

بررسی انجماد کامپوزیت‌های ریختگی با زمینه آلومینیومی

سمینار درس انجماد پیشرفته

چکیده

با توجه به اهمیت انجماد در کامپوزیت‌های ریختگی با پایه آلومینیوم ، عوامل موثر بر انجماد بررسی شده است. از آنجایی که وجود فاز ثانویه بصورت جامد انجماد کامپوزیت‌ها را منحصر بفرد کرده‌است، مطالعات با تاکید بر تاثیر درصد حجمی و ضریب هدایت حرارتی صورت گرفته است. افزایش درصد حجمی به دلیل کاهش گرمای خارج شده از مذاب، نرخ انجماد را کاهش می دهد. ضریب هدایت حرارتی در ذرات فاز ثانویه کم‌تر از آلومینیوم است و به همین دلیل ضریب هدایت حرارتی کل مجموعه کاهش می یابد. شکل فصل‌مشترک جبهه انجماد را می توان با توجه به تفاوت ضریب هدایت حرارتی مذاب، جامد و فاز ثانویه تعیین کرد. با بررسی انجماد در قالب‌های متفاوت مشاهده شده که با تغییر ضریب هدایت حرارتی قالب ، توزیع ذرات و نرخ انجماد تحت تاثیر قرار می گیرد.

۱ _____ مقدمه

۲ _____ نرخ انجماد

۶ _____ تاثیر مقدار فاز ثانویه

۸ _____ تاثیر جنس دیواره قالب

۱۵ _____ ترشوندگی و شکل فصل مشترک

۱۶ _____ نیروهای وارد بر ذرات

۱۸ _____ نتیجه‌گیری

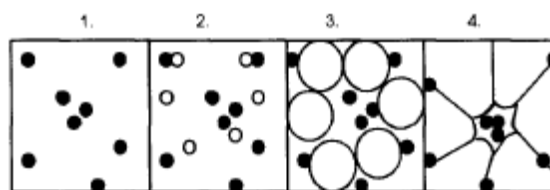
۲۰ _____ منابع

در سال‌های اخیر با توجه به پیشرفت‌های صورت گرفته در صنایع مختلفی چون هوافضا و صنایع خودروسازی، و همچنین کاهش هزینه‌های تولید، نیاز به تولید قطعات کامپوزیتی با زمینه فلزی (MMC) با اندازه‌ی نزدیک به اندازه نهایی گسترش یافته است. آلیاژهای مختلف آلومینیوم به دلیل نسبت استحکام به وزن بالا و سهولت کار، جهت استفاده به‌عنوان فاز زمینه بسیار مورد توجه قرار گرفته‌اند. با توجه به اینکه عمده‌ی این کامپوزیت‌ها با استفاده از تکنیک‌های مختلف ریخته‌گری تولید می‌گردند، مطالعه‌ی رفتار انجمادی کامپوزیت‌های ریختگی و شناخت ساز و کار انتقال حرارت حین سرد شدن در این دسته از مواد ضروری به‌نظر می‌رسد. فارغ از روش مورد استفاده برای ریخته‌گری و ساخت این کامپوزیت‌ها، آنچه انجماد این مواد را از انجماد فلزات خالص و آلیاژها متمایز می‌سازد، وجود ذرات فاز ثانویه است که عمدتاً در دمای عملیات ریخته‌گری آلیاژ زمینه، جامدند. موضوعاتی از قبیل نحوه‌ی اندرکنش و مواجهه این ذرات با جبهه انجماد در حال پیشرفت، تاثیر این ذرات بر انتقال حرارت از مذاب با توجه به تفاوت ضریب هدایت حرارتی با فاز زمینه و همچنین تغییرات پارامترهای مربوط به انجماد در اثر افزایش درصد حجمی فاز ثانویه از جمله مباحث مطرح شده در سمینار پیش روست. با توجه به تاثیر غیر قابل اجتناب دیواره قالب در انتقال حرارت، اشاره‌ای هم به این موضوع و تاثیر آن در نحوه‌ی انجماد کامپوزیت و توزیع ذرات فاز ثانویه نیز مورد بحث قرار گرفته است.

نرخ انجمادی ابتدا به عنوان یک پارامتر کلی و قابل اندازه‌گیری معرفی گردیده که خود متأثر از متغیرهای دیگر است و در ادامه با اشاره با کارهای انجام شده توسط محققین مختلف، سعی گردیده که اهمیت پارامترها با استفاده از ریزساختارهای حاصل و مدل‌سازی‌های صورت گرفته بیان شود.

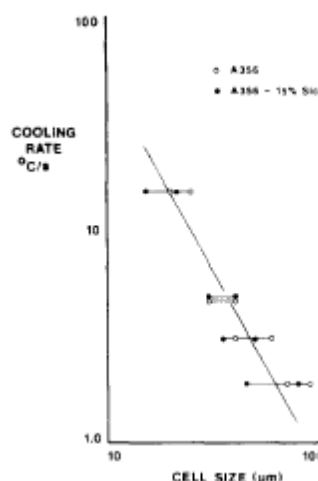
نرخ انجماد

نرخ انجماد خود وابسته به شرایط و پارامترهای مختلفی چون کیفیت دیواره قالب، روش ریخته‌گری، درصد حجمی ذرات فاز ثانویه و ... است که هر یک به تفصیل در بخش‌های جداگانه مورد بحث قرار خواهند گرفت. در آزمایشاتی که Kolsgaard و همکارانش بر روی ساختار انجماد کامپوزیت ذره‌ای AlSi7Mg-SiC انجام داده‌اند تاثیر نرخ انجمادهای متفاوت بر ریزساختار و توزیع ذرات فاز ثانویه مورد مطالعه قرار گرفته است. توزیع SiC در AlSi7Mg بستگی به نرخ انجماد و پروسه‌ی ریخته‌گری دارد. با حرکت جبهه انجماد، این ذرات در مقابل فصل مشترک رانده شده و در بین بازوهای دندریتی و ناحیه بین سلولی به دام می‌افتند.



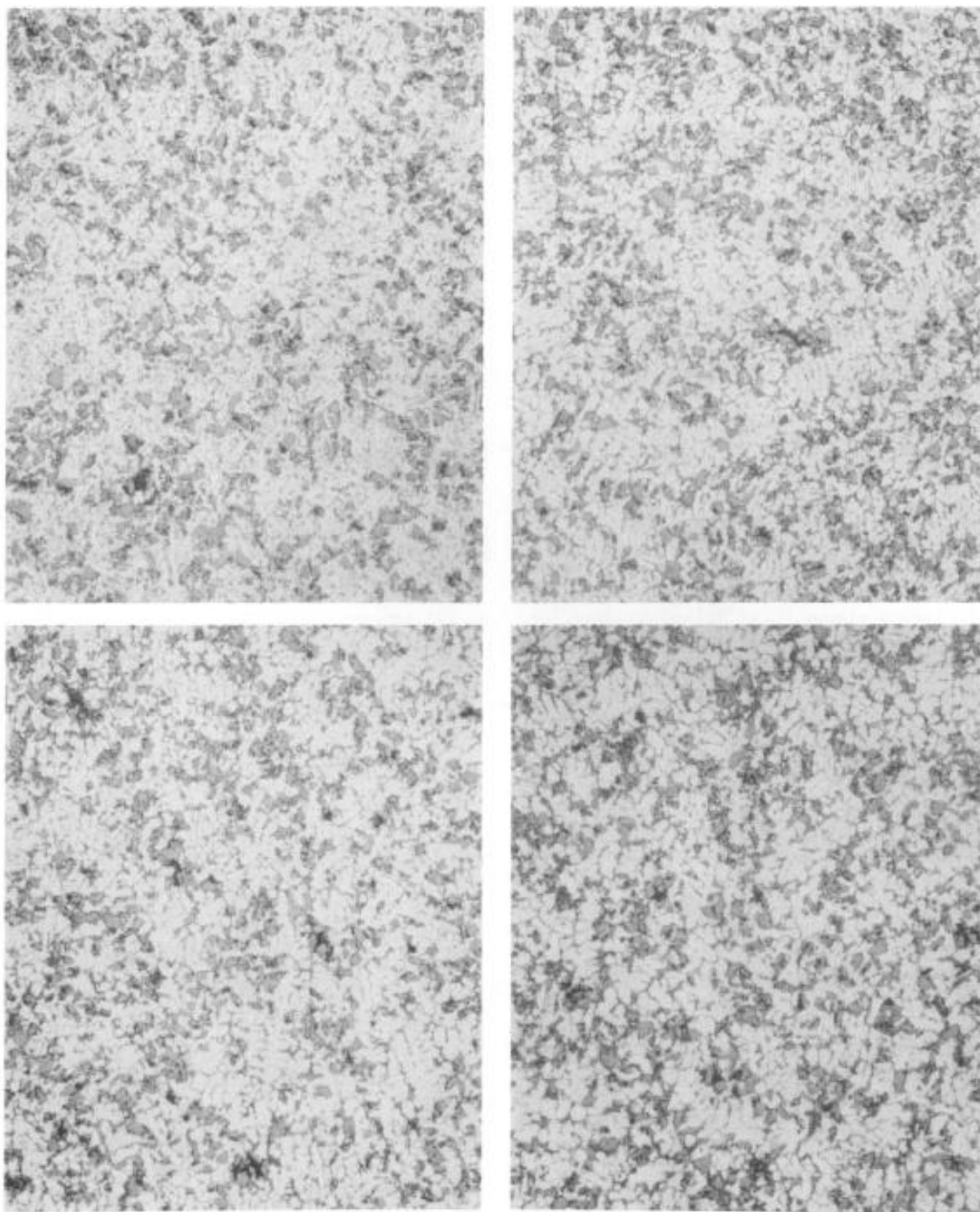
شکل ۱ انجماد AlSi7Mg مقاوم شده با ذرات SiC

در نرخ انجماد پایین، اندازه سلول‌های دندریتی ممکن است به میزان قابل توجهی بزرگ‌تر از اندازه ذرات (10-20 میکرومتر) باشد. در این هنگام، رانده شدن ذرات فاز ثانویه حین انجماد می‌تواند موجب خوشه‌ای شدن آنان گردد.

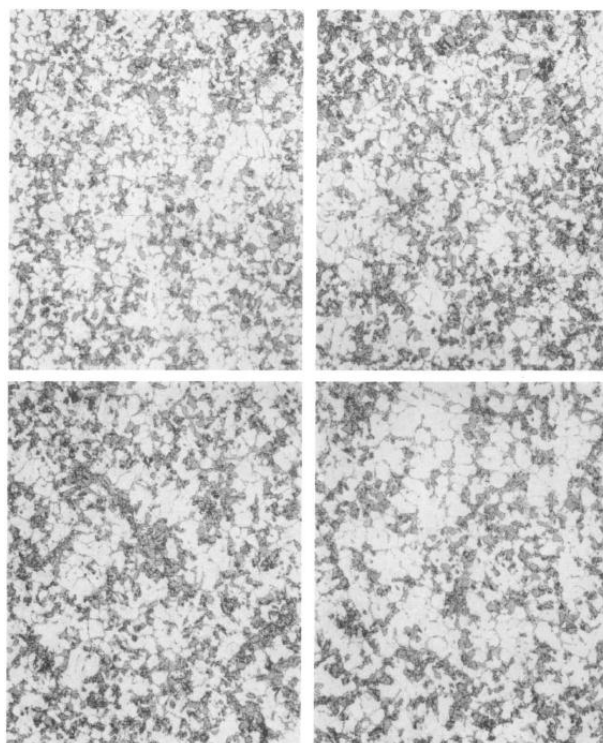


شکل ۲ وابستگی نرخ سرد شدن و اندازه سلول هادر کامپوزیت A356

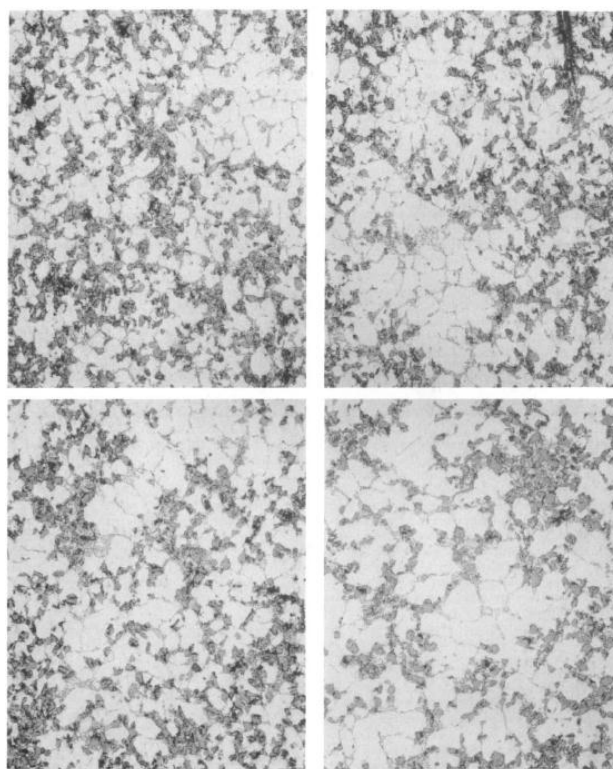
در سرعت سرد شدن‌هایی که اندازه بلورهای دندریتی تقریباً برابر اندازه SiC است، این ذرات بین دندریتهای همگرا به دام می‌افتند که در این صورت توزیع یکنواخت تری خواهیم داشت. انجماد در این آزمایش بصورت یک‌طرفه انجام گرفته و دماسنج‌ها در ارتفاع‌های مختلف نصب شده‌اند (شکل ۱).



شکل ۳ ریز ساختار AlSi7Mg مقاوم سازی شده با ذرات SiC در قطر ۲۳ میکرومتر. درصد حجمی ذرات ۲۵٪، نرخ انجمادهای ۷، ۱۳، ۱۹، ۳۰ و ۷^{-۱} C.S^۰

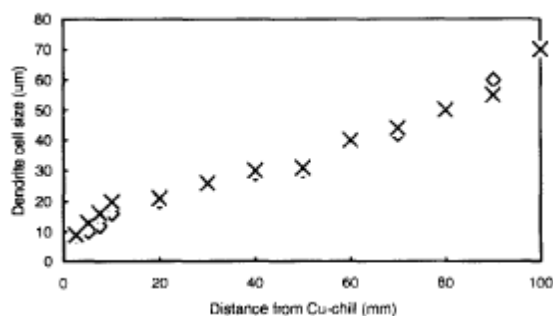


شکل ۴ ریز ساختار AlSi7Mg مقاوم سازی شده با ذرات SiC در قطر ۲۳ میکرومتر. درصد حجمی ذرات ۲۵٪، نرخ انجمادهای ۰٫۵، ۱، ۰٫۸ و ۰٫۶ °C.S⁻¹



شکل ۵ ریز ساختار AlSi7Mg مقاوم سازی شده با ذرات SiC در قطر ۲۳ میکرومتر. درصد حجمی ذرات ۲۵٪، نرخ انجمادی ۰٫۲، ۰٫۳، ۰٫۴ و ۰٫۵ °C.S⁻¹

شکل ها حاکی از این واقعیتند که ذرات SiC بخاطر رشد $\alpha - Al$ پس زده شده و در ناحیه درون سلولی گرفتار می آیند. با مقایسه نرخ انجمادهای متفاوت می توان گفت که اولاً در نرخ انجمادهای بالا ذرات بوسیله جبهه های انجماد همگرا به دام می افتند و توزیع ذرات یکنواخت است ، ثانیاً در نرخ انجمادهای پایین جدایش بیشتر ذرات را شاهدیم که به دلیل رانش بیش تر ذرات و به دام افتادن کم تر آنهاست. همچنین باید متذکر شد که تعداد و اندازه نواحی عاری از SiC با افزایش فاصله از کف قالب که یک دیواره مسی است، با کاهش سرعت انجماد بطور مشخصی افزایش می یابد. در حدود 100m بالاتر از صفحه مسی ، جایی که سرعت سرد شدن برابر $0.2^{\circ}C$ است ، قطر این نواحی در به بیش از 0.2 میلیمتر می رسد. با مقایسه (شکل ۳ تا شکل ۶) می توان دریافت که رانش فاز ثانویه از زمانی اتفاق می افتد که اندازه سلولهای دندریتی بصورت جزئی کمتر از میانگین اندازه ذرات SiC باشد (شکل ۲). در تایید این ادعا مشاهده می شود که فاصله صفحه مسی از نقطه ای که رانش ذرات اتفاق می افتد با اندازه ذرات SiC تغییر می کند، بسته به اندازه ذرات SiC این فاصله از 2 تا 52 میلی متر متغیر است.(۳)

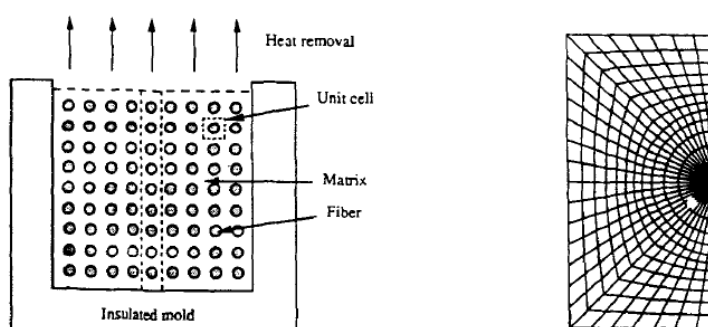


شکل ۶ فاصله بازوهای دندریتی در انجماد جهت دار AlSi7Mg مقاوم شده با ذرات SiC

تأثیر مقدار فاز ثانویه

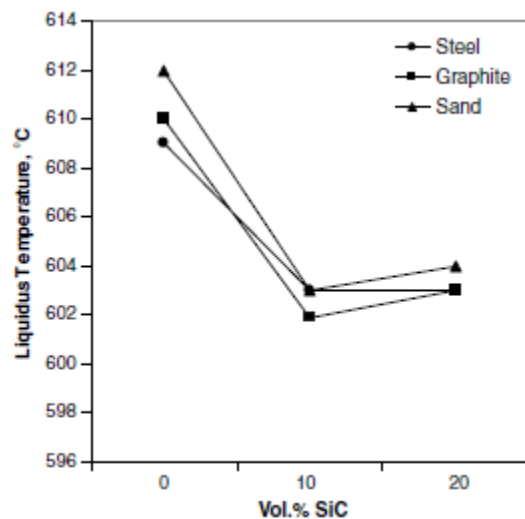
از آنجایی که فاز زمینه عمدتاً توسط جبهه انجمادی به سمت نواحی دندریتی رانده می شود، توزیع ذرات در فاز زمینه خود تابعی از نرخ انجماد است (۷). Ho و Saigal از آلیاژ A457 به عنوان فاز زمینه و از SiC به عنوان مقاوم ساز استفاده کرده اند. درصد فاز ثانویه در کامپوزیت های ساخته شده ۱۰٪، ۲۰٪ و ۳۰٪ حجمی بوده است. انجماد جهت دار بوده به گونه ای که از سطح بالایی شروع شده و به طرف پایین ادامه یافته است. فرآیند انجماد با در نظر گرفتن ناحیه ی خمیری مدل سازی شده است. با خروج گرما از سطح بالایی شرایط مرزی گرمایی حول هر خط عمودی از وسط فیبرها متقارن است (شکل ۷). بنابراین تنها

بخشی عمودی که مجموعه‌ای از سلول‌های واحد است و بصورت نقطه‌هایی در نظر گرفته می‌شود مدل‌سازی شده است. همچنین حول هر یک از این نقطه‌ها نیز شاهد تقارنیم پس فقط نیمی از بخش مورد نظر در نظر گرفته شده و سپس مدل به کل سیستم تعمیم داده شده است. نتایج حاکی از این بوده که با افزایش درصد حجمی فاز ثانویه زمان انجماد افزایش می‌یابد. زیرا که فاز ثانویه نفوذ گرمایی پایین تری دارد و با افزایش مقدار آن، نفوذ گرمایی کل کاهش می‌یابد. زمان انجماد برای ۱۰، ۲۰ و ۳۰ درصد حجمی فاز ثانویه به ترتیب تقریباً ۴، ۷ و ۹ درصد بیشتر از آلومینیوم خالص بوده است. در مراحل اولیه انجماد، وقتی که حرکت جبهه انجماد در راستای جهت گیری فیبرهاست، سرعت سرد شدن ماتریس به دلیل گرمای نهان انجماد Al از فیبرها کمتر است ولی پس از آن به دلیل نفوذ گرمایی بالای Al، سرعت انجماد زیادتر می‌شود(۱).

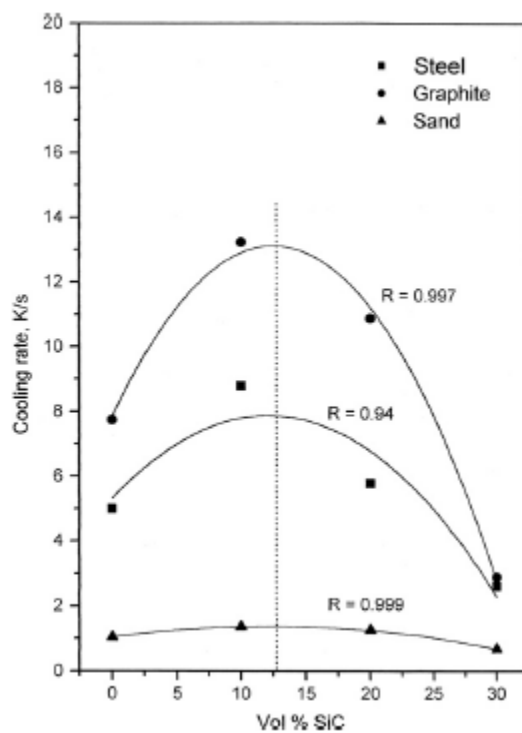


شکل ۷ تصویر شماتیک مدل‌سازی شده

راجان و همکاران در هند به این نتیجه رسیده‌اند که افزودن فاز ثانویه شار گرمایی را تحت تاثیر قرار می‌دهد به گونه‌ای که q_{max} در کامپوزیت‌ها نسبت به آلیاژها در شرایط مشابه کمتر است. برای مثال افزودن ۱۰ و ۱۵ درصد SiC، پیک شار گرمایی را از ۸۵۰ به ۶۵۰ و ۶۱۵ در قالبهای گرافیتی می‌رساند (شکل ۸ و شکل ۹)(۲).



شکل ۸ تاثیر درصد حجمی فاز ثانویه بر دمای مذاب



شکل ۹ تاثیر درصد حجمی فاز ثانویه بر نرخ انجماد در ۳ قالب فولادی ، ماسه‌ای و گرافیتی

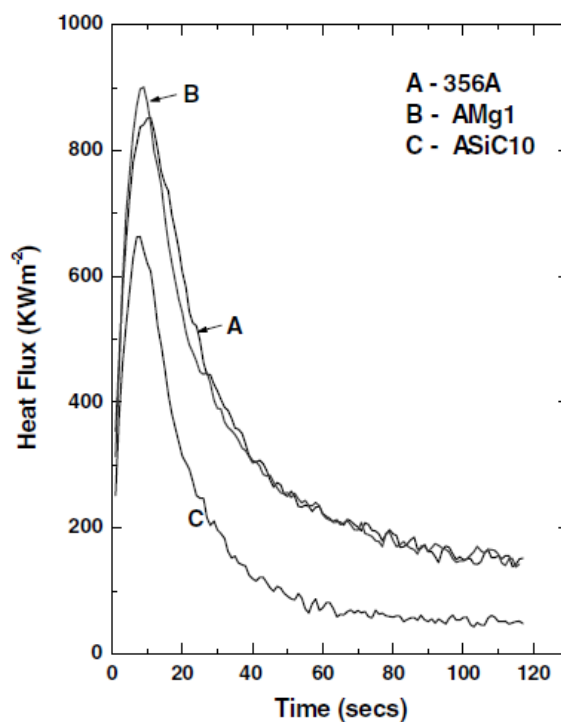
تاثیر جنس دیواره قالب

قالب‌های مورد استفاده در فرآیندهای ریخته‌گری به دلیل تفاوت هدایت حرارتی، تاثیرات متفاوتی بر ریزساختار ریختگی و همچنین توزیع ذرات فاز ثانویه می‌گذارند. راجان و همکاران برای پرداختن به این موضوع از ۳ قالب گرافیتی، فولادی و ماسه‌ای استفاده کرده‌اند (جدول ۱ مشخصات ترموفیزیکی مواد قالب). رسانایی گرمایی گرافیت از فولاد و ماسه بیشتر است. به همین دلیل وقتی مذاب را در قالب گرافیتی می‌ریزیم سرعت سرد شدن بیش‌تری خواهیم داشت. مقدار نرخ سرد شدن در این آزمایش برای گرافیت ۷,۷۶، فولاد ۵,۰۰ و برای ماسه ۱,۰۴ °C.S⁻¹ گزارش شده است (شکل ۸ تاثیر درصد حجمی فاز ثانویه بر دمای مذاب).

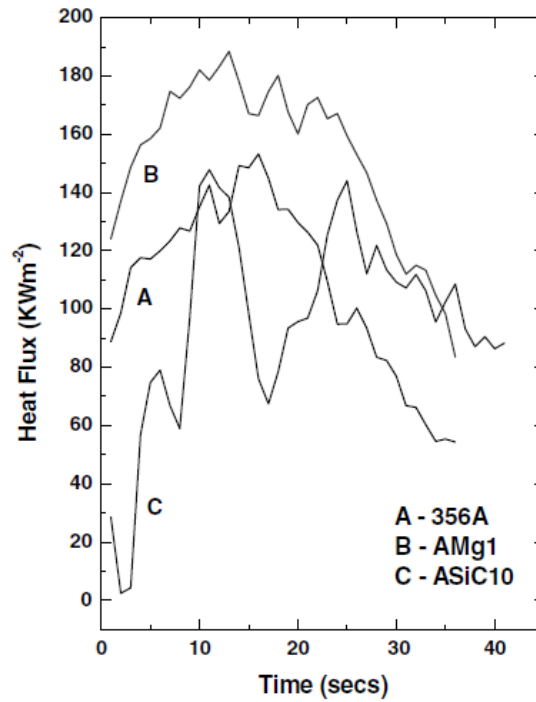
جدول ۱ مشخصات ترموفیزیکی مواد قالب

Thermophysical properties of the mould materials

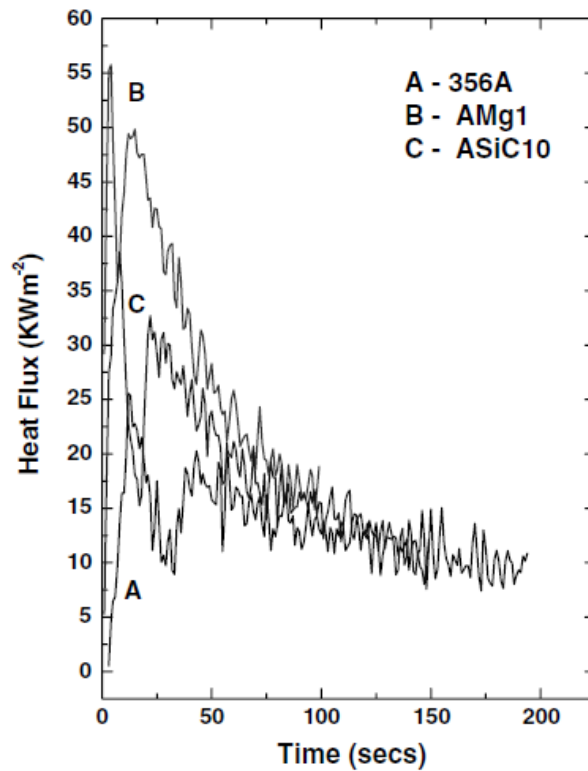
Property	Steel	Graphite	Sand
Thermal conductivity, k (W m ⁻¹ K ⁻¹)	42	150	0.52
Density, ρ (kg m ⁻³)	7860	2200	1600
Specific heat capacity, C_p (J kg ⁻¹ K ⁻¹)	580	1515	1170



شکل ۱۰ تغییرات شار گرمایی در فصل مشترک با زما برای Al356، Al356-1%Mg و کامپوزیت مقاوم شده با ۱۰٪ ذرات SiC در قالب گرافیتی



شکل ۱۱ تغییرات شار گرمایی در فصل مشترک با زما برای Al_{356} ، $Al_{356}-1\%Mg$ و کامپوزیت مقاوم شده با ۱۰٪ ذرات SiC در قالب فولادی



شکل ۱۲ تغییرات شار گرمایی در فصل مشترک با زما برای Al_{356} ، $Al_{356}-1\%Mg$ و کامپوزیت مقاوم شده با ۱۰٪ ذرات SiC در قالب ماسه‌ای

دمای لیکوئیدوس با افزودن ذرات گرافیکی کاهش می‌یابد. این پدیده ممکن است به دلیل عمل کردن ذرات فاز ثانویه به عنوان مکان مناسب برای جوانه زنی آلیاژ زمینه باشد. دمای رشد یوتکتیکی کامپوزیت هم با افزودن مقدار فاز ثانویه کاهش می‌یابد. برای مثال در قالب ماسه‌ای دمای یوتکتیکی آلیاژ از 668°C با افزودن 10%SiC و 5%Gr به 564 °C و 552°C می‌رسد.

برای توجیه می‌توان به دو پدیده اشاره کرد:

۱- کاهش مقدار گرمایی که باید از سیستم خارج گردد.

Q_m برای گرم کردن یک کیلوگرم از آلیاژ از دمای اتاق تا 720°C برابر 1129.68 KJ اندازه گرفته شده است. این مقدار برای SiCp برابر 903.51 KJ اندازه گیری شده. با توجه به معادله زیر:

$$Q_c = fQ_r(1 - f)Q_m$$

بنابراین مقدار گرمایی که باید خارج شود کاهش می‌یابد.

۲- کاهش رسانایی گرمایی موثر که به دلیل کم بودن رسانایی فاز دوم که یک فاز سرامیکی است اتفاق می‌افتد.

این پدیده سدی در مقابل انتقال حرارت ایجاد کرده و زمان انجماد را افزایش می‌دهد.

$$k_c = k_m \left(\frac{k_r + 2k_m - 2f(k_m - k_r)}{k_r + 2k_m + f(k_m - k_r)} \right)$$

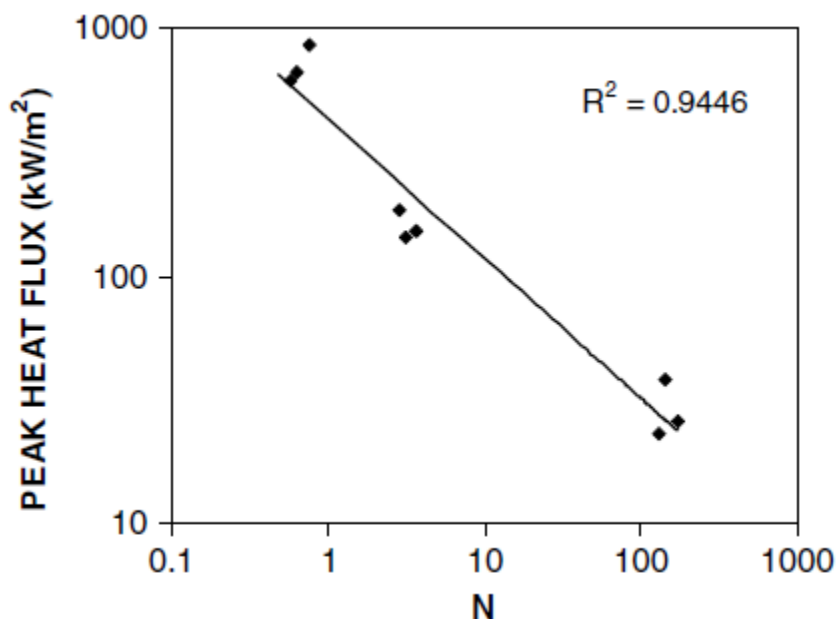
با توجه به شکل‌های شکل ۱۰، شکل ۱۱، شکل ۱۲ شار حرارتی لحظاتی پس از بارریزی به حداکثر مقدار خود می‌رسد. این اتفاق به دلیل تماس خوب بین مذاب و دیواره قالب می‌باشد. کاهش متعاقب احتمالاً به دلیل ایجاد یک فاصله هوایی است. در مورد قالب ماسه‌ای یک ثانویه ای هم دیده می‌شود که مربوط به تکمیل انجماد است. کاهش صورت گرفته پس از این پیک مربوط به آزادسازی گرمای نهان است که در قالب گرافیتی این پیک دیده نمی‌شود زیرا پوسته‌ای پایدار سریعاً پس از بارریزی بخاطر قابلیت بالای خارج ساختن گرما در قالب گرافیتی بوجود می‌آید. پارامتر بدون بعد N اینگونه تعریف شده‌است:

$$N = \left(\frac{\alpha_{\text{eff}}}{\alpha_{\text{mould}}} \right) \left(\frac{Q_s}{Q_c} \right)$$

که α در این رابطه ضریب نفوذپذیری حرارتی، Q_s گرمایی که باید از مذاب گرفته شود تا انجماد کامل گردد و Q_c گرمای کل سیستم آلیاژ/کامپوزیت است. رابطه‌ی N و شار بصورت زیر تعریف می‌گردد:

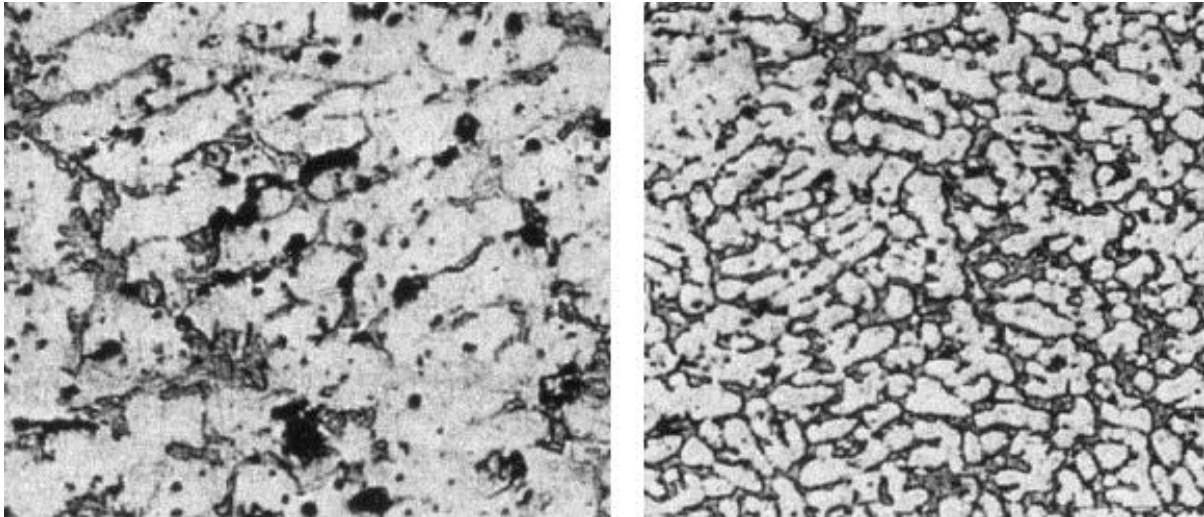
$$q_{\max} \text{ (kW/m}^2\text{)} = 435(N)^{-0.564}$$

بنابراین با افزایش N ، q_{\max} کاهش می‌یابد (شکل ۱۳).



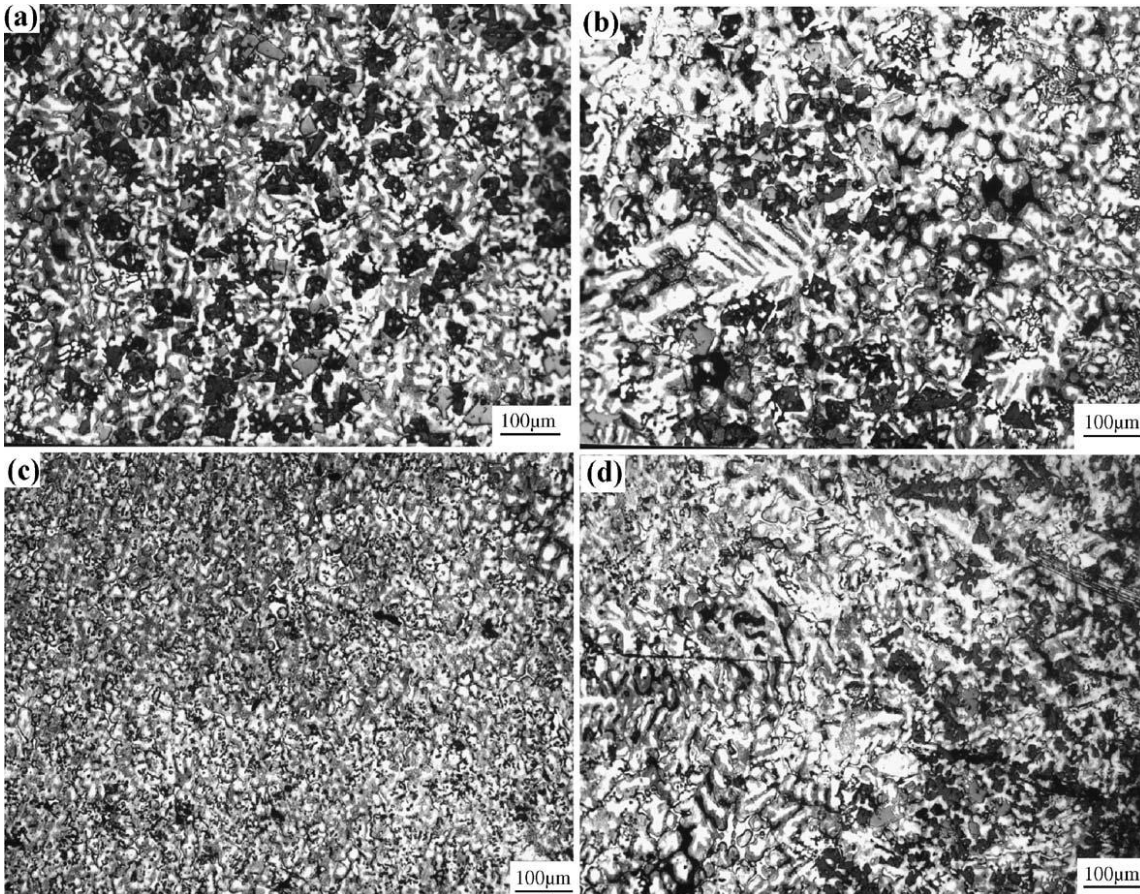
شکل ۱۳ تاثیر پارامتر بدون بعد N بر پیک شار حرارتی

با بررسی ریزساختار معلوم می‌گردد که فازهای اولیه و یوتکتیک در قالب گرافیتی ریزترند (شکل ۱۴). در کامپوزیت ذرات فاز ثانویه در فاز یوتکتیک دیده می‌شوند، زیرا فاز Al اولیه روی SiC جوانه نمی‌زند و آن را به طرف ناحیه یوتکتوئید می‌راند. در مورد ریخته‌گری این کامپوزیت در قالب ماسه‌ای شاهد جدایش بیشتری هستیم زیرا که فاز آلومینیوم بزرگتری به دلیل نرخ سرمایش پایین‌تر داریم (۲).



شکل ۱۴ ریزساختار مربوط به کامپوزیت Al356-1%Mg مقاومسازی شده با ۱۰٪ SiC شکل سمت راست قالب گرافیتی و سمت چپ قالب ماسه‌ای

گروهی از پژوهشگران در دانشگاه جیائوتانگ چین با استفاده از روش ریخته‌گری مرکز گریز کامپوزیت‌های سطحی تولید کرده‌اند. در این کامپوزیت لایه داخلی سرشار از Si اولیه و لایه خارجی با Si اولیه بسیار کم و لایه‌های میانی یوتکتیک بوده‌اند (شکل ۱۵). کامپوزیت مورد نظر بصورت In-Situ از آلیاژ Zn-27Al-6.3Mg-30Si تولید شده و Mg_2Si و Si فاز ثانویه بوده‌اند. وقتی فلز مذاب داخل قالب که در دمای $200^{\circ}C$ پیش‌گرم گردیده، ریخته می‌شود، لایه خارجی کامپوزیت، در اثر سرمای‌ش سریع دیواره قالب به سرعت منجمد شده و درصد کمی از فاز ثانویه رسوب می‌کند. چگالی هر دو این فازها کمتر از فلز مذاب است ($\rho_{Zn27Al} = 4900 \text{ kg/m}^3$, $\rho_{Mg2Si} = 1990 \text{ kg/m}^3$, $\rho_{Si} = 2330 \text{ kg/m}^3$). سرعت شناوری Mg_2Si و Si کمتر از سرعت انجماد است، به همین دلیل جزئی از این دو فاز در لایه خارجی به دام می‌افتد. به دلیل سرعت بالای انجماد در لایه خارجی، فازهای اولیه Mg_2Si و Si فرصتی برای رشد نیافته، کوچک می‌مانند. خاصیت خنک‌کنندگی هوا در قالب، موجبات آغاز انجماد لایه‌های داخلی کامپوزیت در سرعت پایین‌تر را فراهم می‌کنند. جهت شناوری فازهای ثانویه در لایه داخلی در خلاف جهت انجماد است. به همین دلیل مقدار زیادی از فاز ثانویه در لایه داخلی مانده و منجمد می‌گردند. با ادامه انجماد جزء Mg و Si در مذاب کاهش می‌یابد. در نهایت مذاب انجماد یافته در لایه میانی به ترکیب یوتکتیک رسیده است (۴).

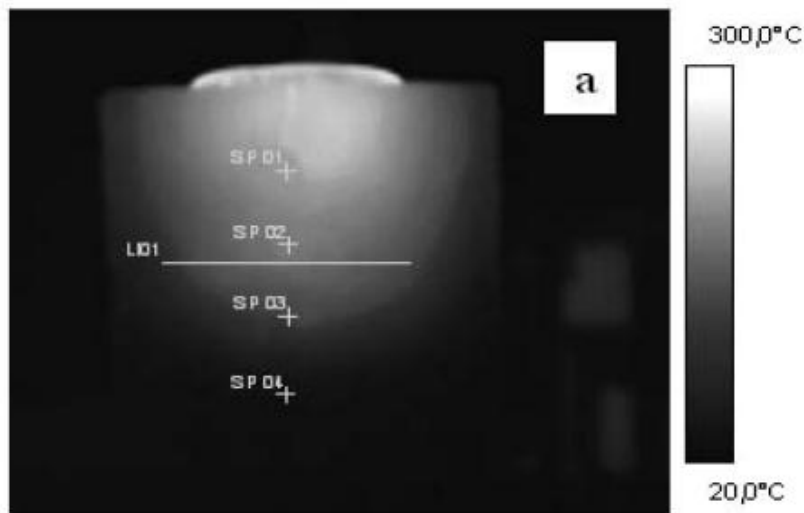


شکل ۱۵ ریزساختار (Mg₂Si)/ZA27 (a لایه داخلی (b لایه گذار (c لایه میانی (d لایه خارجی

در آزمایش دیگری نیز دو قالب ماسه‌ای و گرافیتی با هم مقایسه شده‌اند و مشاهدات بازهم مؤید سرعت سرد شدن بالاتر در قالب گرافیتی به دلیل انتقال حرارت بالاتر است. انجماد در قالب گرافیتی ۴,۲ ثانیه با دمای شروع 558°C گزارش شده است.



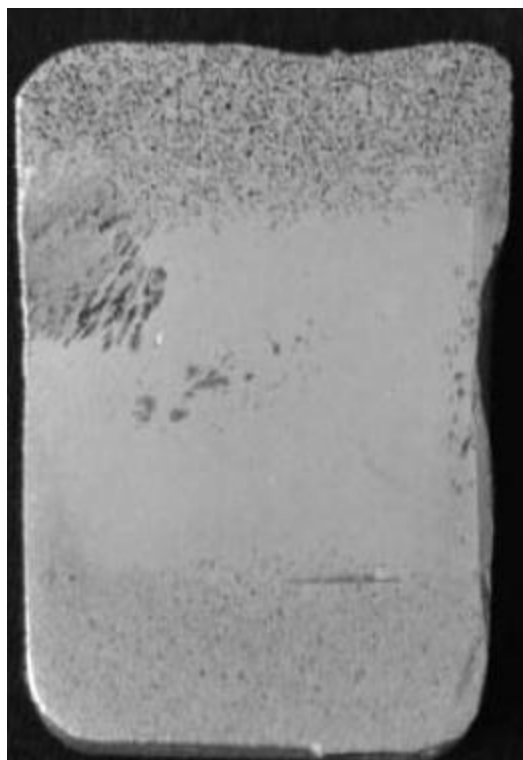
شکل ۱۶ تصویر حرارتی کامپوزیت Ak12/SiC+C در قالب گرافیتی



شکل ۱۷ تصویر حرارتی کامپوزیت Ak12/SiC+C در قالب ماسه‌ای

همانطور که از شکل ۱۶ پیداست، دمای دیواره خارجی قالب گرافیتی حین فرآیند انجماد در نقطه ۰۱ برابر 63°C و در نقطه ۰۲ برابر 33°C دما دارد. چنین شرایط انتقال حرارت از قالب شرایط را برای حصول ریزساختاری با توزیع یکنواخت ذرات در سطح مقطع فراهم می‌کند. انجماد در قالب ماسه‌ای طی مدت ۱۵۰ ثانیه و در دمایی حدود $559\text{-}565^{\circ}\text{C}$ اتفاق افتاده است. در آغاز انجماد تفاوت دمای نقطه ۰۱ برابر (117°C) و نقطه ۰۳ برابر 57°C بوده که در پایان انجماد به 98°C می‌رسد. حین انجماد دمای دیواره خارجی قالب در

نقطه ۰۱ به 113°C ، در ۰۲ به 103°C و در ۰۳ به 72°C افزایش پیدا می‌کند (شکل ۱۷). شرایط انتقال حرارت مذکور و زمان طولانی تکمیل فرآیند انجماد منجر به ساختاری لایه‌ای می‌گردد (شکل ۱۸) (۵).



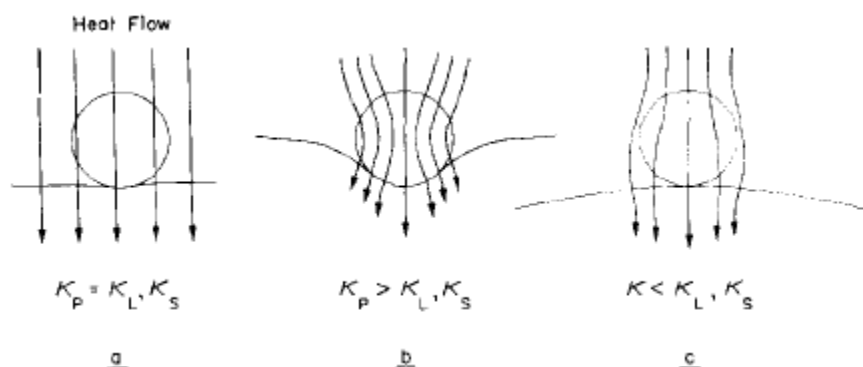
شکل ۱۸ تصویر مقطع AK12/SiC+C انجماد یافته در قالب ماسه‌ای

ترشوندگی و شکل فصل مشترک

در انجماد کامپوزیت‌ها اغلب فصل مشترک در آغاز بصورت تخت است تا زمانی که به فاز مقاوم کننده برسد. سپس انحنا پیدا می‌کند. این انحنا در اثر گرمای نهان است که در زمینه منجمد شده اتفاق می‌افتد ولی در فیبر جامد اثری از آن نیست. زمینه سریع‌تر از فاز ثانویه سرد می‌شود زیرا همانطور که در بخش‌های پیشین اشاره شد نفوذ گرمایی در آلیاژ زمینه بالاتر از فاز ثانویه است. چنانچه مدل‌سازی ریاضی بدون در نظر گرفتن ناحیه خمیری انجام شود مقدار بدست آمده به میزان ۱۵٪ کمتر از مقدار واقعی خواهد بود (۱).

همانطور که در شکل ۱۹ نمایش داده شده، هنگامی که ضرایب هدایت حرارتی در ذره، مذاب و جامد برابر باشد، فصل مشترک تخت خواهیم داشت. وقتی هدایت حرارتی در ذره بیش‌تر از جامد و مذاب باشد شاهد بوجود آمدن یک گودی در فصل مشترک و جذب ذره هستیم. بر عکس این حالت وقتی اتفاق می‌افتد که هدایت حرارتی ذره از هدایت حرارتی در جامد و مذاب کمتر باشد و در این حالت فصل مشترک دارای برآمدگی‌هایی خواهد بود (۸).

ترشوندگی نیز از عوامل تاثیر گزار در اندرکنش بین فاز مقاوم کننده و فصل مشترک است . در مورد ذرات SiC اغلب گزارش شده که ترشوندگی بسیار ضعیفی در مواجهه با آلیاژهای آلومینیوم دارند(۲).

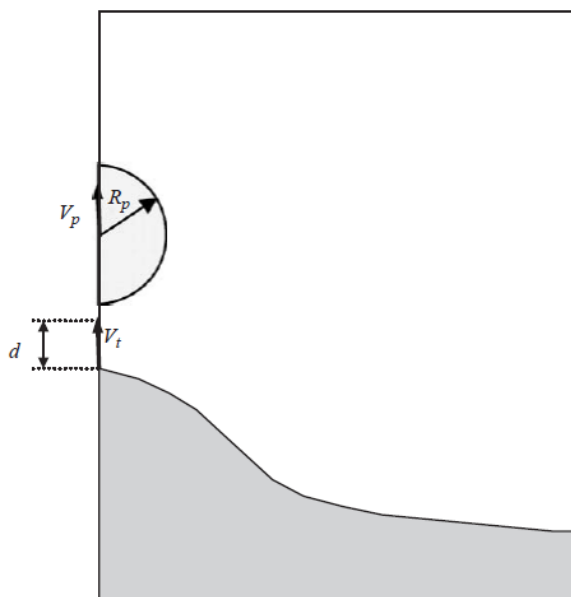


شکل ۱۹ تغییر شکل فصل مشترک بر اساس تفاوت ضرایب هدایت حرارتی ذره ، مذاب و جامد

برای مطالعه بهتر تاثیر فصل مشترک ، در بخش بعد به نیروهای وارده بر ذرات در حین انجماد می پردازیم.

نیروهای وارد بر ذرات

در هنگام پیشرفت جبهه انجماد ذرات فاز ثانویه از جبهه انجماد رانده می شوند. در این حین نیروی ثانویه ای تحت عنوان نیروی Drag بر آنها وارد می گردد که ذرات را به سمت جبهه انجماد می کشد. هنگامی که ذرات از جبهه انجماد رانده می شوند تمایل به جدانشینی در نواحی خاص دارند که در این صورت توزیع ذرات در فاز زمینه کامپوزیت یکنواخت نخواهد بود. جهت دستیابی به یک توزیع دلخواه و یکنواخت از فاز زمینه نیاز به برقراری تعادل بین این دو نیرو و کنترل جبهه انجماد داریم.



شکل ۲۰ شماتیکی از ذره و جبهه انجماد

گروین و ادایکومار، با شبیه سازی توانستند معادلاتی را برای نیروی Drag بدست آورند. یکی از معادلات بازگوکننده تاثیر نسبت هدایت حرارتی بین ذره و مذاب و دیگری با تاکید بر انحنای فصل مشترک است.

$$F_D(d, r_1) = \left(5.2 \left(\frac{R_I}{R_I - R_p} \right) - 2.6 \right) \left(\frac{R_D}{d} \right)^{1.86} + 12.6\eta \cdot V_p \left(\frac{R_D}{d} \right) + 56\eta \cdot V_p$$

$$F \left(d, \frac{k_p}{k_L} \right) = C \frac{k_p}{k_L} \left(\frac{R_p}{d} \right)^n + F_{D_0}(d)$$

که در این معادله R_p شعاع ذره، d فاصله بین ذره و جبهه انجماد، F_{D_0} نیروی وارده بر ذره وقتی $\frac{k_p}{k_L} = 0$ ، η ویسکوزیته دینامیک، V_p سرعت ذره و R_I شعاع انحنای فصل مشترک درست زیر ذره است (شکل ۲۰) (۶).

- ۱- در نرخ انجمادهای بالا ذرات بوسیله جبهه‌های انجماد همگرا به دام می‌افتند و توزیع ذرات یکنواخت است ، در نرخ انجمادهای پایین جدایش بیشتر ذرات را شاهدیم که به دلیل رانش بیش‌تر ذرات و به دام افتادن کم‌تر آنهاست.
- ۲- با افزایش درصد حجمی فاز ثانویه ، نرخ انجماد کاهش می‌یابد زیرا که فاز ثانویه نفوذ گرمایی پایین‌تری دارد و با افزایش مقدار آن ، نفوذ گرمایی کل کاهش می‌یابد.
- ۳- کاهش دمای لیکوئیدوس با افزودن ذرات ثانویه می‌تواند به کاهش مقدار گرمایی که باید از سیستم خارج گردد مربوط باشد. دلیل محتمل دیگر کاهش رسانایی گرمایی موثر است که به دلیل کم بودن رسانایی فاز دوم که یک فاز سرامیکی است اتفاق می‌افتد.
- ۴- در برخی کامپوزیت‌ها ذرات فاز ثانویه عمدتاً در ترکیبات یوتکتیک یافت می‌شوند، دلیل این توزیع را می‌توان در عدم ترشوندگی ذرات توسط مذاب آلومینیوم یافت . در مورد ریخته‌گری در قالب ماسه‌ای شاهد جدایش بیش‌تری هستیم زیرا که فاز آلومینیوم بزرگ‌تری به دلیل نرخ سرمایش پایین‌تر داریم.
- ۵- شکل فصل‌مشترک را می‌توان با توجه به تفاوت ضریب هدایت حرارتی فاز زمینه در دو حالت جامد و مذاب با فاز تقویت کننده پیش‌بینی کرد. هنگامی که ضرایب هدایت حرارتی در ذره ، مذاب و جامد برابر باشد، فصل‌مشترک تخت خواهیم داشت. وقتی هدایت حرارتی در ذره بیش‌تر از جامد و مذاب باشد شاهد بوجود آمدن یک گودی در فصل‌مشترک و جذب ذره هستیم. بر عکس این حالت وقتی اتفاق می‌افتد که هدایت حرارتی ذره از هدایت حرارتی در جامد و مذاب کمتر باشد و در این حالت فصل‌مشترک دارای برآمدگی‌هایی خواهد بود.

- 1- S.Ho, A.Saigal, " Solidification of SiC/A1 Fiber-Reinforced Metal Matrix Composites", *Scripta Metallurgica et Materialia*, Vol31,pp351-356,(1994)
- 2- T.P.D. Rajan, K. Narayan Prabh, R.M. Pillai, B.C. Pai , "Solidification and casting/mould interfacial heat transfer characteristics of aluminum matrix composites", *Composites Science and Technology* 67 ,pp70–78, (2007)
- 3- A.Kolsgaard, L.Arnberg, S.Brusetaug, "Solidification microstructures of A1Si7Mg-SiC particulate composite", *Materials Science and Engineering*, A173,pp243-250, (1993)
- 4- Q.Wang,Y.Weii, W.Chen, Y.Zhu, Ch.Ma, W.Ding, "In situ surface composites of (Mg2Si+Si)/ZA27 fabricated by centrifugal casting",*Materials Letters* 57, pp3851–3858 , (2003)
- 5- A.Dolata-Grosz, M.Dyzia, J.OEleziona, " The solidification process of the AK12/SiC+C composite suspension in various heat exchange conditions",*Archives of Materials Science And Engineering*,Vol34, pp75-80,(2008)
- 6- J.W. Garvin, H.S. Udaykumar , "Drag on a ceramic particle being pushed by a metallic solidification front", *Journal of Crystal Growth* 276,pp275–280, (2005)
- 7- D. J. Lloyd, " The Solidification Microstructure of Particulate Reinforced Aluminium/SiC Composites", *Composites Science and Technology* 35,pp159-179, (1989)
- 8- G. F. Bolling and J. Cisse, " A theory for the interaction of particels with a Solidified front",*Journal of Crystal Growth* 10, pp56—66, (1971)