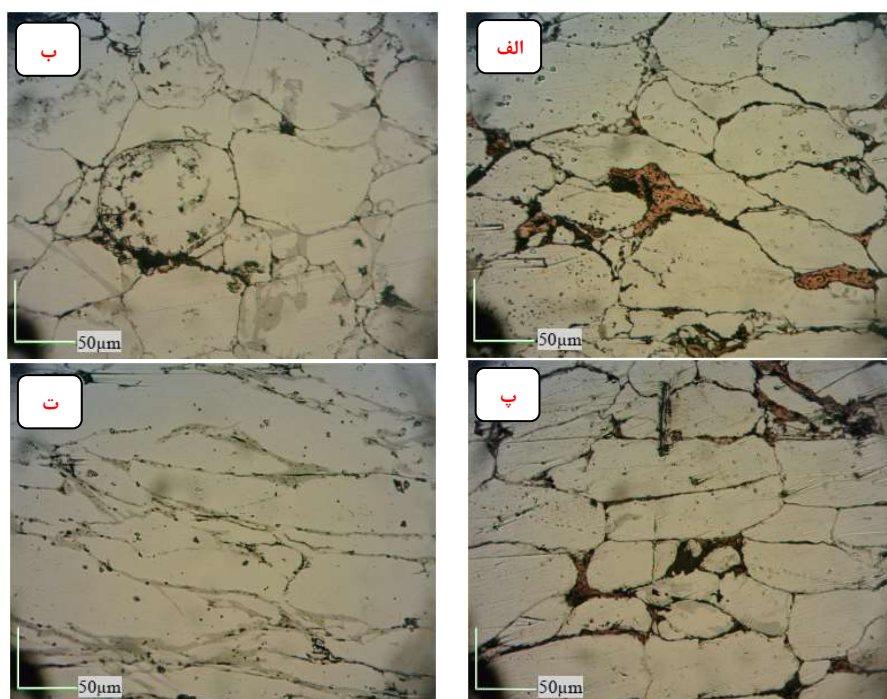
شکل ۲: نتایج ریزسختی از نمونه‌های تفجوشی شده.

FW-B1-S به ترتیب به مقادیر ۶۸/۱ و ۶۷/۳ و ۶۱/۷ و ۸۳/۴ درصد افزایش ریزسختی داشته‌اند. این نتایج نشان می‌دهند که در صورت استفاده از مس درشت، عملیات شستشو تأثیر چندانی در افزایش ریزسختی نداشته ولی در مورد پودر مس ریز به میزان ۲۱/۷ درصد ریزسختی افزایش یافته است. در ضمن استفاده از پودر مس ریز به جای پودر مس درشت در حالت عدم استفاده از عملیات شستشو فقط باعث افزایش ریزسختی به میزان ۲/۷ درصد می‌شود ولی چنانچه از مس شستشو داده شده استفاده شود ریزسختی به میزان ۷/۴ درصد افزایش می‌یابد. در مجموع بیشترین مقدار ریزسختی در نمونه‌ی تولید شده با استفاده از مس ریز و شسته شده حاصل شده که دلیل آن فصل مشترک نسبتاً زیاد بین آلومینیم و مس به همراه اندرکنش موثر بین این دو فاز در حین فرآوری کامپوزیت است.

بررسی‌های ریزساختاری

در شکل ۳ تصاویر میکروسکوپ نوری از سطح مقطع نمونه‌های بررسی شده در این تحقیق نشان داده شده است. مشاهده می‌شود که در نمونه تهیه شده از مس درشت شستشو داده نشده (شکل ۳-الف)، در برخی از نواحی ساختار یوتکتیک Al-Al₂Cu به همراه ذرات مس واکنش نیافته وجود دارد. اما در ریز ساختار نمونه تهیه شده با مس درشت شسته شده (شکل ۳-ب)، مس واکنش نیافته در هیچ ناحیه‌ای مشاهده نمی‌شود و فقط ساختار یوتکتیک Al-Al₂Cu به همراه تخلخل کمتر از نمونه قبل وجود دارد. با مقایسه شکل ۳-الف و ب) با شکل ۳-پ و ت) مشاهده می‌شود ساختار یوتکتیک Al-Al₂Cu در نواحی مرزی نمونه‌های شامل مس ریز، توزیع یکنواخت‌تری نسبت به نمونه‌های شامل مس درشت دارد. در شکل ۳-پ به دلیل استفاده از مس ریز شستشو داده نشده، مس واکنش نیافته دیده می‌شود ولی در شکل ۳-ت که از مس ریز شستشو داده شده استفاده شده مس واکنش نیافته دیده نشده و توزیع یکنواختی از ساختار یوتکتیک مشاهده می‌شود.

افزایش ریزسختی این نمونه‌ها در اثر فرآیند تفجوشی به تشکیل فاز سخت Al₂Cu در ساختار نمونه‌ها و همچنین افزایش میزان مس حل شده در آلومینیم نسبت داده می‌شود. در واقع در خلال فرآیند تفجوشی در دمای ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد، طی یک واکنش نفوذی و انحلال مس در آلومینیم، یوتکتیک Al-Al₂Cu که دمای ذوب آن ۵۴۸ درجه سانتی‌گراد است به صورت مذاب تشکیل می‌شود. لذا ایجاد فاز سخت بین‌فلزی Al₂Cu در ریزساختار، ریزسختی نمونه را به میزان قابل توجهی افزایش می‌دهد. همچنین در مدت زمانی که در حین گرمایش، نگهداری در دمای ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد و سرد کردن در کوره، نمونه در دمای بالا قرار دارد پدیده نفوذ مس در آلومینیم در دمای بالا تسریع شده و در مقایسه با نمونه‌های متناظر آسیاکاری شده و تفجوشی نشده، مقدار بیشتری مس به صورت محلول جامد در آلومینیم حل می‌شود که این پدیده نیز به سهم خود در افزایش ریزسختی موثر است. حتی همانطور که در مورد بالاتر بودن ریزسختی نمونه Al-B0-S در مقایسه با Al-B0 استدلال شد در اثر تفجوشی در نمونه‌های حاوی مس نیز ممکن است که پدیده‌های اکسیداسیون و نیز تشکیل فازهای بین‌فلزی به دلیل حضور ناخالصی‌های جزئی در افزایش ریزسختی سهمیم باشند. اما همزمان با پدیده‌های مذکور که باعث افزایش ریزسختی نمونه‌ها در هنگام تفجوشی می‌شوند، همانطور که اشاره شد، در حین عملیات تفجوشی، رخداد پدیده بازیابی و تبلور مجدد، باعث کاهش ریزسختی می‌شود. با توجه به نتایج این تحقیق مشخص می‌شود که تأثیر عوامل افزایش دهنده ریزسختی برتری قابل توجهی نسبت به عوامل کاهنده این کمیت داشته‌اند و در نتیجه ریزسختی تمام نمونه‌های حاوی مس بعد از تفجوشی زیاد شده است. به منظور بررسی چگونگی تأثیر حضور مس بر افزایش ریزسختی نمونه‌های سینتر شده لازم است که ریزسختی نمونه آلومینیمی آسیا شده و تفجوشی شده نمونه (Al-B1-S) به عنوان مبنا در نظر گرفته شود. بر این اساس نمونه‌های AlCu-CNw-B1-S و AlCu-FNW-B1-S و AlCu-CW-B1-S و AlCu-B0-S



شکل ۳: تصاویر میکروسکوپ نوری از سطح مقطع نمونه‌ها: الف) AlCu-CNw-B1-S، ب) AlCu-CW-B1-S، پ) AlCu-FNW-B1-S، ت) AlCu-FW-B1-S.

تخلخل‌سنجی و سختی‌سنجی

در شکل ۴ نتایج تخلخل‌سنجی برای نمونه‌های کامپوزیتی و نمونه آلومینیم زمینه بعد از تفجوشی نشان داده شده است. در مورد نمونه آلومینیمی تقویت نشده مشاهده می‌شود که درصد تخلخل از سایر نمونه‌ها کمتر است که مهم‌ترین دلیل آن فراهم بودن شرایط مناسب برای تغییر شکل پلاستیک شدید در هنگام فشردگی است. اما در نمونه‌های کامپوزیتی کارسختی انجام شده در حین آسیا کاری مانع تغییر شکل موثر پودرها در هنگام پرس کاری شده و در نتیجه فضای خالی بین پودرها تا حدودی باقی مانده که سبب افزایش تخلخل در نمونه تفجوشی شده، شده است. همچنین در نمونه آلومینیمی تقویت نشده، یکنواخت بودن مورفولوژی پودرها و چیدمان مناسب‌تر آن‌ها در قالب باعث افزایش راندمان فشردگی شده است. اما در نمونه‌های کامپوزیتی، به دلیل وجود ذرات مس در بین پودرهای آلومینیم و خوشه‌ای بودن این ذرات، عمل فشردگی به صورت کامل انجام نشده و باقی ماندن هوای محبوس شده در خوشه‌های مس و نیز در بین خوشه‌ها و ذرات پودر آلومینیم سبب افزایش تخلخل شده است. با توجه به شکل ۴، درصد تخلخل در نمونه‌های حاوی مس ریز کمتر از نمونه‌های ساخته شده با مس درشت است. همچنین انجام عملیات شستشو پودرهای مس ریز و درشت باعث کاهش تخلخل در

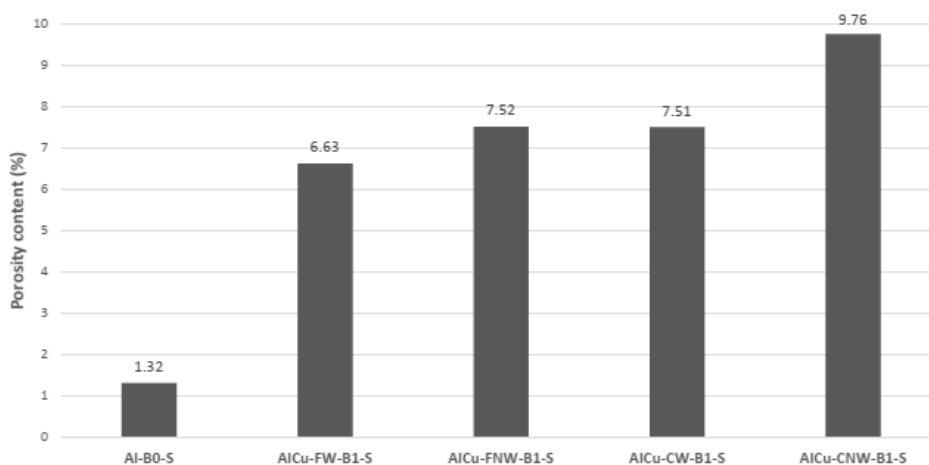
هر دو نمونه در مقایسه با نمونه‌های متناظر ساخته شده از مس شسته نشده شده است.

این نتایج را می‌توان به توزیع یکنواخت‌تر ذرات مس ریز در بین ذرات آلومینیم زمینه و اندرکنش موثر تر ذرات مس شسته شده با آلومینیم در تشکیل مذاب یوتکتیک در هنگام تفجوشی نسبت داد. این مذاب تحت تاثیر عوامل مختلف از قبیل موینگی، کشش سطحی و جاذبه ثقلی در بین ذرات پودری سیلان یافته و باعث کاهش تخلخل شده است.

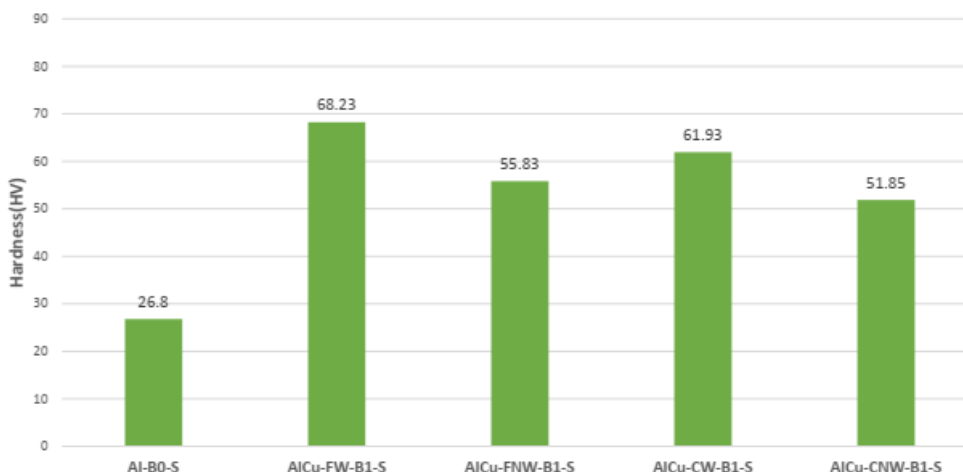
در شکل ۵ نتایج سختی‌سنجی برای نمونه‌های کامپوزیتی و نمونه آلومینیم زمینه بعد از تفجوشی نشان داده شده است. مطابق انتظار نمونه غیر کامپوزیتی که از آلومینیم آسیا نشده ساخته شده، علیرغم پایین‌تر بودن قابل توجه تخلخل در مقایسه با نمونه‌های کامپوزیتی (شکل ۴)، سختی کمتری از آن‌ها دارد. در واقع عدم وجود مس به صورت محلول جامد و نیز وجود نداشتن فاز سخت Al_2Cu در ساختار این نمونه، هر دو باعث عدم ازدیاد سختی در هنگام تفجوشی شده‌اند. با توجه به شکل ۵، نمونه ساخته شده از مس درشت شسته نشده، کمترین مقدار سختی را در بین نمونه‌های کامپوزیتی دارد. اما در نمونه ساخته شده از مس درشت شسته شده سختی بیشتری حاصل شده است. به طور مشابه از مقایسه نمونه‌های AlCu-FW-B1-S و AlCu-FNW-B1-S مشاهده می‌شود که در نمونه‌ای که حاوی مس شسته شده است سختی بیشتری حاصل شده است.

مس واکنش یافته و به صورت محلول جامد و نیز فاز سخت Al_2Cu در ساختار تبدیل می‌شود که این عوامل در مجموع باعث افزایش سختی می‌شوند. در نتیجه در بین نمونه‌های کامپوزیتی حاصل از این تحقیق، نمونه ساخته شده از مس ریز شسته شده، کمترین تخلخل و بالاترین سختی حاصل شده است.

در هر دو مورد با توجه به شکل ۴ ملاحظه می‌شود که مطابق انتظار، کاهش تخلخل نمونه مترادف با افزایش سختی بوده است. واضح است که هم زمان با مناسب‌تر شدن شرایط برای اندرکنش موثر بین آلومینیم و مس، (استفاده از فرآیند شستشوی مس و انتخاب پودر مس با دانه بندی ریز تر در فرآیند تولید کامپوزیت)، علاوه بر کاهش تخلخل، کسر حجمی بیشتری از



شکل ۴: نتایج تخلخل سنجی نمونه‌های کامپوزیتی و نمونه آلومینیم زمینه بعد از تفجوشی.



شکل ۵: نتایج سختی سنجی برای نمونه‌های کامپوزیتی و نمونه آلومینیم زمینه بعد از تفجوشی.

References

1. D. Huda, El Baradie, M.A. and Hashmi, M.S.J., "Metal-matrix composites: Manufacturing aspects. Part I". Journal of materials processing technology, 1993, 37(1-4), 513-528
2. S. Kohara, Mater. "Manufacturing. Process", 5 (1990) 51
3. J.D. Torralba, C.E. Da Costa and F. Velasco, "P/M aluminum matrix composites: an overview", Journal of Materials Processing Technology, 2003, 133(1-2), 203-206.
4. F. Akhlaghi, A. Lajevardi and H.M. Maghanaki, "Effects of Casting temperature on the Microstructure and wear resistance of compocast A356/SiC_p composites: a comparison between SS and SL routes", Journal of Materials Processing Technology, 2004, 155-156, 1874-1880.
5. M. Rasouli, F. Akhlaghi, O.O. Ojo and M. Paidar, "Preparation and characterization of in-situ Al-AlXNiY composites via reactive infiltration", Journal of Alloys and Compounds, 2019, 780, 829-845.
6. M. MuratoÄYlu, O. Yilmaz and M. Aksoy, "Investigation on diffusion bonding characteristics of aluminum metal matrix composites (Al/SiC_p) with pure aluminum for different heat treatments", Journal of Materials Processing Technology, 2006, 178, 211-217.
7. S. Mahdavi and F. Akhlaghi, "Fabrication and characteristics of Al6061/SiC/Gr hybrid composites processed by in situ powder metallurgy method", Journal of Composite Materials, 2013, 47(4), 437- 447.
8. R.M. Aikin, "The mechanical properties of in-situ composites", JOM, 1997, 49(8), 35-39.
9. S.L. Pramod, S.R. Bakshi and B.S. Murty, "Aluminum-based cast in situ composites: a review ", Journal of Materials Engineering and Performance", 2015, 24(6), 2185-2207.
10. M. Aravind, P. Yu, M.Y. Yau and D.H. Ng, "Formation of Al₂Cu and AlCu intermetallics in Al(Cu) alloy matrix composites by reaction sintering", Journal of Materials Science and Engineering: A, 2004, 380(1-2), 384-393.
11. Y.J. Guo, G.J. Qiao, W.Z. Jian, and X.H. Zhi, "Microstructure and tensile behavior of Cu-Al multi-layered composites prepared by plasma activated sintering", Journal of Materials Science and Engineering. A, 2010, 527(20), 5234.
12. Y.Q. Han, L.H. Ben, J.J. Yao and C.J. Wu, "Microstructural characterization of Cu/Al composites and effect of cooling rate at the Cu/Al interfacial region", International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials, 2015, 22(1), 94-101.
13. Y. Watanabe and S. Oike, "Formation mechanism of graded composition in Al-Al₂Cu functionally graded materials fabricated by a centrifugal in situ method", Acta materialia, 2005, 53(6), 1631-1641.
14. J.B. Liu, L.M. Wang, and J.S. Jiang, "Al₂Cu/ α -Al composite coating prepared by plasma surface metallurgy", Journal of Materials Letters, 2008, 62(10-11), 1569-1571.
15. M.M. Tash, and E.R. Mahmoud, "Development of in-situ Al-Si/CuAl₂ metal matrix composites: microstructure, hardness, and wear behavior", Materials, 2016, 9(6), 442.
16. M. Azizieh, D. Iranparast, M.A.G. Dezfouli, Z. Balak and H.S. Kim, "Fabrication of Al/Al₂Cu in situ nanocomposite via friction stir processing", Journal of Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2017, 27(4), 779-788.
17. H.C.J. Su, P.W. Kao, and N.J. Ho, "Ultrafine-grained Al-Al₂Cu composite produced in situ by friction stir processing", Scripta Materialia, 2005, 53(3), 341-345.
18. Y.Q. Han, L.H. Ben, J.J. Yao and C.J. Wu, "Microstructural characterization of Cu/Al composites and effect of cooling rate at the Cu/Al interfacial region", International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials, 2003, 22(1), 94-101.
19. K. Rajasekhar, V.S. Babu and M.J. Davidson, "Interfacial microstructure and properties of Al-Cu functionally graded materials fabricated by powder metallurgy method", Materials Today: Proceedings 2020.

۴. نتیجه گیری

(۱) عملیات آسیاکاری پودر آلومینیم بدون حضور پودر مس به دلیل آن رخداد پدیده کارسختی این فلز باعث افزایش سختی می‌شود، اما آسیاکاری پودر آلومینیم در حضور پودر مس بخشی از انرژی آسیاکاری صرف تغییر شکل مس و کاهش سهم آلومینیم از انرژی آسیاکاری می‌شود. اما در صورت استفاده از پودر مس شسته شده، به دلیل ایجاد فصل مشترک تمیز و عاری از ناخالصی‌ها؛ تماس موثر بین دو فلز و نفوذ اتم‌های مس به داخل آلومینیم، تشکیل محلول جامد به نحو مطلوب صورت می‌پذیرد. در این شرایط افزایش سختی به دلیل آلیاژسازی مکانیکی بر کاهش سختی به دلیل جذب بخشی از انرژی آسیاکاری در اثر وجود فاز نرم مس فائق آمده و در مجموع مقادیر ریزسختی افزایش می‌یابد.

(۲) در حین عملیات تفجوشی، رخداد پدیده بازیابی و تبلور مجدد، باعث کاهش ریزسختی می‌شود. اما به صورت هم زمان، طی یک واکنش نفوذی و انحلال مس در آلومینیم، یوتکتیک Al-Al₂Cu به صورت مذاب تشکیل شده و ایجاد فاز سخت Al₂Cu سختی نمونه را به میزان قابل توجهی افزایش می‌دهد. همچنین در حین فرآیند تفجوشی، پدیده نفوذ مس در آلومینیم در دمای بالا تسریع شده و مقدار بیشتری مس به صورت محلول جامد در آلومینیم حل می‌شود که این پدیده نیز به سهم خود در افزایش سختی موثر است. در مجموع تاثیر عوامل افزایش دهنده سختی برتری قابل توجهی نسبت به عوامل کاهنده این کمیت داشته‌اند و در نتیجه ریزسختی تمام نمونه‌های حاوی مس بعد از تفجوشی زیاد شده است. عملیات شستشوی سطحی پودر مس تاثیر زیادی روی تشکیل فاز Al₂Cu داشته و باعث افزایش ریزسختی می‌شود.

(۳) بررسی‌های متالوگرافی نشان دادند که در صورت استفاده از پارامترهای مورد استفاده در این تحقیق، فرآیند شستشوی پودر مس ریز، سبب اندرکنش کامل بین آلومینیم و مس و تشکیل یوتکتیک Al-Al₂Cu می‌شود و در غیر این صورت مس واکنش نیافته در ساختار باقی می‌ماند.

(۴) درصد تخلخل در نمونه‌های حاوی مس ریز کمتر از نمونه‌های ساخته شده با مس درشت است. همچنین انجام عملیات شستشو پودرهای مس ریز و درشت باعث کاهش تخلخل در هر دو نمونه در مقایسه با نمونه‌های متناظر ساخته شده از مس شسته نشده می‌شود. این نتایج به توزیع یکنواخت‌تر ذرات مس ریز در بین ذرات آلومینیم زمینه و اندرکنش موثرتر ذرات مس شسته شده با آلومینیم در تشکیل مذاب یوتکتیک در هنگام تفجوشی نسبت داده می‌شود. این مذاب تحت تاثیر عوامل مختلف از قبیل موینگی، کشش سطحی و جاذبه ثقلی در بین ذرات پودری سیلان یافته و باعث کاهش تخلخل می‌شود. (۵) استفاده از فرآیند شستشوی مس و انتخاب پودر مس با دانه‌بندی ریزتر در فرآیند تولید کامپوزیت، به دلیل مناسب‌تر شدن شرایط برای اندرکنش موثر بین آلومینیم و مس، سبب می‌شوند که علاوه بر کاهش تخلخل، کسر حجمی بیشتری از مس وارد واکنش شده و به صورت محلول جامد و نیز فاز سخت Al₂Cu در ساختار تبدیل شود که این عوامل در مجموع باعث افزایش سختی می‌شوند.