

تاثیر فاز تقویت کننده و آنیلینگ بر ریزساختار کامپوزیت نانو ساختار Al-Mg/Al₂O₃ تولید شده توسط فرایند آلیاژسازی مکانیکی

منوچهر سبحانی^{۱*}

^۱ دانشگاه سمنان، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، سمنان، ایران.

تاریخ ثبت اولیه: ۱۳۹۴/۱۲/۱۲، تاریخ دریافت نسخه اصلاح شده: ۱۳۹۵/۱/۱۹، تاریخ پذیرش قطعی: ۱۳۹۵/۲/۲۶

چکیده در تحقیق حاضر تاثیر افزایش درصد آلومینا به مقدار ۰، ۵، ۱۰ و ۱۵ درصد وزنی و فرایند آنیلینگ بر ریزساختار کامپوزیت Al-10Mg/Al₂O₃ مورد بررسی قرار گرفت. فرایند آسیاکاری در یک آسیای سیاره‌ای انرژی بالا تحت اتمسفر آرگون انجام شد. سپس پودرها در دمای ۴۰۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۴۵ دقیقه آنیل شدند. برای بررسی مورفولوژی و اندازه ذرات پودر از تکنیک میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) استفاده گردید. آنالیز پراش اشعه ایکس (XRD) برای تعیین اندازه دانه، کرنش شبکه، پارامتر شبکه و تشخیص فازهای تشکیل شده، مورد استفاده قرار گرفت. نتایج نشان داد که افزایش ذرات آلومینا باعث تسریع در فرایند آلیاژسازی مکانیکی شده و یک حالت پایا در ذرات پودر حاصل می‌شود. افزایش درصد آلومینا منجر به کاهش اندازه دانه از حدود ۳۲ میکرون به ۱۵ میکرون، افزایش کرنش شبکه تا ۰،۷ درصد و افزایش پارامتر شبکه قبل از آنیل و ممانعت از افزایش بیش از حد اندازه دانه‌ها بعد از آنیل می‌شود. بعد از فرایند آنیلینگ به دلیل پدیده آگلومراسیون افزایش اندازه ذرات پودر مشاهده گردید. همچنین به دلیل انجام فرایند بازبلوری (recrystallization) افزایش اندازه دانه، کاهش کرنش شبکه و کاهش پارامتر شبکه مشاهده شد. برای نمونه‌های با درصد بالاتر فاز تقویت کننده تغییرات ریزساختار بعد از آنیل خیلی کم‌تر ایجاد شد. همچنین بعد از آنیل تشکیل فاز Al₃Mg₂ در پیک‌های XRD مشاهده شده که این فاز تا حدی از فرایند بازبلوری در نمونه‌ها جلوگیری می‌کند.

کلمات کلیدی: کامپوزیت نانو ساختار، آلیاژسازی مکانیکی، ریزساختار، آنیلینگ.

Reinforcement and Annealing Effect on Microstructural Properties of Al-10Mg/Al₂O₃ Nanocomposites Prepared with Mechanical Alloying Techniques

Manoochehr Sobhani^{*1}

¹ Semnan University, Faculty of Materials & Metallurgical Engineering, Semnan, Iran.

Abstract In the present work the Al₂O₃ content (0, 5, 10, 15 wt%) and annealing effect on the microstructural properties of Al-10Mg alloy was investigated. The milling process of the composites was carried out under argon atmosphere. Milled powders were pressed and annealed at 400 °C for 45 min. Scanning electron microscopy (SEM) and X-ray diffraction (XRD) devices were applied to microstructural and phase transformations studies of the prepared composites. The results show that the mechanical alloying process accelerates due to alumina content increment and it results in the formation of a steady-state condition. The alumina increasing cause to decrement of the matrix grain size from 32 to about 15 μm before annealing and it prevent the abnormal grain growth after annealing. Increasing in the grain size occurs after annealing process due to the particles agglomeration. Also, grain growth, lattice strain decrement and lattice parameter decrement were observed as a result of recrystallization. The microstructural did not show significant changes for the samples with high quantity of alumina. Formation of Al₃Mg₂ phase after annealing, observed at the X-ray patterns, can prevent from further grain growth.

Keywords: Nanostructured Composite, Mechanical Alloying, Microstructure, Annealing.

*عهده دار مکاتبات

نشانی: سمنان، روپروی پارک سوکان، دانشگاه سمنان، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، تلفن: ۰۲۳۳۳۳۴۹۹۷۶-۰۲۳۳۳۳۴۹۹۷۶، دورنگار: ۰۲۳۳۳۴۵۴۱۱۹

پیام نگار: m.sobhani@semnan.ac.ir

۱- مقدمه

حاضر بررسی اثر افزایش درصد فاز تقویت کننده (Al_2O_3) و عملیات حرارتی بر مورفولوژی و ریزساختار کامپوزیت نانوساختار $Al-10\%Mg/Al_2O_3$ است.

۲- روش تحقیق

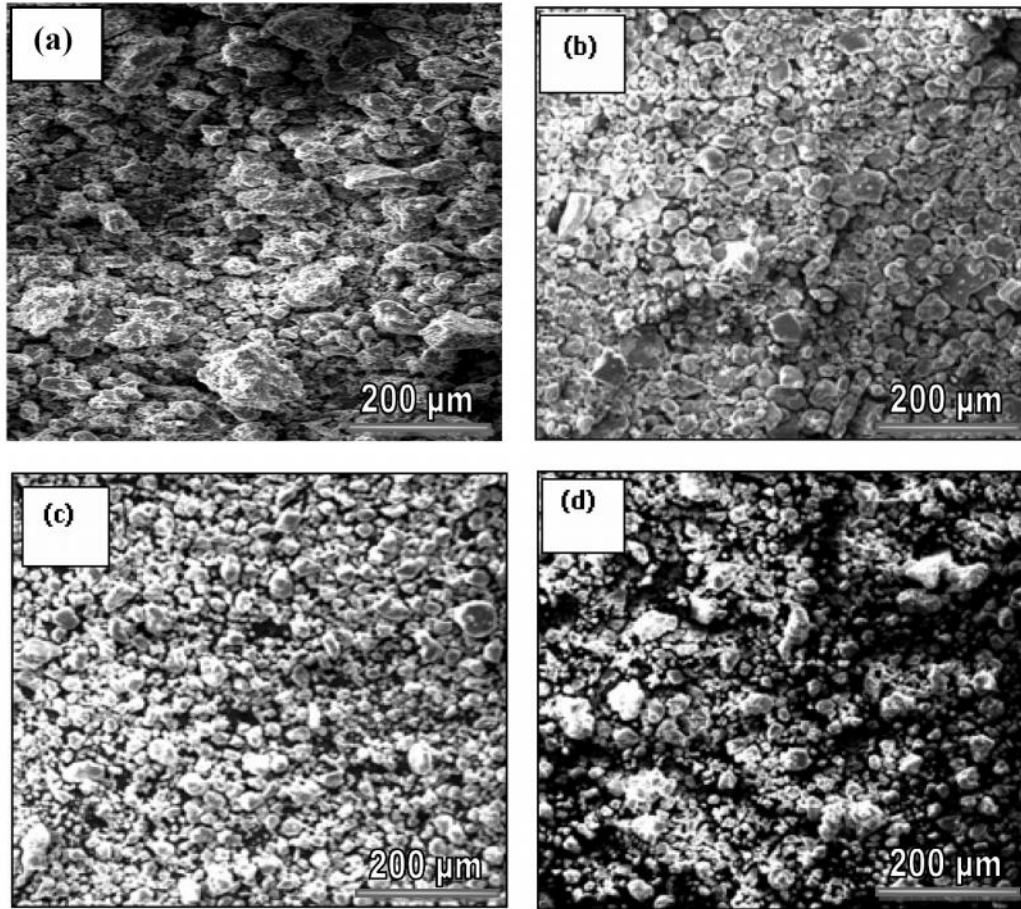
در این تحقیق برای تهیه نمونه کامپوزیتی $Al-10\%Mg/Al_2O_3$ پودر Al (۹۹٪، < 23 میکرون) با 10 درصد وزنی Mg (۹۹٪، < 136 میکرون) به ترتیب با 5 ، 10 و 15 درصد وزنی پودر Al_2O_3 (< 135 میکرون) که همگی محصول کمپانی Merck بودند در یک آسیای سیاره‌ای انرژی بالا مدل Fritsch با کاپ و گلوله فولادی تحت اتمسفر آرگون آسیا شدند. نسبت گلوله به پودر استفاده شده ثابت و برابر $1:20$ و سرعت حرکت محفظه آسیا 250 دور بر دقیقه به مدت 20 ساعت انتخاب گردید [۶]. سپس نمونه‌های پودری به مدت 45 دقیقه در دمای 400 درجه سانتی‌گراد تحت اتمسفر آرگون تحت عملیات حرارتی قرار گرفتند. مورفولوژی و شکل ذرات پودر با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مدل Cam Scan MV2300 مورد مطالعه قرار گرفت. همچنین اندازه ذرات پودر به روش Tangential method از روی تصاویر SEM محاسبه شد. برای بررسی اثر افزایش آلومینا بر اندازه دانه زمینه و میزان کرنش اعمال شده به ذرات پودر به کمک الگوی تفرق اشعه ایکس (XRD) از رابطه زیر که معروف به رابطه ویلیامسون - هال است استفاده شد [۱۲].

$$\beta_s \cos\theta = 2(\varepsilon) \sin\theta + k\lambda/D \quad (1) \text{ معادله}$$

در این رابطه λ طول موج اشعه ایکس ($\lambda = 0.154056 \text{ nm}$) و K ثابت شرر ($K=0.9$) هستند. θ زاویه تفرق، D اندازه دانه‌های کریستالی، ε کرنش داخلی ذرات پودر و β_s پهنای پیک در نصف ارتفاع ماکزیمم (بر حسب رادیان) می‌باشند. همچنین جهت کاهش خطاهای دستگاهی مقادیر β_s و 2θ با استفاده از نتایج نمونه مرجع سیلیکونی تصحیح شدند.

کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی تقویت شده با ذرات سرامیکی تهیه شده توسط فرایند آلیاژسازی مکانیکی و به ویژه کامپوزیت‌های $Al-Al_2O_3$ به دلیل همگن بودن خواص آنها در جهات مختلف و قابلیت شکل‌پذیری خوب این مواد به طور گسترده در صنایع خودروسازی و صنایع هوافضا مورد مطالعه و استفاده قرار گرفته‌اند [۶-۱]. با وجود تحقیقات انجام شده بر بهبود خواص کامپوزیت‌های زمینه آلومینیم تولید کامپوزیت‌های زمینه آلومینیم تقویت شده با آلومینا به روش آلیاژسازی مکانیکی، استفاده از زمینه آلومینیم آلیاژی یا استفاده از زمینه‌های دوتایی $Al-X$ ($X = Cu, Mg, Si, \dots$) به جای آلومینیم خالص خیلی کم بررسی شده است. در این میان آلیاژ آلومینیم-منیزیم ($Al-Mg$) به دلیل استحکام مخصوص بالا و مقاومت به خوردگی خوب که باعث کاربرد زیاد این آلیاژ در صنایع هوافضا، اتومبیل سازی و بسیاری دیگر از کاربردهای ساختاری شده، به عنوان زمینه برای کامپوزیت‌ها مورد توجه قرار گرفته است [۷]. مقدار تعادلی حلالیت منیزیم در آلومینیم در دمای اتاق، زیر یک درصد اتمی [۸] گزارش شده که طبق تحقیقات انجام شده این مقدار به کمک فرایند آلیاژسازی مکانیکی تا حد زیادی افزایش می‌یابد [۱، ۹]. تقویت زمینه آلومینیمی نرم با تقویت کننده‌های سفت‌تر و سخت‌تر مثل اکسیدها یک ترکیبی از خواص هر دوی زمینه و فاز ثانویه را تامین می‌کند که این باعث اصلاح خواص فیزیکی و مکانیکی کامپوزیت می‌شود. از طرفی خواص مکانیکی کامپوزیت با افزایش کسر حجمی و کاهش اندازه ذرات تقویت کننده بهبود می‌یابد [۱۰، ۱۱].

در اغلب موارد هدف از آسیاکاری انرژی بالا تولید مواد بالک یا ترکیباتی با خواص مکانیکی، فیزیکی و شیمیایی مطلوب می‌باشد. در این موارد، یکپارچه سازی پودر آسیا شده یک فرایند ضروری برای به دست آوردن اهداف نهایی است. از طرفی حفظ ساختار نانو در نمونه نهایی به منظور خواص خوب مواد ضروری می‌باشد. بنابراین با توجه به کاربردهای مواد کامپوزیتی به خصوص در دماهای بالا، بررسی تاثیر عملیات حرارتی بر تغییرات ریزساختار و خواص این کامپوزیت‌ها امری اجتناب‌ناپذیر است. بنابراین هدف از تحقیق



شکل ۱. تصاویر SEM نمونه‌های (a) Al-10Mg (b) Al-10Mg/5 Al₂O₃ (c) Al-10Mg/10 Al₂O₃ (d) Al-10Mg/15 Al₂O₃ بعد از ۲۰ ساعت آسیابکاری.

$$\sin^2 \theta_{K\alpha_1} = \left(\frac{\lambda_{K\alpha_1}^2}{\lambda_{K\alpha_2}^2} \right) \sin^2 \theta_{K\alpha_2} \quad \text{معادله (۴)}$$

$$(\lambda_{K\alpha_1} = 0.154056 \text{ و } \lambda_{K\alpha_2} = 0.154439)$$

با حل این دستگاه مقادیر ثابت A و C به دست می‌آیند. سپس با قرار دادن مقدار A در رابطه زیر پارامتر شبکه (a_0) محاسبه می‌شود:

$$A = \lambda_{K\alpha_1}^2 4a_0^2 \quad \text{معادله (۵)}$$

۳- نتایج و بحث

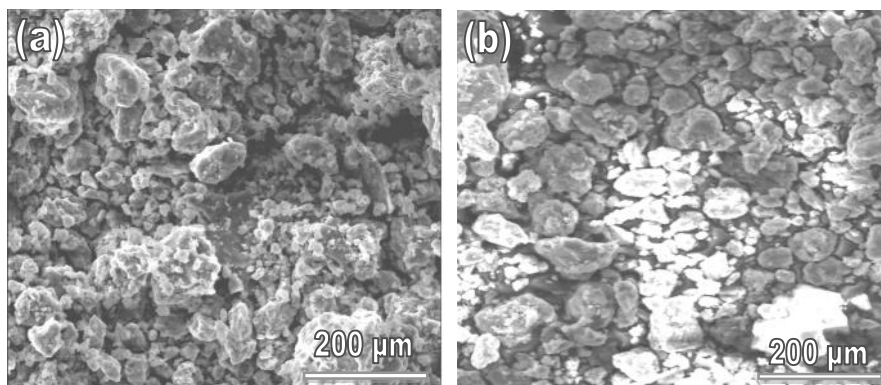
شکل (۱) تصویر SEM نمونه‌های پودری با ترکیبات مختلف آسیا شده به مدت ۲۰ ساعت را نشان می‌دهد. برای نمونه تقویت نشده یک مورفولوژی با اندازه ذرات درشت و توزیع غیر یکنواخت مشاهده می‌شود.

برای بررسی تغییرات پارامتر شبکه (a_0) با افزایش درصد آلومینا از روش کوهن [۱۳] استفاده شد و نتایج با کارت (۰۰۴-۰۷۸۷) JCPDS مقایسه گردید. در این روش با محاسبه مقادیر $\alpha = h^2 + k^2 + l^2$ و همچنین $\delta = 10 \sin^2 \theta$ جای‌گذاری آنها در معادلات زیر یک دستگاه دو معادله دو مجهول تشکیل می‌شود.

$$\sum \alpha \sin^2 \theta_{K\alpha_1} = A \sum \alpha^2 + C \sum \alpha \delta \quad \text{معادله (۲)}$$

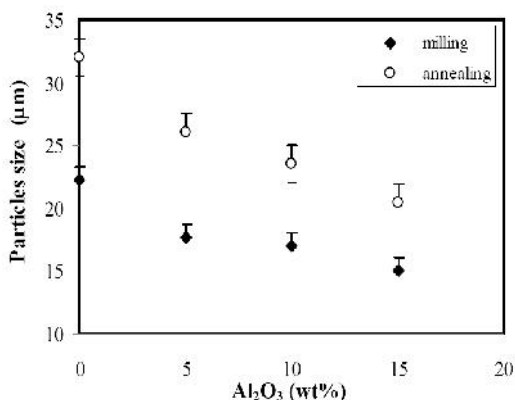
$$\sum \delta \sin^2 \theta_{K\alpha_1} = A \sum \alpha \delta + C \sum \delta^2 \quad \text{معادله (۳)}$$

در روابط بالا θ زاویه تفرق و مقدار $\sin^2 \theta_{K\alpha_1}$ از رابطه زیر به دست می‌آید:



شکل ۲. تصاویر SEM نمونه‌های (a) Al-10Mg (b) Al-10Mg/5Al₂O₃ آسیا شده به مدت ۲۰ ساعت و سپس آنیل شده.

شکننده آلومینا در زمینه کامپوزیت می‌باشد. بعد از عملیات حرارتی به دلیل آگلومره شدن ذرات پودر اندازه آنها افزایش می‌یابد. در نمونه تقویت نشده به دلیل نرم‌تر بودن پودرها آگلومراسیون بیشتری اتفاق می‌افتد و در نمونه با ۱۵ درصد وزنی Al₂O₃ آگلومراسیون کمتری ایجاد می‌شود.

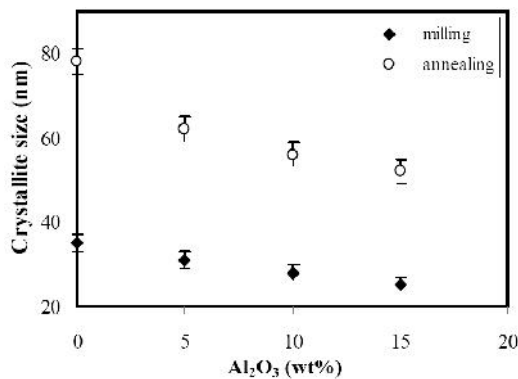


شکل ۳. تغییرات اندازه ذرات پودر برحسب درصد فاز تقویت کننده قبل و بعد از آنیلینگ.

شکل (۴) الگوی پراش اشعه ایکس نمونه‌های کامپوزیتی با ترکیبات مختلف آسیا شده به مدت ۲۰ ساعت قبل از آنیلینگ (شکل ۴a) و بعد از آنیلینگ (شکل ۴b) را نشان می‌دهد. در الگوی XRD همه نمونه‌ها قبل از عملیات حرارتی فقط پیک‌های مربوط به محلول جامد آلومینیم-منیزیم (Al(Mg)_{ss}) دیده می‌شود زیرا منیزیم در آلومینیم حل شده و پیک‌های آن حذف و تشکیل محلول جامد می‌دهد [۱۹-۱۶]. همچنین شدت پیک‌های آلومینا به دلیل کاهش اندازه این ذرات بعد از ۲۰ ساعت آسیاکاری تا زیر میکرون کاهش یافته [۲۰، ۱۰] و

این غیر یکنواختی بیانگر غالب بودن فرایند جوش سرد در این مرحله می‌باشد [۱۴]. با افزایش درصد فاز تقویت کننده Al₂O₃ اندازه ذرات پودر ریزتر و توزیع ذرات پودر یکنواخت می‌شود. این نشان می‌دهد که ذرات آلومینا باعث ایجاد یک تعادل بین مکانیزم جوش سرد و فرایند شکست و همچنین یک حالت پایا در ذرات پودر حاصل می‌گردد [۳، ۱۵]. ذرات آلومینا با دو مکانیزم متفاوت بر کاهش اندازه ذرات پودر زمینه تاثیر می‌گذارد، اولاً با قرار گرفتن در بین ذرات پودر زمینه باعث افزایش کارسختی پودر زمینه می‌شود و ثانیاً چون ذرات آلومینا ترد و شکننده هستند در اثر تغییر فرم زیاد در حین آسیاکاری شکسته شده و منشا ایجاد ترک در زمینه آلومینیمی می‌گردند. در نتیجه به دلیل ترد شدن ذرات پودر با افزایش کارسختی آنها شکسته شده و اندازه ذرات پودر کاهش می‌یابد. بنابراین افزایش ذرات آلومینا باعث تسریع در فرایند آلیاژسازی مکانیکی و ایجاد یک حالت پایا در مورفولوژی ذرات پودر می‌شود. شکل (۲) تصویر SEM نمونه‌های Al-10Mg و Al-10Mg/5Al₂O₃ بعد از عملیات حرارتی نشان می‌دهد. همان طور که از شکل مشخص می‌باشد بعد از آنیل پودرها به هم چسبیده و فرایند آگلومراسیون تا حدی در ذرات پودر اتفاق افتاده و اندازه ذرات پودر درشت‌تر شده‌اند. با این وجود فرایند آگلومراسیون در حضور ذرات تقویت کننده ترد و شکننده Al₂O₃ کم‌تر ایجاد شده است. اندازه ذرات پودر در نمونه‌های مختلف قبل و بعد از آنیلینگ در شکل (۳) مشاهده می‌شود. همان طور که از شکل مشخص است با افزایش درصد فاز تقویت کننده اندازه ذرات پودر از حدود ۳۲ میکرون به ۱۵ میکرون کاهش می‌یابد، که این به دلیل حضور فاز ترد و

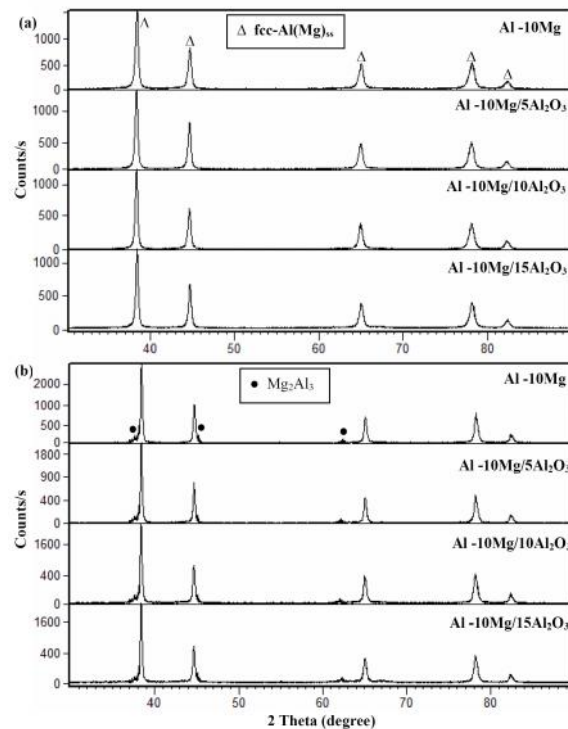
انرژی سیستم و افزایش کرنش شبکه می‌گردد. به منظور جبران اثر ذکر شده نابعی‌ها به یک سمتی با انرژی کم‌تر تغییر جهت داده و دانه‌های فرعی را تشکیل می‌دهند. در نهایت در اثر کار مکانیکی با چرخیدن دانه‌های فرعی و لغزش مرز دانه‌ها، دانه‌های فرعی به دانه‌های اصلی تبدیل می‌شوند که این امر باعث ریزدانه‌گی و تشکیل ساختار نانوکریستالی در حین فرایند آلیاژسازی مکانیکی می‌گردد [۱۳، ۲۱، ۲۲]. از طرف دیگر ذرات آلومینا ذرات سختی هستند که وقتی در بین ذرات فاز زمینه قرار می‌گیرند، اطراف خود یک کرنش موضعی ایجاد می‌کنند که این امر باعث افزایش دانسیته نابعی‌ها می‌شود. در نتیجه با افزایش درصد فاز تقویت کننده کاهش اندازه دانه تسریع می‌گردد. بعد از فرایند آنیلینگ به دلیل فرایند باز بلوری اندازه دانه برای همه نمونه‌ها افزایش می‌یابد. از طرفی افزایش اندازه کریستال‌ها برای مقادیر بالاتر آلومینا با سرعت کم‌تری اتفاق افتاده است. ذرات آلومینا در حین فرایند آسیاکاری خرد شده و در زمینه پراکنده می‌گردد و می‌تواند مانعی برای افزایش اندازه دانه شوند. همچنین تشکیل فاز Al_2Mg_2 بعد از عملیات حرارتی نیز می‌تواند فرایند بازبایی و تبلور مجدد را به تاخیر انداخته و از رشد بیش از حد اندازه دانه‌ها جلوگیری کند.



شکل ۵. تغییرات اندازه کریستال برحسب درصد فاز تقویت کننده قبل و بعد از آنیلینگ.

بعد از آنیل کردن اندازه کریستال همه نمونه‌ها در حد نانومتری باقی می‌ماند. میزان کرنش شبکه نمونه‌های مختلف در شکل ۶ نشان داده شده است. همان‌طور که در شکل مشاهده می‌شود نمونه تقویت نشده کم‌ترین و برای نمونه با ۱۵ درصد وزنی Al_2O_3 بالاترین مقدار کرنش شبکه را دارند. این افزایش کرنش به دلیل ورود نابعی‌ها، تهی جاها و دیگر عیوب شبکه‌ای به

دیده نمی‌شوند. با افزایش درصد فاز تقویت کننده افزایش پهنا و کاهش در شدت پیک‌ها مشاهده می‌شود که نشان دهنده کاهش اندازه کریستال‌ها و افزایش کرنش داخلی شبکه است [۱]. در الگوی پراش XRD این نمونه بعد از فرایند آنیلینگ کاهش در پهنا و افزایش در شدت پیک‌ها مشاهده می‌گردد که نشان دهنده کاهش کرنش داخلی شبکه و افزایش اندازه کریستال‌ها است. همچنین تشکیل فاز Al_2Mg_2 در الگوی پراش XRD همه نمونه‌ها بعد از آنیلینگ مشاهده شد. کم بودن شدت پیک‌های این فاز را می‌توان به حجم کم فاز تشکیل شده و ریز بودن ذرات آن نسبت داد [۱۰].



شکل ۴. الگوهای پراش اشعه ایکس نمونه‌های پودری مختلف آسیا شده به مدت ۲۰ ساعت (a) قبل از آنیلینگ (b) بعد از آنیلینگ.

شکل (۵) تغییرات اندازه کریستال بر حسب افزایش درصد آلومینا قبل و بعد از آنیلینگ را نشان می‌دهد. همان‌طور که مشخص است قبل از آنیلینگ با افزایش درصد فاز تقویت کننده کاهش تا زیر ۱۰ نانومتر را نشان می‌دهد. به طور کلی تغییر فرم پلاستیک شدید در ذرات پودر حین آسیاکاری منجر با افزایش عیوب کریستالی مثل عیوب نقطه‌ای، نابعی‌ها و غیره می‌شود [۱۳، ۲۱]. وجود عیوب کریستالی باعث افزایش

۴- نتیجه گیری

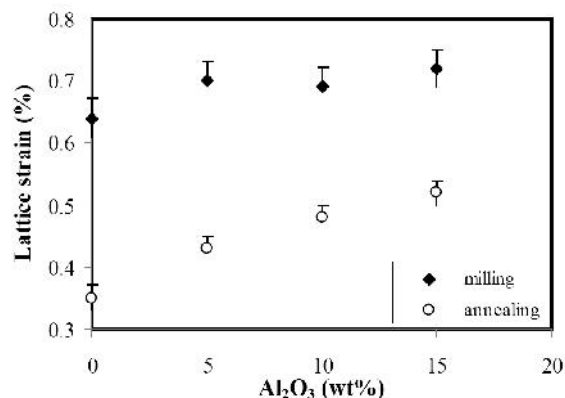
افزایش ذرات آلومینا باعث کاهش اندازه ذرات پودر از ۳۲ به ۱۵ میکرون، تسریع در فرایند آلیاژسازی مکانیکی و ایجاد یک حالت پایا در مورفولوژی ذرات پودر می شود. افزایش درصد Al_2O_3 منجر به کاهش اندازه کریستالیدها به کمتر از ۱۰ نانومتر، افزایش کرنش شبکه و افزایش پارامتر شبکه نمونه های کامپوزیتی می شود. بعد از فرایند آنیلینگ به دلیل ایجاد فرایند آگلومراسیون اندازه ذرات افزایش می یابد ولی در نمونه های تقویت شده با ذرات آلومینا افزایش اندازه ذرات با سرعت کمتری اتفاق می افتد.

بعد از فرایند آنیلینگ اندازه کریستال ها افزایش می یابد ولی با افزایش آلومینا افزایش اندازه دانه ها با سرعت کمتری انجام می شود و در محدوده زیر ۴۰ نانوباقی می ماند. همچنین کرنش شبکه و پارامتر شبکه نمونه ها کاهش می یابد. بعد از فرایند آنیلینگ تشکیل فاز Al_2Mg_2 می تواند فرایند بازیابی و تبلور مجدد را کند کرده و در نهایت آن را متوقف کند.

مراجع

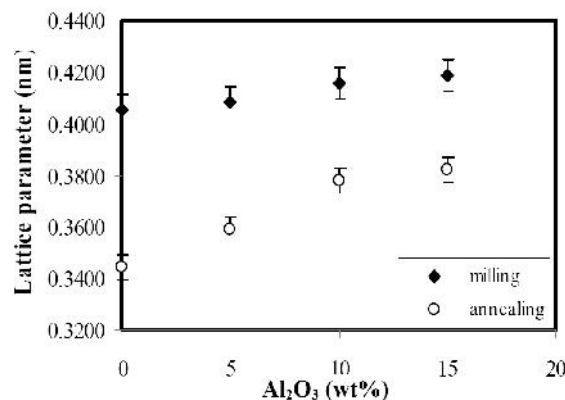
1. Suryanarayana, C., Mechanical alloying and milling, *Journal of Progress in Materials Science*, 2001, 46, 1-184.
2. Fogagnolo, J.B., Ruiz-Navas, E.M., Robert, M.H., Torralba, J.M., The effects of mechanical alloying on the compressibility of aluminium matrix composite powder, *Journal of Materials Science and Engineering A*, 2003, 355, 50-55.
3. Fogagnolo, J.B., Robert, M.H., Torralba, J.M., Mechanically alloyed AlN particle-reinforced Al-6061 matrix composites: Powder processing, consolidation and mechanical strength and hardness of the as-extruded materials, *Journal of Materials Science and Engineering A*, 2006, 426, 85-94.
4. Tavoosi, M., Karimzadeh, F., Enayati, M.H., Fabrication of Al-Zn/ α - Al_2O_3 nanocomposite by mechanical alloying, *Journal of Materials Letters*, 2008, 62, 282-285.
5. Huo, H., Woo, K.D., In situ synthesis of Al_2O_3 particulate-reinforced Al matrix composite by low temperature sintering, *Journal of Materials Science and Engineering*, 2006, 41, 3249-3253.
6. Zebarjad, S.M., Sajjadi, S.A., Dependency of physical and mechanical properties of mechanical alloyed Al- Al_2O_3 composite on milling time, *Journal of Materials and Design*, 2007, 28, 2113-2120.
7. Al-Aqeeli, N., Mendoza-Suarez, G., Suryanarayana, C., Drew, R.A.L., Development of new Al-based nanocomposites by mechanical alloying, *Journal of Materials Science and Engineering A*, 2008, 480, 392-396.

درون ماده می باشد که با افزایش فاز تقویت کننده درصد این عیوب بیشتر می شود.



شکل ۶. تغییرات کرنش شبکه برحسب درصد فاز تقویت کننده قبل و بعد از آنیلینگ.

بعد از فرایند آنیلینگ کاهش کرنش شبکه برای همه نمونه ها قابل توجه است ولی این کاهش برای نمونه های کامپوزیتی با مقادیر تقویت کننده بیشتر کم تر می باشد. این امر نشان می دهد که فرایند باز بلوری برای نمونه تقویت نشده بیشتر اتفاق افتاده و سپس متوقف شده است. شکل ۷ اندازه پارامتر شبکه را برای نمونه های کامپوزیتی با درصد های مختلف آلومینا نشان می دهد. با افزایش درصد فاز تقویت کننده پارامتر شبکه افزایش بیشتری دارد [۲۳]. این موضوع را می توان به کاهش بیشتر اندازه دانه با افزایش درصد آلومینا نسبت داد. بعد از فرایند آنیلینگ به دلیل افزایش اندازه دانه، پارامتر شبکه برای همه نمونه ها کاهش می یابد. از طرفی در نمونه تقویت نشده به دلیل افزایش بیشتر اندازه دانه، پارامتر شبکه کاهش بیشتری را نشان می دهد.



شکل ۷. تغییرات پارامتر شبکه زمینه برحسب درصد فاز تقویت کننده قبل و بعد از آنیلینگ.

16. Scudino, S., Sakaliyska, M., Surreddi, K.B., Eckert, J., Mechanical alloying and milling of Al-Mg alloys, *Journal of Alloys and Compounds*, 2009, 483, 2-7.
17. Crivello, J. C., Nobuki, T., Kuji, T., Limits of the MgAl g-phase range by ball-milling, *Intermetallics*, 2007, 15, 1432-1437.
18. Hamana, D., Baziz, L., Boucheur, M., Kinetics and mechanism of formation and transformation of metastable β' -phase in Al-Mg alloys, *Materials Chemistry and Physics*, 2004, 84, 112-119.
19. Singh, D., Suryanarayana, C., Mertus, L., Chen, R.H., Extended homogeneity range of intermetallic phases in mechanically alloyed Mg-Al alloys, *Intermetallics*, 2003, 11, 96-99.
20. Zhao, L., Zwick, J., Lugscheider, E., The influence of milling parameters on the properties of the milled powders and the resultant coatings, *Surface and Coatings Technology*, 2003, 168, 179-185.
21. Saberi, Y., Zebarjadb, S.M., Akbari, G.H., On the role of nano-size SiC on lattice strain and grain size of Al/SiC nanocomposite, *Journal of Alloys and Compounds*, 2009, 484, 637-640.
22. Zhang, F.L., Wangb, C.Y., Zhu, M., Nanostructured WC/Co composite powder prepared by high energy ball milling, *Scripta Materialia*, 2003, 49, 1123-1128.
23. Delshad Chermahinia, M., Sharafi, S., Shokrollahi, H., Zandrahimia, M., shafyei, A., The evolution of heating rate on the microstructural and magnetic properties of milled nanostructured $Fe_{1-x}Co_x$ ($x = 0.2, 0.3, 0.4, 0.5$ and 0.7) powders, *Journal of Alloys and Compounds*, 2009, 484, 54-58.
8. Massalski, T.B., Binary alloy phase diagrams, *ASM international*, 1991, p. 170.
9. Umbrajkar, S.M., Schoenitz, M., Jones, S.R. Dreizin, E.L., Effect of temperature on synthesis and properties of aluminum-magnesium mechanical alloys, *Journal of Alloys and Compounds*, 2005, 402, 70-77.
10. Saboor Bagherzadeh, E., Dopita, M., Mütze, T., Peuker, U.A., Morphological and structural studies on Al reinforced by Al₂O₃ via mechanical alloying, *Advanced Powder Technology*, 2015, 26, 487-493.
11. Ozdemir, I., Ahrens, S., Mucklich, S., Wielage, B., Nanocrystalline Al-Al₂O₃p and SiCp composites produced by high-energy ball milling, *journal of materials processing technology*, 2008, 205, 111-118.
12. Koch, C.C., Ovidko, I.A., Seal, S., Veprek, S., Structural Nanocrystalline Materials Fundamentals and Applications, New York, *Cambridge University Press*, 2007.
13. Suryanarayana, C., Norton, M.G., X-Ray Diffraction A Practical Approach, *Plenum Press*, New Yourk and London, 1998.
14. Hafizpour, H.R., Simchi, A., Parvizi, S., Analysis of the compaction behavior of Al-SiC nanocomposites using linear and non-linear compaction equations, *Advanced Powder Technology*, 2010, 21, 273-278.
15. Fogagnolo, J.B., Velasco, F., Robert, M.H., Torralba, J.M., The effects of mechanical alloying on the morphology, microstructure and properties of aluminium matrix composite powders, *journal of Materials Science and Engineering A*, 2003, 342, 131-143.