مطالعه ریزساختار و فصل مشترک در کامپوزیت های Al/SiC_P تولید شده به روش فشردن انفجاری

حسین اسکندری دانشجوی دکتری مهندسی مواد- پردیس دانشکده های فنی – دانشگاه تهران مسعود امامی دانشیار دانشکده مهندسی متالورژی و مواد- پردیس دانشکده های فنی – دانشگاه تهران حمید رضا قاسمی منفرد راد دانشیار دانشکده مهندسی متالورژی و مواد- پردیس دانشکده های فنی – دانشگاه تهران سعید برجی استادیار دانشگاه مالک اشتر (تاریخ دریافت ۸۳/۷/۵ تاریخ دریافت روایت اصلاح شده ۲۰/۲/۱۳ ، تاریخ تصویب ۸۴/۳/۱

چکیدہ

فشردن انفجاری پودر که از فرآیندهای پر انرژی و با سرعت بالا به حساب میآید فرآیند رو به توسعهای است که ویژگیهای متمایز و منحصر به فردی را نسبت به روشهای معمولی متالورژی پودراز خود نشان میدهد. در این روش شکل گیری کامپوزیت در چند میکروثانیه و توسط موج انفجار انجام می گیرد که به همین دلیل انتظار می رود اندرکنشهای مخرب بین فاز زمینه و فاز تقویتکننده حذف شوند. در این تحقیق ضمن مطالعه پارامترهای مؤثربر فرآیند ساخت کامپوزیت زمینه آلومینیمی ذرمای به روش فشردن انفجاری، تغییرات دانسیته فشردههای سیستم کامپوزیتی موگریر فرآیند ساخت کامپوزیت زمینه آلومینیمی ذرمای به روش فشردن انفجاری، تغییرات دانسیته فشردههای سیستم کامپوزیتی میکروسکوپ نوری، الکترونی روبشی (SEM) و الکترونی عبوری (TEM) ^۲مورد مطالعه قرار گرفت. مشاهدات نشان دادند که توزیع ذرات SiC در زمینه آلومینیمی در اطراف و مرکز سطح مقطع نمونه های کامپوزیتی متفاوت می باشند و بررسی های انجام شده با میکروسکوپ الکترونی، وجود محصولات واکنش از جمله مطح مقطع نمونه های کامپوزیتی متفاوت می باشند و او آشکار نساخت که می تواند شاهدی بر تمیز بودن فصل مشترک در کامپوزیت ساخته شده به این روش باشد و براسی های آشکار نساخت که می تواند شاهدی بر تمیز بودن فصل مشترک در کامپوزیت ساخته شده به این روش باشد

واژدهای کلیدی: فشردن انفجاری، کامپوزیت زمینه آلومینیمی، فصل مشترک، SEM-TEM

مقدمه

کامپوزیتهای زمینه آلومینیمی (AMC)^۳ در سالهای اخیر به دلیل مدول الا ستیسیته و استحکام ویژه بالا، دانسیته پایین و مقاومت به سایش عالی و خواص خستگی و خزشی خوب می توانند جایگزین مناسبی برای مواد مورد مصرف در صنایع هوا-فضا، اتومبیل سازی و الکترونیک باشند که بدین لحاظ در کانون توجه محققان قرار گرفتهاند. در این میان کامپوزیتهای زمینه آلومینیمی تقویت شده با ذرات سرامیکی به علت دارا بودن خواص مکانیکی مشابه در سه بعد بیشتر مورد علاقه می باشند[۱]. ماهیت فصل مشترک بین زمینه و ذره تقویت کننده نقش مهمی در تعیین خواص مکانیکی

کامپوزیت ایفا می کند[۲]. تشکیل فازهای ناخواسته و مخرب مانند کاربید آلومینیم (Al₄C₃) در فصل مشترک زمینه و ذراتSiC که در فرآیندهای ساخت کامپوزیت بویژه در روشهای ذوبی بوجود می آیند باعث کاهش خواص مکانیکی کامپوزیتهای زمینه آلومینیمی میشوند [۳]. یکی ازروشهای کنترل ایجاد واکنشهای مرزی مخرب، کنترل عوامل مؤثر برفرآیند تولید کامپوزیت میباشد [۴] . فرآیندهایی که در سرعت های بسیار بالا کامپوزیت را شکل می دهند، مانند فشردن انفجاری، بعنوان روشی جذاب برای متراکمسازی و ساخت پودرها و قبل از عمل مخلوط سازی نشان میدهد. فشردن انفجاری در یک مجموعه قالب متقارن استوانه ای که در شکل (۲) بطور شماتیک نشان داده شده انجام گرفت. در این روش پودرها پس از مخلوطسازی، بطریق ارتعاش دستی در یک لوله فولادی مرکزی ریخته شده و بوسیله یک لایه يكنواخت ماده منفجره TNT احاطه گرديدند. انفجار ماده منفجره یک موج شوک استوانهای همگرا ایجاد میکند که سبب لهیدگی لوله و پودر محتوی آن می شود. عبور موج انفجار از میان ذرات پودر تغییر شکل پلاستیک شدیدی ایجاد می کند که اصولاً در اطراف و مرزهای ذرات رخ میدهد. این تغییر شکل پلاستیک و اصطکاک بین ذرات باعث بالا رفتن دما و ذوب موضعی سطحی می شود که عامل مؤثری در پیوند ذرات میباشد[۹]. بمنظور بررسی اثر ضخامت لایه ماده منفجره بر دانسیته و ریزساختار، لایه مذکور از ۷/۵ تا ۲۱ میلیمتر تغییر داده شد (جدول ۱). دانسیته نمونه های کامپوزیتی حاصله بعد از فشردن به روش ارشمیدس اندازه گیری گردیدند. ریزساختار مواد حاصله با استفاده از میکروسکوپ نوری و الکترونی (SEM,TEM) مورد مطالعه قرار گرفت.

بمنظور آماده سازی نمونه های TEM، ابتدا ورقه های نازکی از نمونه کامپوزیتی موردنظر بریده شد سپس با استفاده از سنگزنی مکانیکی و برداشت یونی^۵ تا حد مناسب جهت مطالعه با TEM نازک گردید. نمونه های TEM با استفاده از دستگاه میکروسکوپ الکترونی عبوری JEOL2000F مورد مطالعه قرار گرفت.



مواد و روش آزمایش

دراین پژوهش پودر آلومینیمی خالص کروی شکل اتمیزه شده با اندازه متوسط ۴۵ میکرون و پودر خالص SiC (بیش از ۹۹ درصد) با اندازهٔ متوسط ۱۵ میکرون مورد استفاده قرار گرفتند. این پودرها بوسیله یک مخلوط کننده دو سر مخروطی و بمدت یک و نیم ساعت مخلوط شدند. شکل(۱) مورفولوژی پودرهای مذکور را





شکل ۱: مورفولوژی پودرهای مورد استفاده در این تحقیق الف -پودر SiC ب - پودر Al .



شکل ۲: شماتیک محفظه استوانه ای فشردن انفجاری.

جدول ۱: اثر ضخامت لایه ماده منفجره بر دانسیته و قطر ناحیه میانی نمونه های کامپوزیتی حاصله.

شماره	ضخامت لايه ماده منفجره	فشار	دانسيته	(μm) قطرناحیه میانی
	(EPT, mm)	(Kbar)	(درصد تئوری)	
١	V/Δ	۴/۳	٩۶	-
٢	Λ/Δ	٨/٩	٩٧/۶	۳۱۱۱
٣	۹/۵	14	٩٨	1104
۴	۱ • /۵	19/8	۹۸/۵	40.
۵	11/0	TO/V	٩٧/٧	-
۶	١٣	۲۸/۱	٩۶/٢	٩٣۴
γ	۱۴/۵	٣٠/۵	۹۵/۲	-
٨	18	۳۳/۶	٩۵	2040
٩	٢١	4./1	٩٣/٧	-

نتايج و بحث

الف- اثر ضخامت لايه ماده منفجره بر دانسيته

تأثیر ضخامت لایه ماده منفجره (فضای خالی بین لوله فولادی مرکزی و لوله پلاستیکی بیرونی) برروی دانسیته فشردههای آلومینیمی تقویت شده با ۲۰ درصد حجمی ذرات SiC در جدول (۱) نشان داده شدهاست، مشاهده میشود که با افزایش ضخامت لایه ماده منفجره از ۵/۷ به ۱۰/۵ میلیمتر، دانسیته نمونه های کامپوزیتی از ۹۶ به ۱۰/۵ درصد دانسیته تئوری افزایش یافته و پس از آن کاهش می یابد بطوریکه در ضخامت ۲۱ میلیمتری، نمونه ای با دانسیته ۲/۳ درصد دانسیته تئوری بدست

آمد. کمتر شدن دانسیته بعد از ضخامت ۱۰/۵ میلی متری را میتوان باتوجه به فشار ایجاد شده توسط ماده منفجره برروی پودر کامپوزیتی توضیح داد. فشار انفجار اعمالی،P، برروی دیواره لوله متناسب با مربع سرعت انفجار، P_d^2 و دانسیته ماده منفجره، ρ ، میباشد[۱۰]: $P = \frac{1}{4} \rho V_d^2$

(1)

با توجه به اینکه سرعت انفجار ماده منفجره متناسب با ضخامت لایه ماده منفجره تغییر میکند[۱۰و۱۱]، فشار ایجاد شده برروی پودر نیز به ضخامت ماده منفجره بستگی دارد. روشن است که حداکثر دانسیته فشردهها در



شکل ۳: عکسهای میکروسکوپ الکترونی سطح مقطع برش عرضی کامپوزیت ساخته شده در حالت ۱۰/۵ میلیمتر ضخامت لایه ماده منفجره : الف- ناحیه کنار سطح مقطع، ب- ناحیه میانی سطح مقطع.



شکل ۴: عکسهای میکروسکوپ نوری مقطع برش عرضی کامپوزیت های ساخته شده با ضخامت لایه ماده منفجره الف-mm و ۹/۵ mm و ۱۰/۵ قطر حدود ناحیه میانی در الف بیشتر میباشد.



شکل ۵: مشاهدات TEM حاصل از نمونه مربوط به شکل ۴، الف :تصویر میدان روشن ب: الگویSAD مربوط به فاز آلومینیم FCC ج: الگوی SAD مربوط به ساختار هگزاگونال SiC .

حالت ضخامت لایه منفجره ۱۰/۵ میلیمتری بدست آمده است. کاهش دانسیته با افزایش ضخامت ماده منفجره بیشتر از ۱۰/۵میلیمتر را می توان به افزایش فشار انفجار و بنابراین ایجاد موجهای برگشتی قویتر نسبت داد که می تواند باعث تخریب موضعی پیوندهای ایجاد شده بین ذرات پودر گردد[۱۲].

ب- مطالعات ریزساختاری و بررسی فصل مشترک ذرات SiC با زمینه آلومینیمی

تصوير ميكروسكوپ الكترونى روبشى (SEM) از مقطع برش عرضى كامپوزيت ساخته شده با ضخامت لايه ماده منفجره ۱۰/۵ میلیمتری در شکل (۳) نشان داده شده است و درشکل (۴) تصویر میکروسکوپ نوری مقطع برش عرضی کامپوزیتهای ساخته شده با ضخامت لایه ماده منفجره ۹/۵ و ۱۰/۵ میلیمتری ارائه شده اند. در این دو شکل، دوگونه توزیع ذرات SiC در ساختار مشاهده می شود: در ناحیه کنار سطح مقطع تا حد معینی از ناحیه مرکزی، ذرات آلومینیم زمینه توسط ذرات SiC احاطه شدهاند (شکل۳- الف). در این ناحیه بنظر میرسد پیوند بین زمینه و ذرات تقویت کننده خیلی مستحکم نیست چون مقدار زیادی حفره در اطراف ذرات آلومینیم در اثر کنده شدن ذرات SiC در حین پولیش دیده می شوند. در ناحیه مرکزی سطح مقطع (شکل۳- ب) توزیع یکنواخت ذرات SiC در زمینه آلومینیمی دیده می شوند. پیوند بین ذرات SiC و زمینه دراین ناحیه مستحکمتر بنظر میرسند که علت آنرا می توان به تفجوشی بهتر فشرده در این ناحیه دانست. حدود ناحیه میانی با تغییر ضخامت لایـه ماده منفجره(EPT)² متفاوت بود (جدول ۱ و شکل۴). مشاهده می شود که با افزایش EPT از ۸/۵ به ۱۰/۵ میلیمتر قطر ناحیه میانی از ۳۱۱۱ میکرون به ۴۵۰ میکرون کاهش می یابد و از آن به بعد با افزایش EPT افزایش می یابد. این پدیده به چگونگی رفتار موج انفجار درون پودر بستگی دارد. مطالعات انجام شده سه گونه رفتار را نشان می دهد[۱۳]. در حالت اول موج شوک وارد پودر شده و قبل از رسیدن به محور میرا میگردد. ظا هرا تا ضخامت ۱۰/۵ میلیمتری این رفتار حاکم بوده است . گونه دوم که به نام موج شوک مخروطی شناخته میشود نشاندهنده ثبات سرعت و فشار درون فشرده است , این گونه رفتار موج , فشرده هایی با دانسیته یکنواخت را به

دست می دهد. گونه سوم رفتار موج با افزایش فشار به طرف محور نمونه شکل میگیرد. تغییرات ریزساختاری در فشرده شکل (۳) را میتوان با در نظر گرفتن تغییر فشار در عرض سطح مقطع بهنگام انفجار توضیح داد. طبق یک اصل شناخته شده فشار

ایجادی در فشردن انفجاری مستقیم استوانهای از ناحیه کناری بسمت مرکز افزایش مییابد[۱۴]. پیوند کمتر مستحکم ذرات SiC در ناحیه اطراف مرکز را میتوان به فشار انفجار غیرکافی برای متراکم نمودن فشرده نسبت داد. وقتی بطور شعاعی بسمت مرکز حرکت میکنیم فشار در اثر موج شوکهای همگرا افزایش مییابد. افزایش فشار باعث توزیع یکنواخت ذرات کاربیدی در زمینه آلومینیمی میشود چنین ساختاری در مرکز فشرده در اثر پدیده نرم شدن^۷ زمینه آلومینیمی و توزیع همزمان ذرات SiC شکسته شده در اثر فشار زیاد ایجاد می گردد. ریز سختی در کنارههای سطح مقطع فشرده کا/۶ برینل و در مرکزآن ۸/۳۱ برینل اندازه گیری شد که تاییدی بر صحت مطلب فوق می باشد. این امر بدلیل ذوب کامل و انجماد زمینه در اثر دماهای خیلی بالای ایجاد شده بوسیله

در کامپوزیتهای Al₄C₃ ، کاربید آلومینیم، Al₄C₃ در فصل مشترک ذرات SiC و زمینه آلومینیم طبق واکنش زیر تشکیل می گردد[۱۶].

 $4Al + 3SiC \rightarrow Al_4C_3 + 3Si$

(۲)

بطورکلی فاز Al₄C₃ آثر مخربی برروی خواص کلی کامپوزیت دارد. اصولاً فازی است بسیار ترد و غیرپایدار که باعث ضعف خواص فیزیکی و مکانیکی ذرات تقویت کننده در کامپوزیت میشود. از آنجا که واکنش فوق به دما و زمان نگهداری بستگی دارد لذا روش فرآیند ساخت حدود این واکنش مرزی را تحت تأثیر قرار میدهد[۱۷]. فشردن انفجاری یک فرآیند متراکمسازی خیلی سریع است که مشتمل بر عملیات گرمایی طولانی نیست و درنتیجه حتی اگر دماهای بالای ایجاد شده در ناحیه میانی بر اثر فشار همگرای موج انفجار ، وقوع رابطه (۱) را کفایت بکند، بدلیل زمان فرآیند خیلی کوتاه از انجام واکنش بین زمینه آلومینیمی و ذرات SiC جلوگیری میشود.

شکل (۵) تصویر میکروسکوپی TEM فصل مشترک بین SiC و Al را در مورد فشرده SiC_p نشان حدود ناحیه میانی با توجه به ضخامت لایه ماده منفجره متفاوت بود که علت این تفاوت حدود و توزیع ذرات را میتوان به چگونگی رفتار موج انفجار درون پودر و همچنین تغییر فشار از اطراف سطح مقطع بطرف مرکز آن در حین فشردن انفجاری نسبت داد. ۳- براساس نتایح آزمایشگاهی بدست آمده با SEM و TEM روشن گردید که سطوح ذرات SiC تمیز و عاری از محصول واکنش فصل مشترکی در حین فشردن انفجاری است. زمان خیلی سریع فشردن علت عدم وقوع واکنشهای مرزی نظیر تشکیل Al₄C₃ در این فرآیند میباشد.

تشکر و قدردانی

نویسندگان از مدیریت و کارکنان دانشکده مهندسی متالورژی، پژوهشکده مهام به لحاظ حمایت از انجام این کار تحقیقی و همکاری در انجام آزمایشهای انفجاری تشکر می نمایند. لازم به ذکر است تصاویر میکروسکوپ الکترونی عبوری با همکاری گروه پژوهشی پروفسور نیشیدا و همکاری دکتر هوکوماتو در دانشگاه کوماموتو ژاپن تهیه گردید که از آنان سپاسگزاری بعمل می آید. میدهد. میتوان مشاهده نمود که فصل مشترک تمیز و عاری از هرگونه منطقه واکنش میباشد. این نتیجه با اطلاعات بدست آمده ازپراش اشعه ایکسXRD در تحقیق انجام شده بوسیله نویسندگان این مقاله [۱۸] نیز همخوانی دارد. علاوه بر آن ترکهای فصل مشترکی نیز مشاهده نمیشوند که نشانگر پیوند خوب بین SiC و زمینه آلومینیمی در ناحیه مرکزی است. همچنین کریستالهای آلومینیمی در ناحیه مرکزی است. همچنین کریستالهای مشاهده میشوند. احتمال دارد که چنین دانه های مشاهده میشوند. احتمال دارد که چنین دانه های کوچکی در اثر سیلان شدید و تبلور مجدد در اطراف ذرات SiC یا انجماد سریع آلومینیم مذاب از سطح آنها شکل گرفته باشند.

نتيجه گيرى

۱- بیشترین دانسیته با استفاده از ضخامت اولیه ماده منفجره ۵/۱۰ میلیمتری بدست آید.
۲- دو گونه توزیع ذرات SiC در زمینه آلومینیمی مشاهده شدند: ناحیه میانی که ذرات SiC بطور یکنواخت در زمینه آلومینیمی توزیع شده بودند و ناحیه کناری که ذرات عموما در اطراف ذرات آلومینیمی متمرکز بودند.

مراجع

- 1 Noguchi, M.and. Takahashi, K. (1997). Key Eng. Mater, Vol. 127-131, PP. 153.
- 2 -. Ruhle, M. and Evans, A. G. (1989). Mater. Sci. Eng. A, Vol. 107, PP. 187.
- 3 Lee, J. C., Ahn, J. P., Shim, J. H. and Lee, H. I. (1999). Scripta Materialia, Vol. 41, No.8, PP. 895.
- 4 Shi, Z., Lee, J. C., Zhang, D., Lee, H. I. and Wu, R. (2002). Mater. Sci. and Eng. A, Vol. 303, PP. 46.
- 5 Siva Kumar, K. and Hokamoto, K. (2000). J. Mater. Sci., Vol. 35, PP. 5823.
- 6 Hokamoto, K., Tanaka, S. and Fujita, M. (2000). Int. J. Impa. Eng., Vol. 24, PP. 631.
- 7 Siva Kumar, K., Balakrishna Bhat, T and Ramakrishnan, P. (1999). J. Mater. Process. Technol., Vol. 85, PP. 125.
- 8 Siva Kumar, K., Raj, P. S., Bhat, T. B. and Hokamoto, K. (2001). *J. Mater. Process. Technol.*, Vol. 115, PP. 396.
- 9 Alvarez, G., Gonzalez, A. C. and Cuyas, J. C. (1989). Powder Metallurgy, Vol. 32, No.1, PP. 53.
- 10 Hokamoto, K., Izuma, T. and Fujita, M. (1993). Metall. Trans. Vol. 24A, PP. 2289.
- 11 Raybould, D., Morris, D. G. and Cooper, G. A. (1979). J. Mater. Sci. Vol. 14, PP. 2523.
- 12 Siva Kumar, K., Balakishna Bhat, T. and Ramakrishnan, P. (1996). *J. Mater. Process. Technol.*, Vol. 62, PP. 191.

- 13 Prummer, R. (1989). *In explosive welding, forming and compaction*, T. Z. Blazynski(ed.), Applied science publishers, London, PP. 369.
- 14 Staudhammer, K. P. and Johnson, K. A. (1996). In Metallurgical Applications of Shock-Wave and High-Strain-Rate Phenomena, edited by L. E. Murr, K. P. Staudhammer and M. A. Meyers(Mercel Dekker, New York) PP. 149.
- 15 Murr, L. E. (1986). *Metallurgical Applications of Shock Wave and High- Strain-Rate Phenomena* (Marcel Dekker, New York).
- 16 Lee, J. C., Yoon, E. P. and Lee, H. I. (1997). Mater. Res. Bull., Vol. 9, PP. 1155.
- 17 Shin, D. S., Lee, J. C., Yoon, E. P. and Lee, H. I. (1997). Mater. Res. Bull., Vol. 32, PP. 1155.
- 18 Eskandari, H., Ghasemi, H.M. and Emamy, M. (2004). Mat. Sci. Forum, Vol. 465-466, PP. 213.

