



دانشکده مهندسی مواد و متالورژی

تحقیق درس انجماد پیشرفته

موضوع: بررسی انتقال حرارت در انجماد آلیاژهای ریختگی آلومینیم

"به نام خدا"

3	چکیده
4	مقدمه
7	1- مطالعه تجربی روی انتقال حرارت در قطعات ریختگی آلومینیوم در طی سرد کردن
9	1-1- تعیین ضریب انتقال حرارت براساس ناحیه
11	1-2- تاثیر جهت سرد کردن و سطوح ریختگی روی ضریب انتقال حرارت
13	1-3- اثر تلاطم آب روی ضریب انتقال حرارت
14	1-4- اثر دسته بندی سطح روی محاسبات ضریب انتقال حرارت
15	2- رفتار خوردگی انتقال حرارت آلیاژهای ریختگی آلومینیوم
16	2-1- میکروساختار
18	2-2- اثر خروج حرارت در حین انتقال حرارت روی خوردگی
21	2-3- هجوم حفره ها در سلول خوردگی انتقال حرارت
22	2-4- اثر میکروساختار روی خوردگی
24	3- انتقال حرارت آلیاژ ریختگی آلومینیوم تحت شرایط بهسازی شده
33	4- اندازه گیری انتقال حرارت در فوم فلزاتی که در معرض فلاکس حرارتی ثابت هستند
35	4-1- مدل انتقال حرارت اقتباس شده
42	نتیجه گیری
44	منابع

چکیده:

در این تحقیق در ابتدا اثر جهت سردکردن و شرایط تلاطم روی انتقال حرارت آلیاژهای آلومینیوم در طی سردکردن بررسی می شود. نتایج نشان می دهد که انتقال حرارت در سردکردن آلیاژ آلومینیوم ریختگی شامل فیلم تبخیر، جوانه زنی تبخیر دارای بالاترین ضریب های انتقال حرارت HTC و مراحل انتقال حرارت دارای کمترین ضریب انتقال حرارت است، و تلاطم فرآیند انتقال حرارت را افزایش می دهد بویژه هنگامی که قطعات ریختگی در دماهای بالا هستند و فرآیند انتقال حرارت در مرحله فیلم تبخیر است.

رفتار خوردگی در اثر انتقال حرارت آلیاژ ریختگی آلومینیوم، $ISO2379$ مورد استفاده در رادیاتور اتومبیل تحت شرایط خروج گرما مطالعه می شود. میکروساختارها و سطوح خورده شده تحت میکروسکوپ نوری، میکروسکوپ الکترون اسکینینگ مجهز به اسپکتروسکوپی منتشر کننده انرژی و پراش دهنده اشعه X به طو گسترده آنالیز می شود. شرایط خروج گرما منجر به یک فرایند حفره زایی می شود و حفره ها در داخل ماتریس $AL-\alpha$ مشاهده می شوند. خوردگی حفره ای در مناطق تهی از اکسیژن در سلول خوردگی در اثر انتقال حرارت غالب است.

سپس رفتار آلیاژ ریختگی $AL-Si$ هنگامیکه در معرض یک عملیات ذوب مثل بهسازی قرار می گیرد، مطالعه می شود و رفتار آلیاژ $AL-7Si-Mg$ در طی انجماد با مبرد یا بدون مبرد با استفاده از آنالیز حرارتی بررسی می شود. در واقع پارامترهای آنالیز حرارتی، بطور مطلوبی توسط بهسازی و تبرید تحت تاثیر قرار می گیرند. عملیات بهسازی در اینجا باعث افزایش نرخ تبرید، افزایش سرعت رشد اوتکتیک، افزایش فلاکس حرارتی فصل مشترک قالب ریختگی و افزایش خروج حرارت می شود.

و در انتها، اندازه گیری های انتقال حرارت درون بلوک های مستطیلی تجاری فوم آلومینیوم که در معرض فلاکس حرارتی ثابت می باشند، ارائه می شود. یک مدل تحلیلی ساده، دو بعدی برای انتقال حرارت در فوم آلومینیوم بیان می کند.

مقدمه:

قطعات ریختگی آلیاژ آلومینیوم به طور گسترده در صنعت اتومبیل برای کاهش وزن و بهبود راندمان سوخت استفاده می شود. قطعات ریختگی آلیاژ Al، به علت نسبت استحکام به وزن بالا شان کاربرد وسیعی در اتومبیل و هوافضا دارند. آلیاژهای AL-Si-Mg گروهی از آلیاژهای ریختگی AL-Si با قابلیت عملیات حرارتی هستند و قابلیت ریختگی و مقاومت به خوردگی خوبی دارند به علاوه استحکام آنها نسبت به استحکام بر وزن بالایی را نشان می دهد. با این حال استفاده از قطعات ریختگی کیفیت بالا با خواص مکانیکی ثابت وابسته به پردازش مناسب آلیاژ شامل ریزدانه سازی، بهسازی و عملیات حرارتی رسوب گذاری و ... می باشد.

برای بهبود خواص مکانیکی، قطعات ریختگی آلومینیوم معمولا در معرض یک عملیات حرارتی T7/T6 قرار می گیرند، که شامل یک عملیات انحلال در دمای نسبتا بالا، سردکردن در یک محیط سرد مثل آب و سپس پیرسختی در دماهای متوسط می باشد. اندازه گیری های تجربی و شبیه سازی عددی به وضوح نشان می دهد که در یک میزان قابل توجه از تنش های پسماند در قطعات ریختگی آلومینیوم می تواند ایجاد شود وقتی که آن ها در مایع سرد می شوند. وجود تنش های پسماند، به ویژه تنش های پسماند کششی در سطح یک اثر مهم روی عملکرد یک مولفه ساختاری دارد. در خیلی از حالات، تنش های پسماند بالا در یک اعوجاج شدید می تواند ایجاد شود و حتی ترک در طی سردکردن یا فرآیندهای تولید بعدی می تواند ایجاد شود. میزان تنش های پسماند و اعوجاج در اجزای آلومینیوم ریخته گری شده در طی سردکردن، به نرخ سردکردن و وسعت غیریکنواختی توزیع دما در ریختگی بستگی دارد، که مستقیما به انتقال حرارت در قطعات ریختگی آلومینیوم در طی سردکردن وابسته است. [1]

کاربرد بلوک سیلندری آلومینیوم ریختگی، یکی از مشخصات ذخیره وزن کلیدی در طراحی موتور است. یک بلوک موتور حرارت را از فلز به سرد کننده منتقل می کند و فلز که خارج کننده گرما است، نرخ

خوردگی بالاتری از فلزی که جذب کننده گرما است دارد. دلیل اصلی این سرعت بخشیدن به خوردگی تبخیر ضدیخ در سطوح است.[2]

خوردگی انتقال حرارت معمولاً یک موضوع عمده در سیستم تبردی یک بلوک موتور است. در رفتار خوردگی یک آلیاژ با میکرو ساختارش و شرایط محیطی که در معرض آن قرار می‌گیرد، موثر است. وجود درصد بالایی از عناصر آلیاژی مانند سیلیکون، مس و آهن، آلیاژ ریختگی آلومینیوم میکروساختار پیچیده‌ای دارد شامل اینترمتالیک‌ها که از دوتایی به فازهای چهارتایی در ماتریس آلومینیوم تغییر می‌کنند. این ذرات اینترمتالیک می‌تواند هم کاتد و هم آند نسبت به فاز ماتریس باشند یا آنها می‌تواند آند ابتدایی باشند، سپس کاتد به ماتریس آلومینیوم نسبت داده می‌شود و از این پیچیدگی‌ها رفتار خوردگی انتقال حرارت درک می‌شود.[2]

خواص مکانیکی دسته‌ای از آلیاژهای ریختگی آلومینیوم، یعنی آلیاژهای $AL-Si-Mg$ به شدت وابسته به اندازه، شکل و توزیع سیلیکون یوتکتیک موجود در میکروساختار است. مورفولوژی سیلیکون یوتکتیک، فاصله بازو دندریتی، اندازه دانه و تحت عملیات حرارتی بهسازی قرار می‌گیرند که مورفولوژی سیلیکون سوزنی به رشته‌ای تبدیل شود و بهبود قابل توجهی در طول و استحکام ایجاد می‌شود. سدیم و استرانسیم عموماً در این کاربرد استفاده می‌شوند.[3]

عملیات حرارتی بهسازی ترکیب شده با تبرید برای افزایش ریزدانه سازی و بهسازی میکروساختار می‌باشد. این یک عامل مهم است برای اکثریت آلیاژهای $AL-Si-Mg$ که در قالبهای فلزی و دائمی نسبت به قالبهای ماسه‌ای ریخته می‌شوند. بهسازی نرخ انتقال حرارت از آلیاژ منجمد شده از دیواره قالب را افزایش می‌دهد که این به واسطه تغییر مورفولوژی است.[3]

در بیست سال گذشته پدیده انتقال در فوم فلز توجه زیادی را به خود جلب کرده است. تخلخل زیاد در فوم فلز ادامه دارد و در خیلی از تکنولوژی‌های جدید اعمال می‌شود که صفات بیشتر و تخمین عملکرد آن و خواص آن را تضمین می‌کند. فوم های فلزی مختلف در سیستم هوافضا و عملیات وابسته به حرارت

مرکزی زمین و مخازن نفت خام استفاده می‌شود. کاربردهای حرارتی فوم‌ها شامل تبادلات حرارتی فشرده برای تجهیزات هوابرد، برج های هوای سرد شده تراکم و سینکهای حرارتی فشرده برای نیروی الکترونیک می‌باشد. همچنین فوم های فلز به عنوان افزایش دهنده رسانایی گرمایی در تغییر فاز مواد در ابزار کنترل گرمایی استفاده می‌شود. به ویژه فوم نیکل در باتری های قدرت بالا بدون سیم و کم وزن کاربرد دارد.[4]

تخلخل های بالا(غالبا بیشتر از 0/9)، هدایت حرارتی بالا رباط های جامد، سطح بزرگ و توانایی تولید تلاطم و اختلاط سطح بالا در تبرید مایع، ساختن فوم فلز تبادل کننده حرارت فشرده موثر و وزن کم را ایجاد می‌کند. فوم فلز حفره باز شامل عبور جریانهای منظم شکل گرفته است. انتقال جریان حرارت بین سطح فیبرهای جامد و مایع تبرید رخ می‌دهد. جریان در پشت پیوندها و تلاطم و جریانهای ناپایدار ممکن است رخ دهد.[4]

1) مطالعه تجربی روی انتقال حرارت در قطعات ریختگی آلومینیوم در طی سرد کردن [1]

برعکس سرد کردن با گاز و سرد کردن با هوا که یک انتقال حرارت ساده است و ضریب انتقال حرارت¹ نسبتاً ثابت باقی می ماند، انتقال حرارت یک شی داغ سه مرحله ی اصلی را تحمل می کند وقتی که آن شی داغ در یک مایع مثل روغن یا آب سرد می شود. اولین مرحله جوش فیلم یا بخار، روکش بخار در ناحیه دمای بالا نامیده شد. در این مرحله یک جوش موضعی سریع وجود دارد و منجر به شکل گیری یک روکش بخار در اطراف سطح قطعه داغ می شود. سپس گرما به مایع از طریق این فیلم بخار می شود. دومین مرحله جوانه زنی تبخیر نامیده شد. جایی که سیال تماس مستقیم با سطح قطعه داغ پیدا می کند و مرحله جوانه زنی تبخیر توسعه می یابد. مکانیزم انتقال حرارت در مرحله جوانه زنی تبخیر خیلی پیچیده است چون فیزیک پیچیده، جوانه زنی، رشد و خروج حبابها از سطح فلز داغ را بیان می کند. در طی رشد حباب-ها و خروج حباب، حرارت از سطح فلز داغ به مایع مجاور و حباب های در حال رشد منتقل می شود. معمولاً بیشتر حرارت از فلز داغ در طی رشد حباب خارج می شود، چون رشد حباب یک مقدار گرما از فلز داغ و مایع احاطه شده جذب می کند که سرانجام گرما را از فلز داغ جذب می کند.

مرحله نهایی انتقال حرارت و یا انتقال گرما نام گرفته است. وقتی که دمای سطح قطعه کمتر از دمای جوش مایع است. در این مرحله، حرارت مستقیماً به مایع منتقل می شود. به علت پیچیدگی تبدیل فاز و به ویژه جوانه زنی حباب و فعل و انفعال حباب، رقابت در مدلسازی صحیح و پیشگویی انتقال حرارت در سرد کردن آلیاژهای ریخته آلومینیوم می باشد. معادلات تجربی کلاسیک بسیاری وجود دارند که در تحقیقات محاسبه ضریب انتقال حرارت را گزارش می کنند. با این حال کاربرد آنها خیلی محدود می باشد، چون بیشتر آنها تحت شرایط تجربی خاص سنجیده می شود که از موقعیت های تولید واقعی متفاوت هستند.

¹Heat transfer coefficients

در سالهای اخیر شبیه‌سازی‌های دینامیک‌های سیال محاسباتی^۱ جریان سریال و انتقال حرارت و سریعاً پیشرفت کرده است. به عنوان مثال، شبیه‌سازی‌های دینامیک‌های سیال محاسباتی برای پیش‌بینی انتقال حرارت در سرد کردن با هوا و سرد کردن با گاز انجام می‌شود. اما پیش‌بینی آبدهی با شبیه‌سازی دینامیک‌های سیال محاسباتی هنوز به علت پیچیده بودن فعل و انفعالات بین آب و قطعات ریختگی آلومینیوم داغ معتبر نیست. روش تجربی با یک تحقیق کوچک برای تعیین ضریب انتقال حرارت با استفاده از^۲ (مرکز مزیت انتقال حرارت در WPI) سیستم سرد کردن می‌تواند استفاده شود. با این روش، منحنی‌های دما-زمان تحقیق بدست می‌آید و متقابلاً برای محاسبه ضریب انتقال حرارت^۳ در عبارات دمای سطح مورد بررسی استفاده می‌شود. این روش، روش ظرفیت حرارتی مجموع نام گرفت. فرض می‌شود که مقاومت حرارتی تحقیق (بدنه) در مقایسه با مقاومت محیط اطراف ناچیز باشد و بنابراین توزیع دمایی آن در طی سرد کردن یکنواخت است. مطابقاً، معمول است که بدنه خیلی کوچک لازم است یا در بعضی حالات، بدنه از مواد با هدایت حرارتی بالا مثل نقره ساخته شود که دمای بدنه در طی سرد کردن به‌طور محاسبه ضریب انتقال حرارت متقابلاً یکنواخت است. به علت محدودیتهای تجربی این خیلی دشوار است که هندسه پیچیده شده قطعه واقعی نسبت به ملاحظات لحاظ شود. روش دیگر به عنوان روش هدایت مستقیم شناخته شده است، فرض می‌کنیم دمای نزدیک یک سطح یک تغییرات خطی دارد که ضریب انتقال حرارت براساس موازنه فلاکس حرارتی در سطح تولید هدایت و توسط انتقال گرما می‌تواند بدست آید. ترموکویل‌های چندگانه نزدیک به سطح قرار گیرند که فواصل میان آنها شناخته شده است دماهای بدست آمده از این ترموکویل‌ها برای محاسبه گرادیان دمایی و فلاکس حرارتی استفاده می‌شود که برای محاسبه گرمای منتقل شده از طریق انتقال گرما می‌تواند استفاده شود. این روش برای قطعات کوچک مناسب نیست و فرض

¹Computational fluid dynamics(CFD)

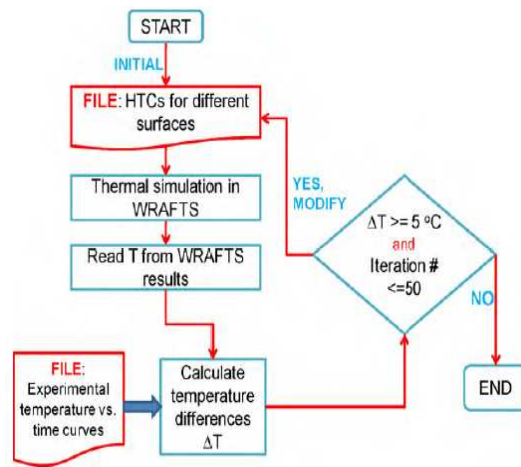
² Treating Heat for Center WPI at Excellence

³ Heat transfer coefficients

تغییرات خطی دما پایین تر صحت دارد. بنابراین یک روش بهتر برای دستیابی ضریب انتقال حرارت برای یک قطعه واقعی نیاز خواهد بود تا آزمایشات با قطعه واقعی انجام شود، منحنی دما- زمان در مکانهای مختلف قطعه بدست می آید و سپس مقدار ضریب انتقال حرارت در مکان های مختلف از روی منحنی های تبرید حاصله تعیین می شود. اخیرا تعدادی تحقیقات انجام شده است که یک روش با استفاده از بسته FEA، ABAQUS و بسته بهینه سازی ISIGHT یا بسته FEA , Deform H-T , مکرر ضریب انتقال حرارت تعیین می شود. برای درک کامل فرایند انتقال حرارت و شرایط سرد شدن، یک دستگاه سردکن در مقیاس آزمایشگاهی برای هدایت آزمایشات آینده با یک دستگاه تست ریخته گری آلومینیوم ساخته می شود. مقدار ضریب انتقال حرارت برای قطعات ریختگی آلومینیوم در آزمایشات آینده مختلف متقابلا از منحنی های دما- زمان اندازه گیری شده تعیین می شود.

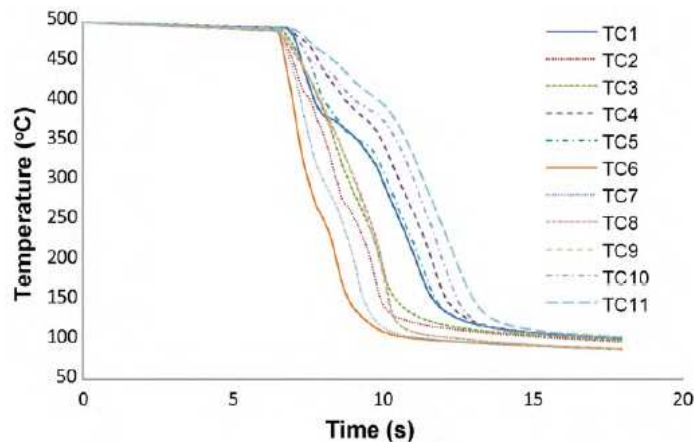
1-1) تعیین ضریب انتقال حرارت براساس ناحیه [1]

شکل 5 رویه و نقشه برای تعیین مقداری ضریب انتقال حرارت بهینه از توزیع های دما اندازه گیری شده قطعه ریخته گری تحت یک شرایط سرد شدن داده شده را نشان می دهد. در این کار نرم افزار FEA، WRAFTS برای حل محاسبات انتقال حرارت در طی آینده قطعه ریختگی مورد آزمایش استفاده می شود، همانگونه که در شکل پنج نشان داده شده است، مقدار ضریب انتقال حرارت را برای سطوح مختلف در آنالیز حرارتی، در ابتدا تخمین زده است و سپس بطور مکرر براساس تفاوت های بین دماهای پیش بینی شده و دماهای بطور تجربی اندازه گیری شده در مکانهای مختلف ترموکویلهای اصلاح می شود. برای شرایط سرد کردن داده شده و هنگامی که تفاوت های دمایی بین پیش بینی ها و اندازه گیری ها به یک تلورانس قابل قبول مانند 5 درجه سانتیگراد کاهش یابد، ضرایب انتقال حرارت بهینه برای سطوح مختلف بدست می آید.



شکل 5. یک چارت برای تعیین تکراری ضریب انتقال حرارت

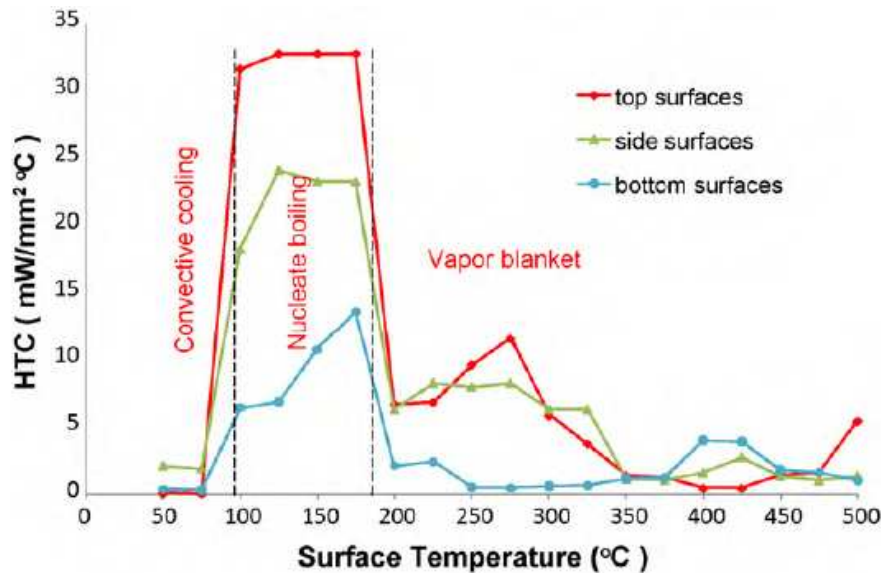
شکل 6 منحنی‌های تبرید (دما در مقابل زمان) در 11 مکان مختلف از تست ریختگی را هنگامی که قسمت نازک جهت گیری سرد می‌شود، نشان می‌دهد. همانگونه که شکل نشان می‌دهد، ابتدا دماها به آرامی افت می‌کند و هنگامی که قطعه ریختگی از کوره به هوای آزاد بوسیله سیستم بالابر هوایی منتقل می‌شود و سپس به سرعت افت می‌کند. هنگامی که قطعه ریختگی در آب سرد می‌شود در ابتدا دیواره نازک به داخل آب فرو برده می‌شود، ابتدا دماها در دیواره‌های نازک افت می‌کند. در کل فرایند سرد کردن، دماها در دیواره‌های نازک در کل فرایند سرد کردن، دماها در دیواره‌های نازک خیلی سریعتر از دیواره ضخیم افت می‌کند چون نسبت سطح رویه به حجم آن در دیواره‌های نازک بالا است. همچنین توجه به نکته جالب است که در ابتدا دما در سمت دیواره ضخیم به آرامی افت می‌کند و سپس در نرخ تبرید یکسان مانند دیواره نازک کاهش می‌یابد. این مساله می‌تواند به انتقال از فیلم جوش به جوانه‌زنی جوش نسبت داده شود و در نتیجه نرخ انتقال حرارت افزایش می‌یابد.



شکل 6. منحنی تبرید اندازه گیری شده برای تست ریختگی وقتی از جهت دیواره‌های نازک سرد می‌شود.

2-1) تاثیر جهت سرد کردن و سطوح ریختگی روی ضریب انتقال حرارت [1]

در فرایند آبدهی قطعات ریختگی آلومینیوم، انتقال حرارت شامل حداقل سه مرحله فیلم جوش، جوانه زنی جوش، تبرید حرارتی می باشد. این سه مرحله فرایندهای انتقال حرارت، متقابلا از منحنی های ضریب انتقال حرارت وابسته به دمای محاسبه شده برای سطوح مختلف قطعات ریختگی آلومینیوم آبدهی شده می تواند مشاهده شود، که در شکل شماره 7 نشان داده شده است.



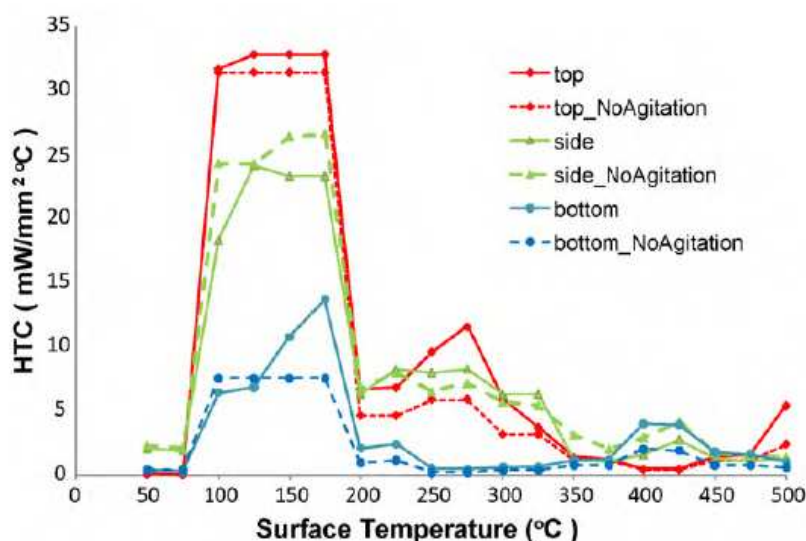
شکل 7. داده های مربوط به ضریب انتقال حرارت از منحنی تبرید اندازه گیری شده در تست ریختگی وقتیکه از جهت دیواره نازک سرد می شود.

وقتی که دمای سطوح ریختگی بالای تقریباً 200 درجه سانتیگراد است، انتقال حرارت در مرحله فیلم تبخیر با مقادیر ضریب انتقال حرارت افزایش می یابد. هنگامی که دمای سطح زیر 100 درجه سانتیگراد تا 200 درجه است، جوانه زنی تبخیر ظاهر می شود و مقادیر ضریب انتقال حرارت خیلی بالا بوجود می آید. در واقع مقدار ضریب انتقال حرارت افزایش می یابد. هنگامی که دمای سطح زیر 100 درجه سانتیگراد است (نقطه جوش مایع سرد کننده) عمدتاً حرارت توسط انتقال حرارت منتقل می شود و مقادیر ضریب انتقال حرارت به میزان قابل توجهی کاهش می یابد. از شکل مشاهده می شود که سطوح پایینی در طی سرد کردن رو به پایین مقادیر ضریب انتقال حرارت کمتری در مقایسه با سطوح دیگر ارائه می دهند. احتمالاً به

علت این حقیقت می باشد که حباب‌هایی که روی سطوح پایینی شکل می‌گیرند، نمی‌توانند به آسانی از سطوح خارج می‌شوند. در حالی که حبابهای شکل گرفته روی سطوح جانبی یا سطوح بالایی به آسانی از سطح خارج می‌شوند. بنابراین ضرایب انتقال حرارت، در این سطوح نسبتاً بالاتر هستند.

3-1) اثر تلاطم آب روی ضریب انتقال حرارت [1]

شکل 8 مقدار ضریب انتقال حرارت را برای قطعه ریختگی آبدهی شده در هر دو شرایط تلاطم و بدون تلاطم مقایسه می‌کند. به نظر می‌رسد که تلاطم فرایند انتقال حرارت را افزایش می‌دهد به ویژه وقتی که قطعه ریختگی آلومینیوم در دماهای بالا است. مقادیر ضریب انتقال حرارت همه سطوح عموماً در شرایط تلاطم بزرگتر از شرایط بدون تلاطم است. همانگونه که شکل شماره 9 نشان داده شده است، دمای ریخته‌گری آلومینیوم در طی آبدهی با تلاطم سریعتر از حالت بدون تلاطم افت می‌کند. اثر تلاطم در ناحیه دیواره نازک در مقایسه با نواحی دیوار ضخیم (ترموکویل 1 و ترموکویل 5) بیشتر بیان می‌شود. تاثیر تلاطم روی انتقال حرارت، قطعه ریختگی آلومینیوم از اثر متقابل بین روکش بخار و حرکت حبابا می‌تواند دریافت شود. بدون تلاطم، یک لایه باید از روکش بخار روی سطوح قطعات ریختگی می‌تواند شکل گیرد و روی سطوح برای یک مدت زمان طولانی باقی بماند. در مقایسه، تلاطم پایداری لایه روکش بخار را می‌شکند و بخار آب و حبابها از سطوح ریختگی حذف می‌شوند و در نتیجه سطح ریختگی در تماس مستقیم با آب تازه قرار می‌گیرد. هنگامی که قطعه ریختگی در دماهای پایین است (در مرحله جوانه زنی جوش) اثر تلاطم کمتر آشکار می‌شود. این مساله احتمالاً به سرعت کم آب ($0/08 \text{ m/s}$) در ایم مطالعه نسبت داده می‌شود. سرعت حبابا بخار به علت نیروی رانش می‌تواند بیشتر از $0/08 \text{ m/s}$ باشد. در آبدهی سطوح ریختگی نزدیک آب کاملاً توسط حبابهای بخار تولید شده در فرایند جوش می‌تواند متلاطم شوند یعنی این حبابها تلاطم را در حین آبدهی روی سطح ایجاد می‌کنند.



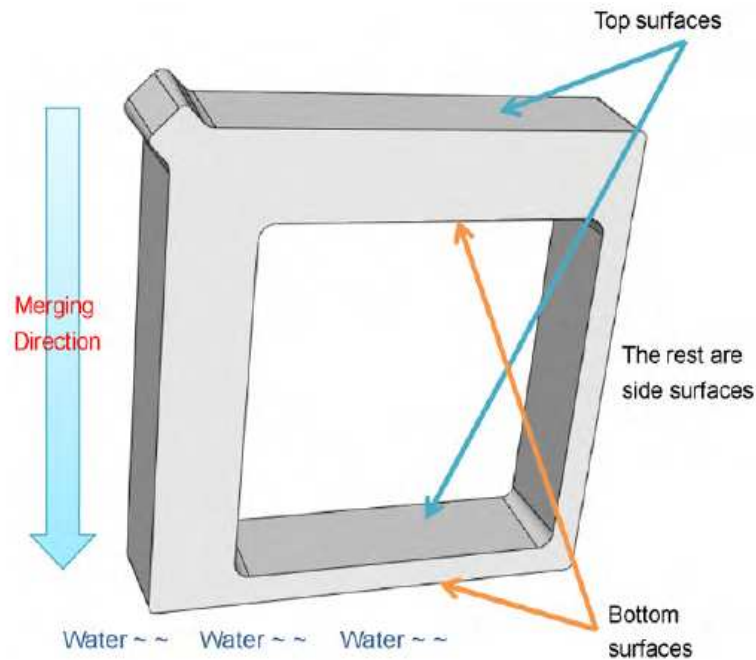
شکل 8. مقایسه ی مقادیر ضریب انتقال حرارت محاسبه شده از تست ریختگی وقتیکه در آب سرد می شود و در حالت بدون تلاطم و با تلاطم

1-4) اثر دسته بندی سطح روی محاسبات ضریب انتقال حرارت [1]

اثر تقسیم بندی سطوح ریختگی روی محاسبات ضریب انتقال حرارت مطالعه می شود. در اولین محاسبه سطوح ریختگی به سه ناحیه همانگونه که شکل 4 نشان می دهد، تقسیم می شوند. در دومین محاسبه، سطوح به نواحی بیشتری تقسیم می شوند و هر ناحیه با یک یا دو منحنی تبردی همراه است. برای مثال دو سطح بالا به دو ناحیه مجزا تقسیم می شوند و همچنین دو سطح پایین به دو ناحیه مجزا تقسیم می شوند.

عموما بر این باورند که هرچه مناطق سطح بیشتر باشد منحنی های ضریب انتقال حرارت محاسبه شده صحیح تر خواهند بود، (شکل 10 نشان می دهد که منحنی های ضریب انتقال حرارت محاسبه شده برای سطوح بالایی در دو تقسیم بندی بیشتر، در مقایسه با یک تقسیم بندی دقیق تر هستند).

مقادیر ضریب انتقال حرارت برای سطوح بالا ترکیب شده و عموماً بین مقادیر ضریب انتقال حرارت برای سطح بالایی (سطح رویه در شکل شماره 4) و سطح بالایی 2 (سطح زیرین در شکل 4) هستند اما همیشه در تمام مراحل سرد کردن لزوماً در این حالت نیستند، زیرا حرارت توسط سطوح دیگر نیز منتقل می‌شوند.



شکل 4. شماتیکی که چگونگی طبقه بندی سطوح مختلف براساس جهت سرد کردن را نشان می‌دهد.

2) رفتار خوردگی انتقال حرارت آلیاژهای ریختگی آلومینیوم

سرد کننده یک نقش بحرانی در تحمل توازن حرارت سرتاسری در موتور توسط حذف گرما بازی می‌کند. با این حال ضروری است که سردکننده‌های موتور از خوردگی انتقال حرارت سرسیلندرهای آلومینیومی در طی عملکرد موتور جلوگیری کنند. شکل گیری هر محصول خوردگی که روی سطوح داخلی رادیاتور ته نشین می‌شود و انتقال حرارت رادیاتور را بطور موثری کاهش می‌دهد. سپس فوق گرمایش و تبخیر سیستم تبرید می‌تواند رخ دهد. [2]

ASTMD 4340 یک تست استاندارد برای پروسه غربال گیری آزمایشگاهی یوشش برای ارزیابی موثرتر سردکننده‌های موتور در غلبه بر خوردگی آلیاژهای ریختگی آلومینیوم تحت شرایط انتقال حرارت است. اما تست فقط تغییر وزن نمونه آزمایش را بیان می‌کند که منجر به خوردگی انتقال حرارت می‌شود. اگرچه بعضی از تحقیقات در ناحیه خوردگی سردکننده موتور سردکننده تحت شرایط انتقال حرارت انجام شده است، مکانیزم خوردگی انتقال حرارت در سیستم سردکننده موتور اتومبیل به خوبی درک نمی‌شود. [5]

هدف این مطالعه بدست آوردن یک درک بهتر از رفتار خوردگی انتقال حرارت آلیاژ آلومینیوم ریخته ISO2379 است و دانش لازم برای گسترش سردکننده‌های بهتر برای موتور اتومبیل رادیاتور را فراهم می‌کند.

1-2) میکروساختار

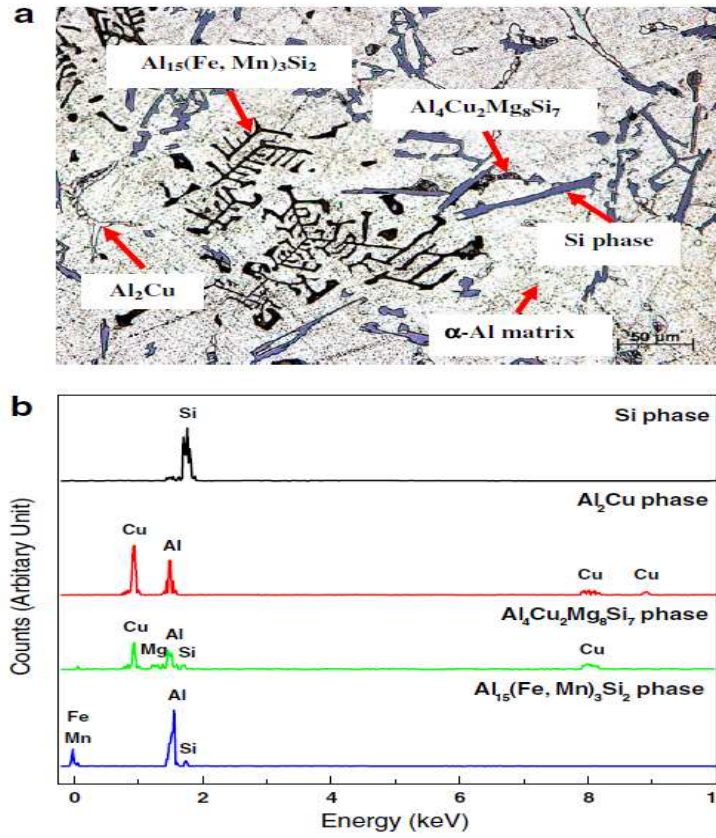
میکروساختار ISO2379 آلیاژ ریختگی آلومینیوم شامل ماتریس $AL-\alpha$ ، دندریتهای هسته‌ای بزرگ به شکل متن چینی، ترکیبات شکل گرفته بصورت صفحه کوچک و ذرات پراکنده نامنظم و ساختار نوع شش گوشه، در شکل 2.a نشان داده شده است. اسپکتروسکوپی پراش انرژی¹ وسیع (شکل 2.b) و آنالیزهای پراش اشعه ایکس² (شکل 3) برای شناسایی انواع مختلف میکروساختار در آلیاژ انجام می‌شود. [2]

ویژگی متن چینی با وجود $AL_{15}(FeMn)_3Si_2$ پیدا می‌شود. حضور Mn شکل گیری اینترمتالیک $Fe-\alpha$ نسبت به فاز اینترمتالیک $Fe-\beta$ افزایش می‌دهد. علاوه بر ویژگی خط چینی، کریستالهای ستاره مانند همچنین مشاهده می‌شوند. این کریستالها یک نوع درست تر از فاز $Fe-\alpha$ با استوکیومتری مشابه بود. استوکیومتری گزارش شده است که افزودن $Mn \ 0/9\%$ شکل گیری اینترمتالیک‌های چند وجهی ستاره مانند را می‌تواند نتیجه دهد. ترکیب شکل گرفته به صورت صفحه کوچک و ذرات پراکنده بطور نامنظم شکل گرفته به عنوان فازهای ثانویه Si و Al_2Cu شناسایی می‌شوند. مورفولوژی نوع شش گوشه با وجود $AL_4CU_2Mg_8 Si_7$ بوجود می‌آیند. این دانسته شده است که مقدار Mg آلیاژ $AL-Si-CU$ منجر به رسوب اینترمتالیک‌های چند وجهی می‌شود. [2]

نرخ خوردگی آلیاژ از سنجش اتلاف وزن 0.3 mg/cm^2 در هفته داده شده است. طبق ASTM D 4340، برای یک آلیاژ آلومینیوم نرخ اتلاف وزن بیشتر از 1 mg/cm^2 در هفته برای آلومینیوم پذیرفته می‌شود. این نتیجه پیشنهاد شده، برای تست خوردگی سردکننده رادیاتور اتومبیل پذیرفته می‌شود. [5]

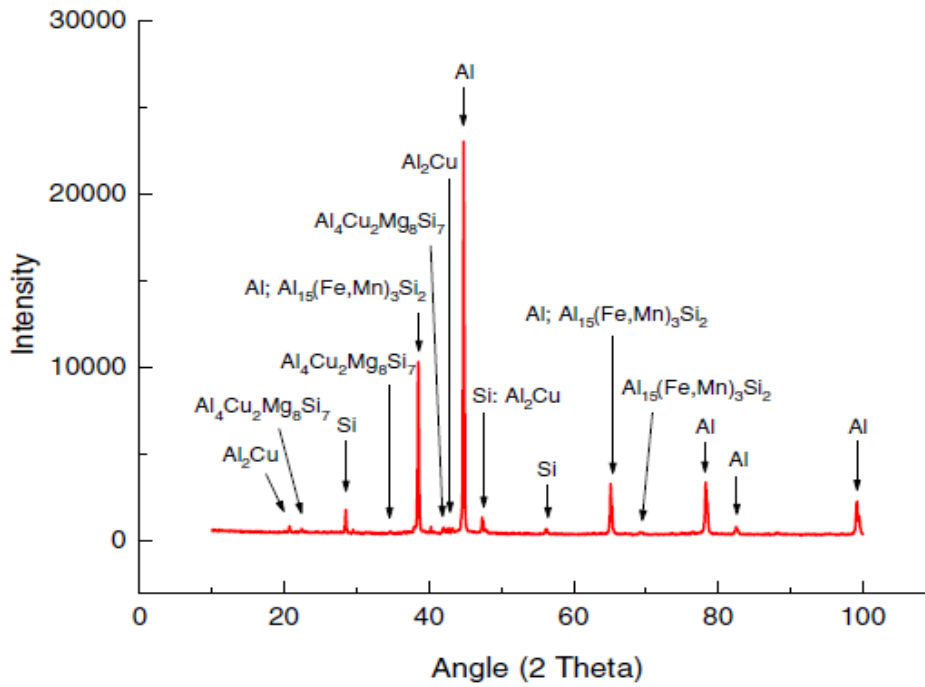
¹ Energy -Dispersive Spectroscopy

² X-ray diffractometer



شکل 2. (a) میکروگرافی نوری میکروساختار آلیاژ ریختگی SOI 2379 را نشان می دهد. (b) انرژی طیف اشعه ی

X میکروساختار



شکل 3. الگوی XRD پیک های میکروساختارها را نشان می دهد.

2-2) اثر خروج حرارت در حین انتقال حرارت روی خوردگی [2]

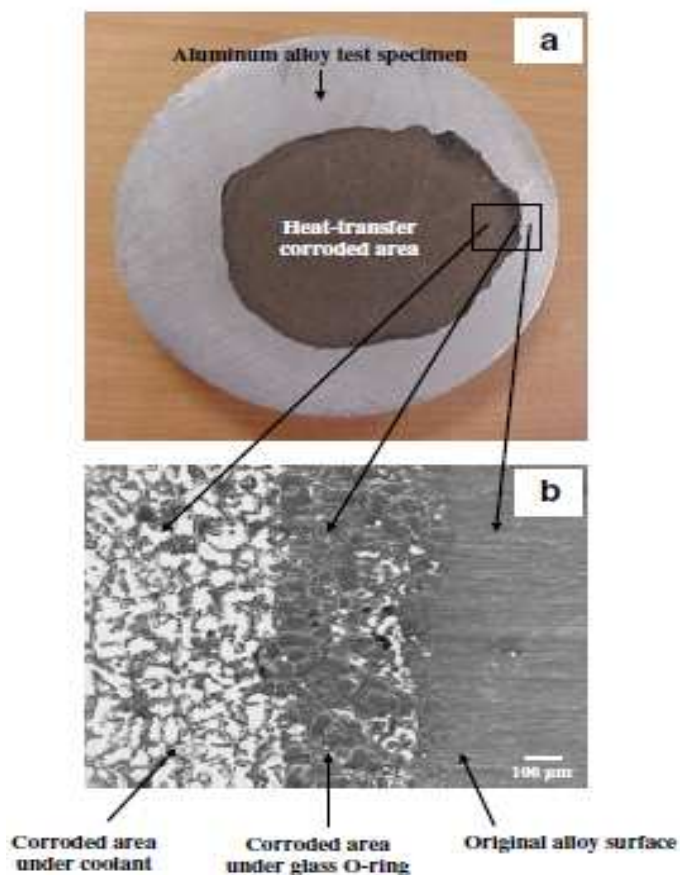
تغییر رنگ ناحیه خورده شده انتقال حرارت کلا متفاوت از آلیاژ اصلی بود، در شکل 4 نشان داده شده است. ناحیه خورده شده انتقال حرارت و ناحیه خوردگی شکافی در سلول خوردگی انتقال حرارت از عکس و میکروسکوپ الکترونی روبشی¹ می‌تواند تشخیص داده شود. در ناحیه خورده شده انتقال حرارت، فیلم محافظ سفید رنگ ماتریس $Al-\alpha$ را می‌پوشاند (شکل 5.a)، تحلیل اسپکتروسکوپی پراش انرژی نشان می‌دهد که این فیلم، اکسید آلومینیوم می‌باشد (شکل 5.b). واکنشهای آندی و کاتدی آلیاژ آلومینیوم در محلول مایع اتیلن گلوکول توسط اکسیداسیون آلومینیوم و کاهش اکسیژن میتواند توصیف شود و اکسیژن حل شده به سطح الکتروود برای واکنش کاتدی نفوذ می‌کند که یونهای هیدروکسید تولید می‌شوند و با اکسیداسیون آلومینیوم به شکل فیلم اکسید آلومینیوم در می‌آیند.

نظریه‌های بزرگنمایی ناحیه خورده شده انتقال حرارت، به وضوح نشان می‌دهد که حفره‌ها، ترجیحا در داخل ماتریس $Al-\alpha$ با شکستن فیلم اکسید آلومینیوم بوجود می‌آید. درجه های متفاوت حمله خوردگی حفره‌ای مشاهده می‌شود و تعدادی از حفره‌ها عمیق می‌باشند (شکل 5.c,d). حفره‌زایی یک پدیده پیچیده است شامل اثر متقابل هیدرودینامیک مکانیکی، متالورژیکی و شیمیایی یا عوامل الکترو شیمیایی است. نرخ حفره‌زایی توسط عوامل متالورژیکی شامل کسر حجمی فاز، مورفولوژی و توزیع فازهای مختلف بررسی می‌شود که پارامترهای هیدرودینامیک و پارامترهای مکانیکی حفره زایی و عوامل شیمیایی ثابت هستند.

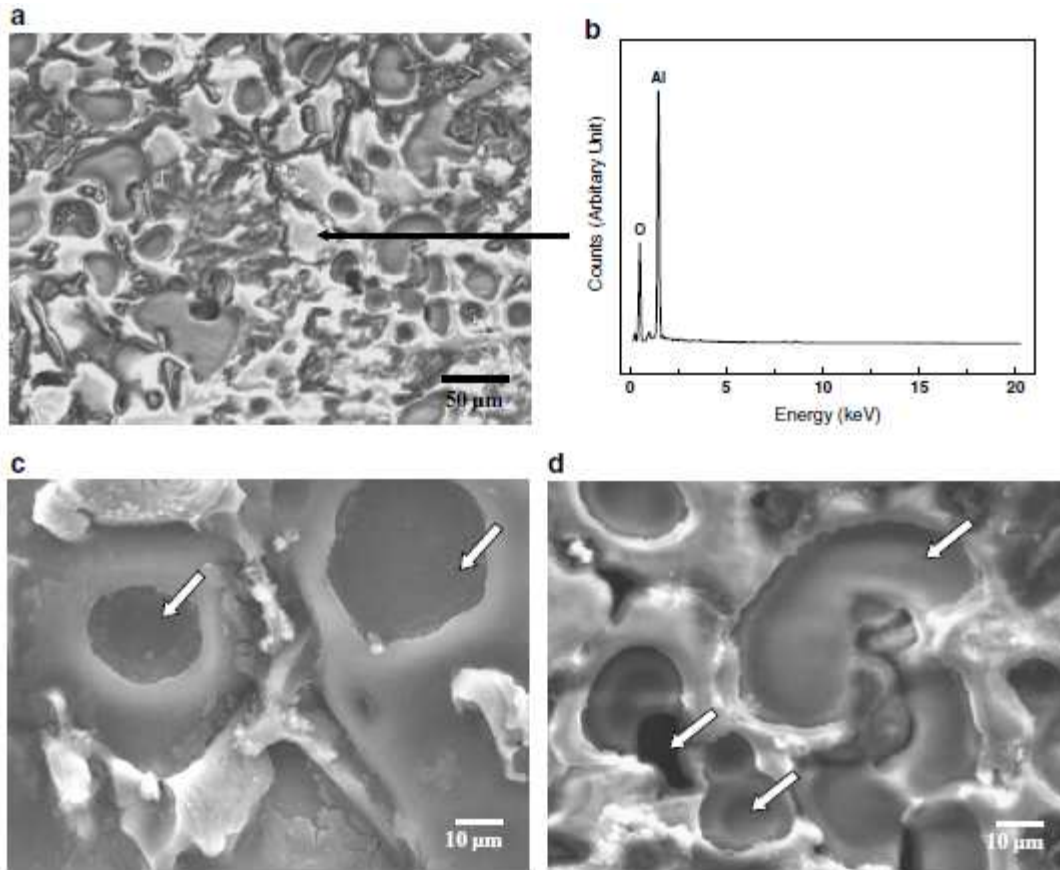
مراحل رشد اولیه و متوالی فرایند حفره‌زایی در شرایط خروج گرما، توسط تصویر زیر نشان داده شده است و در شکل 6 می‌تواند توضیح داده شود. تحت شرایط خروج گرما، سردکننده ضد یخ می‌تواند تبخیر شود و حباب‌های هوا حاصل شود وقتی که فشار موضعی کمتر از فشار بخار اشباع شده بود که با دمای سرد کننده ضد یخ برابر می‌باشد (شکل شماره 6.a).

¹ SEM, Scanning electron microscope

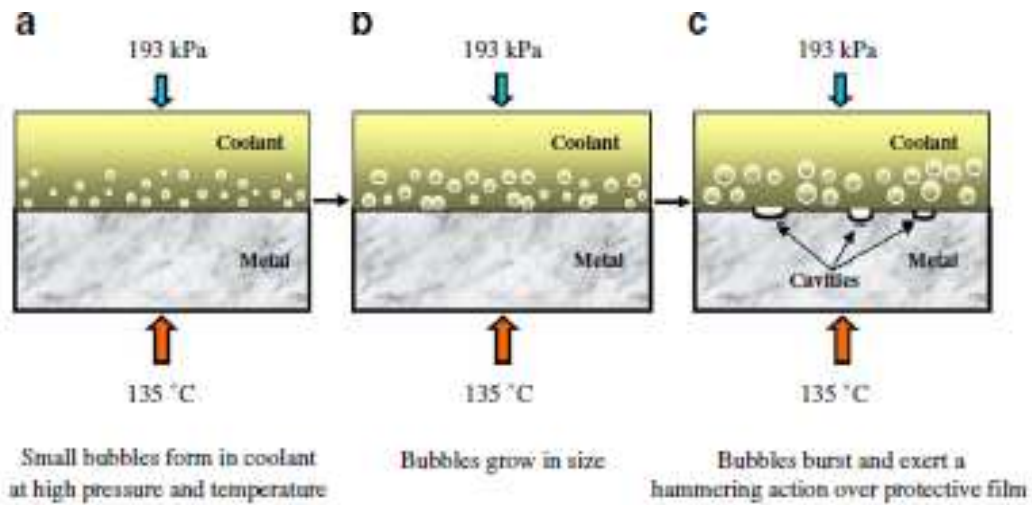
حبابهای هوای تولید شده روی سطح آلیاژ جاری می‌شود و با دیگر حبابهای بزرگتر برخورد می‌کند (شکل 6.b) وقتی که حبابهای هوا در مکانهای فشار بالاتر جریان یافت، آنها ممکن است نابود شوند و متلاشی شوند و محصول به روی سطح فیلم اکسیدی ناشی از خسارت مکانیکی در داخل ماتریس $AL-\alpha$ برخورد می‌کند



شکل 4. (a) فوتوگرافی (b) SEM ناحیه ی خورده شده ی انتقال حرارت و ناحیه ی خوردگی شکافی در سلول خوردگی انتقال حرارت را نشان می دهد.



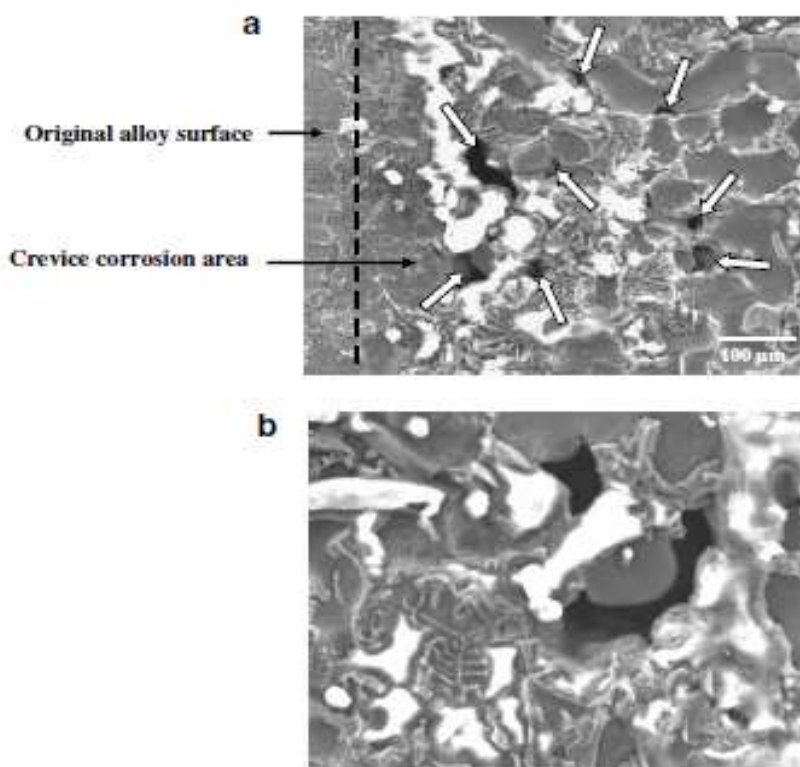
شکل 5. SEM شکل گیری فیلم اکسیدی در سطح خورده شده ی انتقال حرارت را نشان می دهد. (b) انرژی پراش اشعه X فیلم اکسیدی (c,d) درجه ی مختلف حمله ی خوردگی حفره زایی در داخل ماتریس α -Al



شکل 6. شماتیک فرآیند حفره زایی در شرایط خروج حرارت را نشان می دهد.

2-3) هجوم حفره ها در سلول خوردگی انتقال حرارت [2]

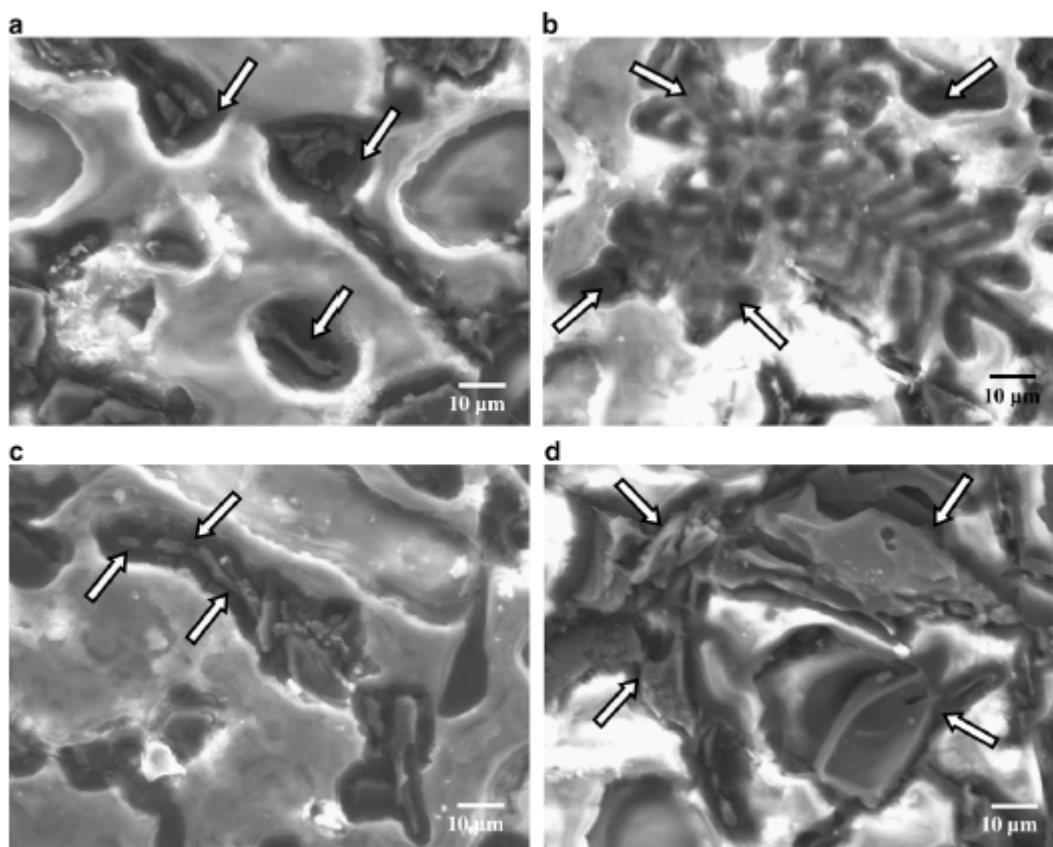
حفره ها در ناحیه بین آلیاژ و حلقه ی -O در سلول خوردگی انتقال حرارت مشاهده می شود (شکل 7.a) حفره ها در مکانهای متمرکز شده ترجیحا روی فاز α درون حفره آغاز می شوند (شکل 7.b) منطقه حفره، منطقه خالی شده از اکسیژن ناشی از تفاوت غلظت اکسیژن بین داخل و خارج حفره بود. ناحیه داخل حفره نمی تواند یک واکنش کاتدی تحمل کند اما هنوز یک واکنش آندی را می تواند تحمل کند. یون های کلرید از محلول آزمایش یونهای مورد توجه در داخل حفره بودند. هر دو غلظت یون کلرید و غلظت یون هیدروژن در داخل حفره افزایش می یابد. اثر این اسیدسازی خوردگی حفره ای را افزایش می دهد.



شکل 7. میکروگرافی SEM نشان می دهد. (a) حفره ها در ناحیه ی خوردگی حفره ای (b) ناحیه ی خوردگی حفره ای

2-4) اثر میکروساختار روی خوردگی [2]

دندریت‌های AL_2Cu , $AL_{15}(FeMn)_3Si_2$ و فازهای Si_7 $AL_4Cu_2Mg_8$ و Si بصورت کاتدهای موضعی عمل می‌کنند و شکل‌گیری خوردگی میکروگالوانیک در ماتریس $AL-\alpha$ آندیک انگیخته می‌شود (شکل 8).

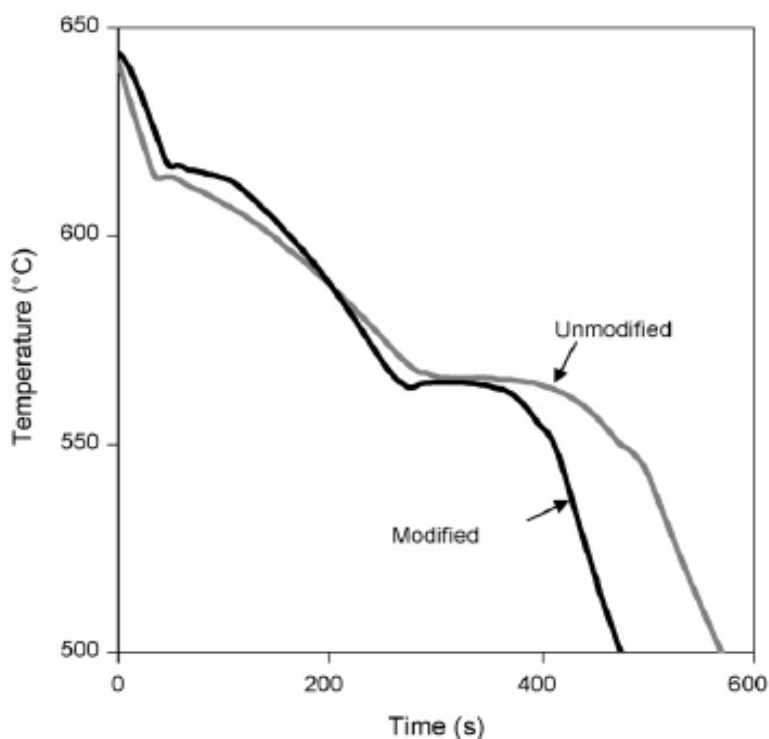


شکل 8. میکروگراف SEM خوردگی میکرو گالوانیک در ماتریس $AL-\alpha$ نشان می‌دهد. نزدیک (a) AL_2Cu (b) دندریت $AL_{15}(FeMn)_3Si_2$ (c) $AL_4Cu_2Mg_8$ Si_7 فاز (d) Si

بیشتر خوردگی در ناحیه $AL-\alpha$ در اطراف AL_2Cu مشاهده می‌شود (شکل 8.a) با دندریتهای AL_2Cu و $AL_{15}(FeMn)_3Si_2$ (شکل 8.b) و $AL_4CU_2Mg_8Si_7$ (شکل 8.c) و فازهای Si (شکل 8.d) مقایسه می‌شود. با این حال میزان خوردگی میکروگالوانیک به بزرگی خوردگی حفره زایی نبود. اینترمتالیک‌ها و Si معمولاً نسبت به ماتریس $AL-\alpha$ کاتدیک هستند. آنها یک نقش دو جانبه در رفتار خوردگی به عنوان یک کاتد گالوانیک یا به عنوان یک مانع سینتیک برای تجزیه را بازی می‌کنند. اگر کسر سطحی آندها بزرگتر از کاتدها باشد فازهای کاتدیک در طول مرز دانه، به عنوان مانع سینتیکی برای تجزیه تنه دانه آندی نمی‌تواند بکار برده شوند. آلیاژ آلومینیوم ریختگی کسر سطح بزرگی از $AL-\alpha$ در مقایسه با فازهای $AL_{15}(FeMn)_3Si_2$, $AL_4CU_2Mg_8Si_7$ و Si دارند. به عنوان نتیجه، این فازها به عنوان کاتدهای گالوانیک عمل می‌کنند و منجر به خوردگی میکرو گالوانیک در ماتریس $AL-\alpha$ آندیک می‌شوند.

3) انتقال حرارت آلیاژ ریختگی آلومینیوم تحت شرایط بهسازی شده [3]

شکل 2 نشان می‌دهد که رفتار تبرید آلیاژ منجمد شده در قالب ماسه ای برای شرایط بهسازی شده و بهسازی نشده را نشان می‌دهد.



شکل 2. منحنی تبرید برای آلیاژ منجمد شده در قالب ماسه ای در هر دو شرایط بهسازی شده و بهسازی نشده

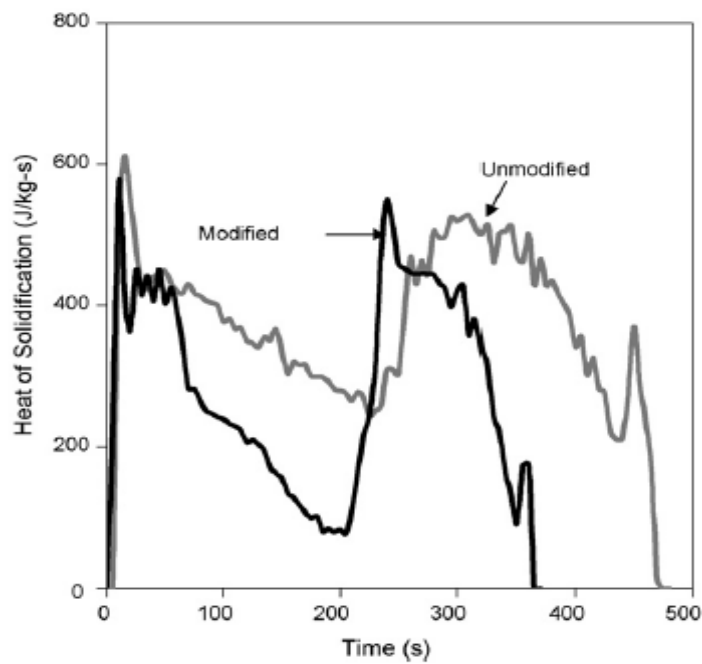
آلیاژ بهسازی شده، مشخصات کاهش و افت یوتکتیک در زمان انجام استحاله را نشان می‌دهد و افزودن سدیم عنصری نه تنها پارمترهای آنالیز حرارتی در منطقه یوتکتیک بلکه بطور قابل ملاحظه‌ای در منطقه مذاب تحت تاثیر قرار می‌دهد. جوانه زنی اولیه در دمای بالایی با کاهش فوق تبرید آغاز می‌شود.

یک افزایش 3 درجه ای در دمای جوانه زنی $AL-\alpha$ مشاهده می شود. این پیشنهادات که حضور سدیم جوانه زادر مذاب $AL-\alpha$ را برای جوانه زنی در دمای بالا افزایش می دهد. بهسازی همچنین فوق تبرید را در طی انجماد اولیه کاهش می دهد که نشانگر کاهش مانع برای جوانه زنی اولیه است. یک افزایش تند در نرخ تبرید در منطقه اولیه موجود بود وقتی که آلیاژ با سدیم عنصری اصلاح می شود. این عامل به کاهش عمده در زمان جوانه زنی اولیه سهیم است. این منحنی تبرید برای محاسبه گرمای انجماد Q برای آلیاژ استفاده می شود. نرخ گرمای آزاد شده برای انجماد، Q می تواند با استفاده از رابطه زیر بدست آید:

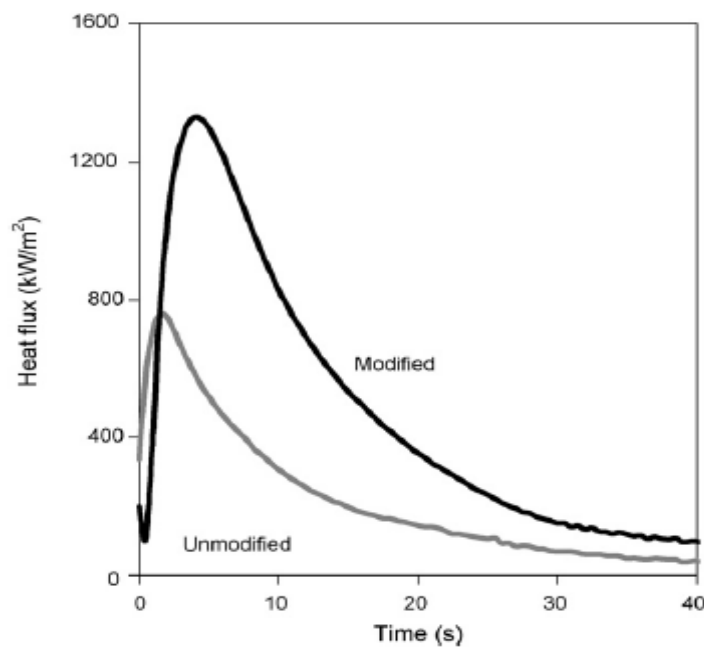
$$Q = C_p \left[k(T - T_f) + \frac{\Delta T}{\Delta t} \right] \quad (1)$$

اینجا Q نرخ حرارت آزاد شده توسط فرایند انجماد J/S و C_p گرمای ویژه آلیاژ J/kg ، K شیب $-\log((T - T_f)/(T_i - T_f))$ در برابر منحنی زمان، ΔT تغییرات دما $^{\circ}C$ ، T دما در زمان داده شد $^{\circ}C$ ، T_f دمای نهایی $^{\circ}C$ و t زمان برحسب ثانیه و Δt تغییرات زمان نیز برحسب ثانیه است. طرحهای حاصله گرمای انجماد برحسب زمان برای هر دو آلیاژ بهسازی شده و بهسازی نشده در شکل 3 نشان داده شده است.

عملیات ذوب بهسازی در مقدار زیادتر گرمای آزاد شده در طی انجماد یوتکتیک ناشی می شود. مقدار پیک های گرمای انجماد در محدوده اوتکتیک برای آلیاژ بهسازی شده با سدیم عنصری $548/5J/Kg$ s بود. پیشینه حرارتی قالب که در طی انجماد آلیاژ بدست می آید در قالب های فلزی برای محاسبه ناپایداری های فلاکس حرارتی توسط آنالیز معکوس کاربرد دارد



شکل 3. گرمای انجماد برحسب زمان برای هر دو آلیاژ بهسازی شده و بهسازی نشده
 تغییرات فلاکس حرارتی نسبت به زمان برای ریختگی آلیاژ منجمد شده در قالب مسی در هر دو شرایط
 بهسازی شده و بهسازی نشده در شکل 4 نشان داده شده است.



شکل 4. تغییرات فلاکس حرارتی بر حسب زمان برای آلیاژ ریختگی منجمد شده در قالب مسی در هر دو شرایط بهسازی
 شده و بهسازی نشده

فلاکس حرارتی برای آلیاژ بهسازی شده بطور قابل ملاحظه‌ای زیاده‌تر است. برای مثال پیک فلاکس بدست آمده در آلیاژ قطعه ریختگی منجمد شده ی آلیاژ بهسازی نشده در قالب مسی تقریباً 760 KW/m^2 بود که برای آلیاژ بهسازی شده تقریباً 1331 KW/m^2 بود. افزایش فلاکس حرارتی در قالبهای St.St و فولاد نرم، همچنین مشاهده می‌شود. با این حال وسعت افزایش در حالت قالب مسی دقیقاً بیان نشده است.

ناپایداری های فلاکس حرارتی، جریان حرارت از قطعه ریختگی به قالب را نشان می‌دهد که در ابتدا به نوع تماس فصل مشترک بین سطح ریختگی و دیواره قالب وابسته است. در آلیاژ بهسازی نشده، مورفولوژی سوزنی سیلیکون یوتکتیک از تماس موثر بین دیواره قالب و قطعه ریختگی منجمد شده جلوگیری می‌کند.

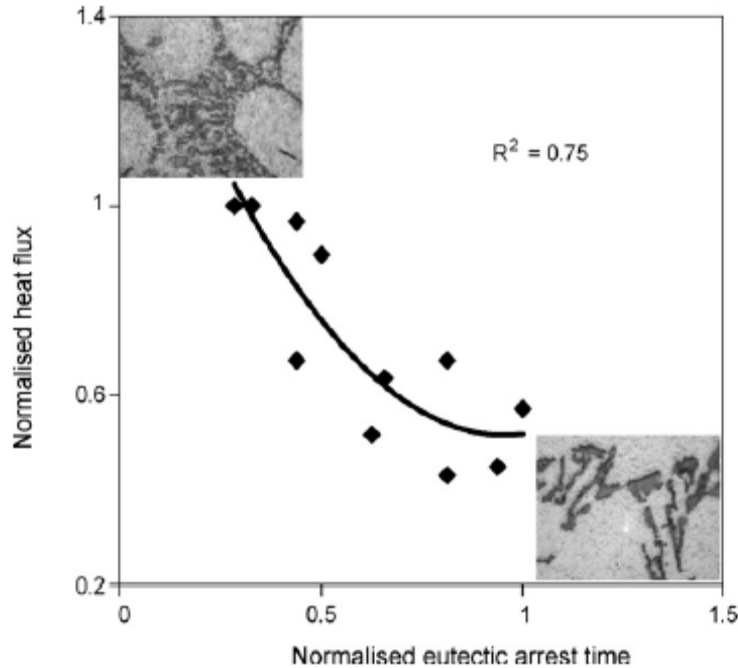
در شرایط بهسازی شده مورفولوژی فیبری نازک سیلیکون، پوسته منجمد شده اولیه در شرایط بهسازی شده در منطقه فصل مشترک قطعه ریختگی / قالب، سرعت خروج حرارت از قطعه ریختگی را توسط افزایش شرایط حرارت الکترونیکی آسان می‌کند. از این رو نرخ تبرید در آلیاژ بهسازی شده افزایش می‌یابد. قطعات ریختگی مقادیر فلاکس حرارتی بالایی را نشان می‌دهند و اینکه با زمان های ماند کوتاه منجمد می‌شوند، میکروساختار بهسازی شده خوبی را حاصل می‌کند. به عبارت دیگر قطعات ریختگی با زمان ماند بالا و فلاکس حرارتی کم، ساختار سوزنی بهسازی نشده ایجاد می‌کنند. یک ارتباط خوب بین مقادیری نرمال سازی شده فلاکس حرارتی و زمان ماند پیدا می‌شود. این ارتباط در شکل 5 نشان داده شده است. یک ترکیب از پیک بالای فلاکس حرارتی و زمان ماند کم ساختار کاملاً بهسازی شده را حاصل می‌کند. به عبارت دیگر فلاکس حرارتی کمتر و زمان ماند بزرگتر به مورفولوژی سیلیکون اوتکتیک بهسازی شده مربوط می‌شود.

فاصله بازو دندریتی¹ یک تاثیر مشخص روی خواص مکانیکی ماده ریخته اعمال می‌کند. در آلیاژهای ریختگی AL-Si این نشان داده شده است که فاصله بازوهای دندرتی ثانویه از یک رابطه توانی با زمان انجماد موضعی پیروی می‌کند.

¹(DAS)Dendrite arm spacing

$$\lambda_2 = A_{Si} t_f^n$$

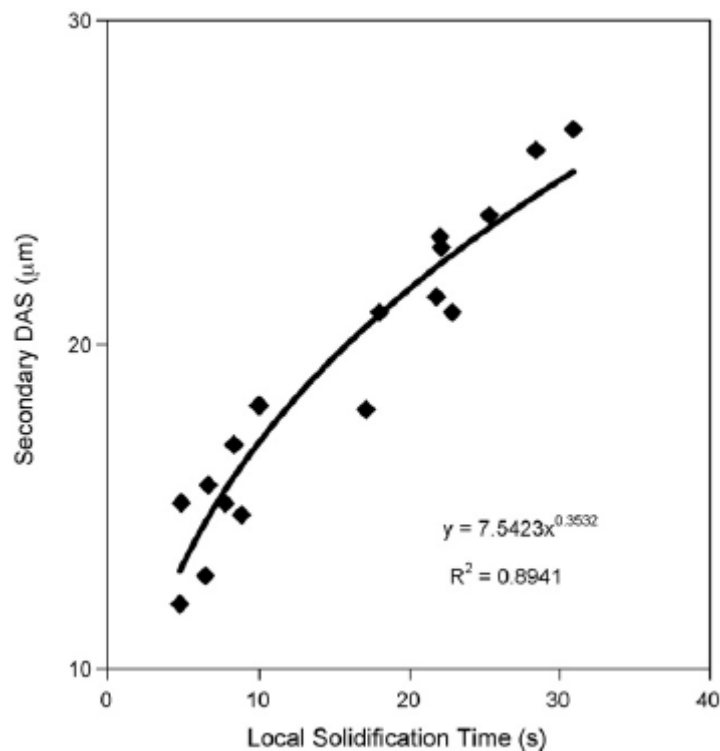
که λ_2 فاصله بازوهای دندریتی ثانویه برحسب میکرومتر، A_{Si} ثابت وابسته به محتوای سیلیکون آلیاژ، t_f زمان انجماد موضعی (زمان سپری شده از شروع انجماد تا پایان آن) و n توان است.



شکل 5. تغییرات مقادیر نرمال شده ی انتقال حرارت نسبت به زمان ماند

مقدار A_{Si} با تغییرات سیلیکون آلیاژ تغییر می کند. یک مقدار 12/8 توسط بامبرگر¹ و همکارانش برای آلیاژ AL با محتوای 7/5٪ سیلیکون فرض شده است. در تحقیقات حاضر، فاصله بازوهای دندریتی ثانویه برای آلیاژهای ریخته از میکروساختارهای هر دو نمونه بهسازی شده و بهسازی نشده منجمد شده در نرخ های تبرید متغیر با استفاده از آنالیز تصویری اندازه گیری می شود. شکل 6 منحنی فاصله بازوهای دندریتی ثانویه نسبت به زمان انجماد موضعی را نشان می دهد.

¹ Bamberger



شکل 6. فاصله بازوهای دندریتی ثانویه نسبت به زمان انجماد موضعی

معادله¹ برای اندازه‌گیری بدست می‌آید.

$$\lambda_2 = 7.54(t_f)^{0.352} \quad (2)$$

ضریب رابطه برای معادله، 89/0 بدست می‌آید.

یک مدل رشد برای دانه اوتکتیک، دونالد² و همکاران پیشنهاد کردند و برای تخمین رشد دانه استفاده می‌شود. این مدل رشد کروی در طی انجماد اوتکتیک فرض کرده است. اندازه نهایی دانه در انتهای انجماد وابسته به سرعت رشد است که تابعی از فوق تبرید نسبی در دمای اوتکتیک تعادلی می‌باشد. به طور تجربی رابطه فوق تبرید- سرعت، با استفاده از انجماد یک جهت برای آلیاژهای AL-Si بهسازی شده و بهسازی نشده بدست می‌آید. سرعت رشد با استفاده از رابطه زیر بدست می‌آید:

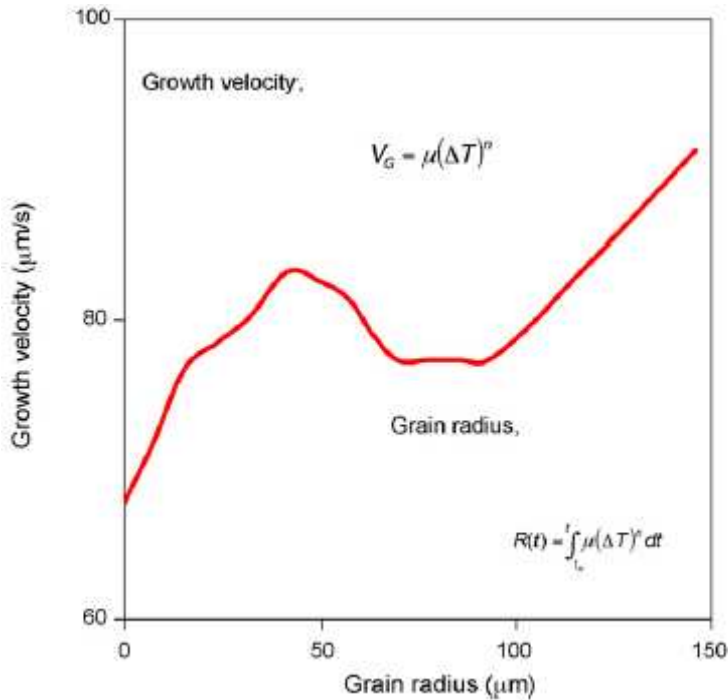
¹ best-fit

² MC Donald

$$V_G = \mu(\Delta T)^n \quad (3)$$

که V_G سرعت رشد، μ ثابت رشد وابسته به آلیاژ (0/041 برای آلیاژ بهسازی نشده و 0/33 برای سرمایش / ناخالصی آلیاژ بهسازی شده)، n توان (4 برای آلیاژ بهسازی نشده و 2 برای آلیاژ بهسازی شده) و ΔT فوق تبرید از دمای تعادلی است.

نمودار سرعت نوعی توسط معادله 3 در طی رشد یک دانه اوتکتیک در شکل شماره 7 نشان داده شده است



شکل 7. پروفیل سرعت رشد بعنوان تابعی از شعاع دانه

سرعت رشد در طی انجماد ثابت نیست اما عمدتاً تغییر می‌کند. از یک مقدار کم در هر دو آلیاژ بهسازی شده و بهسازی نشده شروع می‌شود. تا اینکه به یک ماکزیمم موضعی متناظر با حداقل دما قبل از خارج شدن حرارت فلز در اثر انجماد روی منحنی تبرید می‌رسد.

سرعت رشد متقابلاً با فصل مشترک تغییر می‌کند. با افزایش بیشتر شعاع دانه، سرعت رشد بطور مداوم تا انتهای انجماد افزایش می‌یابد.

قبل از رشد شعاع دانه‌هایی که در زمان $t=t_n$ جوانه می‌زند می‌تواند با کامل شدن بیان سرعت رشد محاسبه شود. چون $V_G=dR/dt$

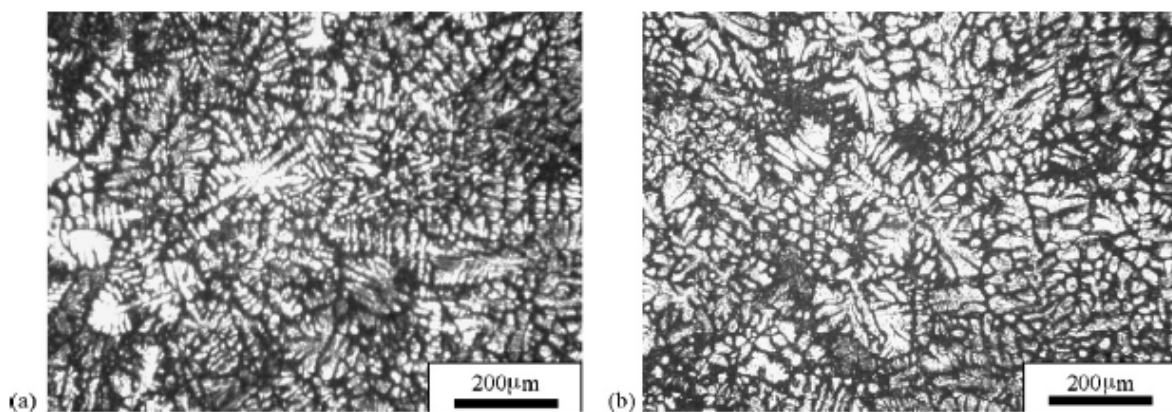
از اینرو :

$$R(t) = \int_{t_n}^t \mu(\Delta T)^n dt \quad (4)$$

مقادیر میانگین اندازه دانه که از معادله پیش بینی می‌شود قابل مقایسه با آنچه که از میکروساختار واقعی بدست آمده قابل مقایسه می‌باشد. برای مثال برای نمونه بهسازی نشده در قالب فولاد نرم، 50mm منجمد می‌شود، اندازه متوسط دانه یوتکتیک تقریباً 154 میکرومتر بود که به عنوان مثال مقادیر اندازه‌گیری شده از میکروساختارها در گستره 161-168 میکرومتر بود.

بطور مشابه برای ریختگی آلیاژ بهسازی نشده در قالب st.st، 50mm ریخته می‌شود. مقدار پیش بینی شده و مقدار اندازه‌گیری شده برای دانه اوتکتیک، به ترتیب 62، 55-60 میکرومتر می‌باشد. میکروساختار نمونه‌هایی که در قالب منجمد شده در شکل شماره 8 نشان داده شده است. بهسازی میکروساختار توسط اعمال حداقل سرعت‌های رشد که در طی رشد یوتکتیک اتفاق افتاده می‌تواند ارزیابی شود. در مطالعه انجام شده توسط دونالد و همکارانش ساختار بهسازی شده در سرعت‌های رشد بزرگتر از $7\mu\text{m/s}$ ایجاد می‌شود، در سرعت‌های کمتر از این ساختارهایی که بطور جزئی بهسازی شده مشاهده می‌شود. اما در تحقیق حاضر سرعت‌های رشد کمتر از $15-20\mu\text{m/s}$ ، در ساختار بهسازی نشده

حاصل می‌شود. سرعتها در محدوده $20-30 \mu\text{m/s}$ ساختار لایه‌ای یا نزدیک رشته‌ای را می‌دهد و در حداقل سرعتهای رشد، بزرگتر از $30 \mu\text{m/s}$ عموماً، ساختار رشته‌ای نازک کاملاً بهسازی شده ایجاد می‌شود.



شکل 8. فوتومیکروگرافی سلول‌های یوتکتیک در نمونه‌های ریختگی منجمد شده در قالب St.St را نشان می‌دهد:

(a) بهسازی نشده (b) بهسازی شده

4) اندازه‌گیری انتقال حرارت در فوم فلزاتی که در معرض فلاکس حرارتی ثابت هستند [4]

پیچیدگی هندسه و جهت‌گیری تصادفی در فوم معادلات انتقال گرما در حفره‌ها را بطور واقعی برقرار می‌کند. خیلی تحقیقات روی تعیین هدایت گرمایی موثر فوم فلز تمرکز می‌کند. بطور تحلیلی، به‌تجرباً^۱ و همکاران بطور تحلیلی فوم را توسط آرایه دو بعدی سلولهای هگزاگونال نشان دادند که هدایت گرمایی موثر شدیداً بستگی به تخلخل دارد. بومسما^۲ و پولیکاکوس^۳ نشان دادند که قابلیت هدایت جامد، هدایت موثرتری را با وجود تخلخل بالا فوم فلز کنترل می‌کند. باستاواراس^۴ اندازه‌گیری‌های تجربی و شبیه‌سازی انتقال حرارت در فلزات متخلخل در معرض جریان هوای متقاطع را فراهم می‌کند. در سرعت‌های کم، فلاکس حرارتی توسط هدایت انتقال حرارت به جریان مایع کنترل می‌شود. در سرعت‌های بالا، فلاکس حرارتی توسط هدایت انتقال حرارت از جسم به بلوک فوم از طریق پیوندهای جامد فوم تعیین می‌شود. کالمیدی^۵ بطور تجربی و بطور عددی هدایت تقویت شده در فوم فلز پر تخلخل در یک گستره از خواص و غلظت‌های منفذ با استفاده از هوا به عنوان جریان کاری مطالعه کردند. مطالعه مشابه هوانگ^۶ و همکارانش نشان داد که ضریب انتقال حرارت حجمی با کاهش چگالی فوم در یک عدد رینولدز داده شده افزایش می‌یابد. لو و همکارانش روی ارتفاع مدخل حرارتی و هیدرولیک را برای یک کانال پر شده با فوم بحث کردند. فوم توسط چگالی نسبی آن مشخص می‌شود، که کمتر از تخلخل می‌باشد.

¹ Bhattacharya

² Boomsma

³ Poulidakos

⁴ Bastawros

⁵ Calmidi

⁶ Hwang

لو^۱ و همکارانش یک مدل تحلیلی برای دماهای مایع و جامد در محیط پر منفذ ارائه کردند. آنها سه مدل را تشخیص دادند که هریک توسط یکی از مکانیزمهای زیر فعال می‌شود: هدایت مایع، هدایت جامد و هدایت گرما بین جامد و مایع.

آنگیراسا^۲ نتایج عددی برای هدایت انتقال حرارت در فوم فلز که حرارت با استفاده از آب پراکنده می‌شود، ارائه کرد. نرخ انتقال حرارت با هدایت حرارتی ایستا افزایش می‌یابد.

پولیکاکوس و همکارانش نتایج شبیه سازی عددی برای یک کانال پر شده با یک محیط پرمنفذ اشباع شده با مایع، ارائه دادند و آنها هدایت تقویت شده در یک مجرا که بصورت جزئی با یک ماده پر منفذ پر شده را مطالعه کردند. جانگ^۳ و کیم^۴ نشان دادند که فرض تعادل حرارتی همیشه هنگامی که انتقال حرارت جامد در آنالیز انتقال حرارت حاکم بود، معتبر است.

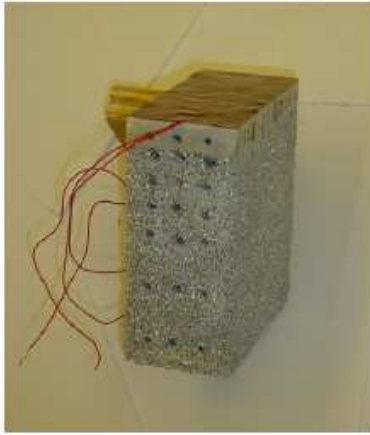
اینجا یک مدل تقریبی برای انتقال حرارت در فومهای فلز (همانند فوم آلومینیوم) ارائه می‌دهد. هنگامی که آنها از یک روش هدایت تقویت شده با یک جریان با قابلیت هدایت کم (مثل هوا) استفاده کردند. کاربردهای آنالیز پارامترهای نوعی توسط تولیدات فوم و جریان مربوط و پارامترهای ترمو پلاستیکی گزارش می‌شود. مدل تعادل حرارتی موضعی بین جامد و مایع را فرض می‌کند. مدل ساده شده موجود به عنوان یک تخمین برای رفتار انتقال حرارت در فوم فلز در بعضی از کاربردهای مهندسی می‌تواند استفاده شود. پیشگویی مدلها با بعضی از نتایج تجربی توصیف شده در این مقاله مقایسه می‌شود. اندازه‌گیریهای دمای مستقیم در داخل فوم نیز ارائه می‌شود که در تحقیقات خیلی اندک است.

¹ Lu

² Angirasa

³ Jang

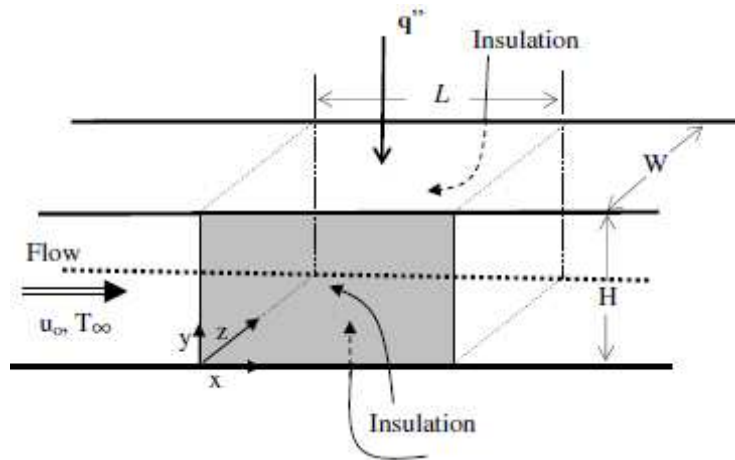
⁴ Kim



شکل 2. عکسی از یک نمونه فوم

1-4) مدل انتقال حرارت اقتباس شده [4]

لحاظ یک بلوک مستطیلی فوم فلز دارای کی ناحیه مقطع عرضی ثابت است و از بالا با یک فلاکس حرارتی یکنواخت پایدار q'' گرم می شود. طول بلوک در جهت جریان L و ارتفاع H و عرض W دارد، همانگونه که در شکل یک نشان داده شده است.



شکل 1. شماتیکی از یک بلوک فوم که در معرض فلاکس حرارتی ثابت می باشد.

یک جریان سیال یک بعدی محبوس شده در این بلوک در جهت x مثبت با یک سرعت متوسط U_0 و دمای جریان آزاد T_∞ داخل فوم می شود. فرضیات زیر را برای این مدل در نظر می گیریم:

- برای فوم آلومینیوم، ارتفاع 10 سانتیمتر دارای هدایت موثر 27 W/mK می باشد و توسط هوا با یک عدد رینولدز به ترتیب 15000 k سرد می شود، انتقال حرارت تشعشعی قابل توجه است، (5٪ انتقال

حرارت کل) اگر دمای مبنا 1500K باشد. در مطالعه اخیر ماکزیمم دمای مبنا 351 K بدست آمده است، چون از تشعشع صرفنظر شده است.

- خواص ترموفیزیکی فازهای جامد و مایع ثابت است. این یک فرض معتبر در کاربردها است جایی که تغییرات در خواص مواد بدست می‌آید، به اندازه کافی بالا نیست.

- تخلخل فوم ثابت است و وابسته به جهت است. محیط پر منفذ ایزوترپ و هموزن است. فوم آلومینیوم توسط ERG تولید شده، برای مثال یک ماتریس سلول ها و پیوندها دارد که یکنواخت است. تغییرات قابل توجهی با جهت برای یک نمونه فوم داده شده وجود ندارد.

- جریان ماکروسکوپی یکنواخت است و کاملاً توسعه داده شده است. برای فطر منفذ عدد رینولدز 103-104 قرار داده می‌شود که طول مدخل هیدرولیک میکروسکوپی در محیط متخلخل تقریباً اندازه یک منفذ است. بطور مشابه، لو و همکارانش نشان دادند که برای فوم فلز، طول مدخل هیدرولیک کوتاه تر از یک محیط نانو متخلخل است و عموماً از آن صرفنظر می‌شود. برای سرعت ها در گستره 0.7 – 2.88m /s و در نمونه‌های فوم آلومینیوم طول 6 سانتیمتر در جهت جریان، دارای قطرهای منفذ میانگین 1/84 ، 1/92 و 2/03 میلیمتر است.

هوانگ و همکاران ثابت کردند که اثرات مدخل ورودی و خروجی برای فقط 5.6٪ افت فشار معتبر است، و آنها جریان کاملاً توسعه داده شده را در سه نمونه آزمایشات خود فرض کردند.

عبارت های هدایت طولی برای هر دو مایع و جامد صرفنظر می شود (عدد پکلت¹ بالا)

- حفظ انرژی برای شرایط حالت پایدار برای جامد و مایع در داخل یک حجم کنترل شده داخل فوم می باشد، و به عبارات زیر می رسیم:

$$k_{s,eff} \frac{\partial^2 T_s}{\partial y^2} - h\sigma(T_s - T_f) = 0 \quad (1)$$

$$k_{t,eff} \frac{\partial^2 T_f}{\partial y^2} + h\sigma(T_s - T_f) = \varepsilon \rho c_p u \frac{\partial T_f}{\partial x} \quad (2)$$

1. number pecelet = $\varepsilon R_p r P_{ffe}$

به ترتیب قابلیت هدایت حرارتی موثر جامد و مایع هستند. T_f و T_s به ترتیب دماهای متوسط حجمی جامد و مایع هستند و h ضریب انتقال حرارت بین جامد و مایع است و σ مساحت سطح به ازای هر واحد حجم فوم است و ϵ تخلخل است و ρ چگالی سیال سرد شده است و C_p ظرفیت حرارتی سیال است و u سرعت متوسط حجمی در داخل منفذهای که با $u = 1/V \int_V u_p dV$ بدست می آید. که V یا حجم ابتدایی نماینده است مانند کوچکترین حجمی که خواص متوسط موضعی را بیان می کند. (بعلاوه منافذ اضافی و جامد اطراف این حجم، که مقدار متوسط می باشد، تغییر نمی کند.)

انتگرال متوسط مشابه برای دستیابی به دماهای متوسط حجمی T_f و T_s در معادله 1 و 2 می تواند اعمال شود. بعضی اوقات پراکندگی حرارتی در معادله انرژی، جریان نیز اعمال می شود. با این حال، بعلت هدایت بالای نسبی فیبرهای جامد فوم فلز توسط هوا سرد می شود، پراکندگی به شدت کم است. فرضیات ساده شده ی دیگر با لحاظ دادن هدایت حرارتی خیلی کم هوا (0.026 W/mK در 25 درجه سانتیگراد) با این فلزات و آلیاژهای فلز مقایسه می شود. برای سیستم های فوم آلومینیوم تجاری با سردکننده ی هوا در یک سرعت نفوذ به داخل منفذ در هر ثانیه، تحلیل حجم نشان می دهد که عبارت هدایت حرارتی عرضی در سیال اندکی کوچکتر از انتقال گرما و عبارات جریان بلوک در معادله 2 است.

برای فوم آلومینیوم که توسط هوا سرد شده است، دمای جامد و سیال مشابه است. برای حالتی که عدد بیوت¹ بالا است، نسبت هدایت حرارتی مایع به جامد خیلی کوچک است. فرض تعادل حرارتی موضعی به ما اجازه می دهد که دمای مایع با دمای جامد در سمت راست معادله 2 جابجا شود. بعد از حذف عبارت هدایت عرضی جریان و افزودن معادلات 1 و 2، معادله حاکم برای انتقال حرارت در داخل فوم فلز بدست می آید.

$$k_{s,eff} \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} = \rho c_p u \frac{\partial T}{\partial x} \quad (3)$$

¹Biot

شرایط مرزی به صورت زیر می باشد:

$$\text{at } y = 0 \quad \frac{\partial T}{\partial y} = 0 \quad (4)$$

$$\text{at } y = H \quad k_{\text{eff}} \frac{\partial T}{\partial y} = q'' \quad (5)$$

$$\text{at } x = 0 \quad T = T_{\infty} \quad (6)$$

که T در معادلات بالا دما در داخل فوم را نشان می دهد و q'' فلاکس حرارتی است. حل معادله 7-10 در آنالیز هدایت حرارتی به آسانی موجود است، و به صورت زیر دیده می شود.

$$\Theta(X, Y) = \alpha X + \frac{1}{2} Y^2 - \frac{1}{6} - 2 \sum_{n=1}^{\infty} \frac{(-1)^n}{A_n^2} e^{-\alpha A_n^2 X} \cos(A_n Y) \quad (7)$$

where $\Theta(X, Y) = \frac{T - T_{\infty}}{q'' H / k_{\text{eff}}}$, $X = x/H$, $Y = y/H$, $\alpha = \frac{k_{\text{eff}}}{\rho C_p H^2}$ and $A_n = \lambda_n H = n\pi$ and $n = 1, 2, 3, \dots$

برای فوم فلز آلومینیوم چندین آزمایش انجام شده است که مدل جریان فورچهیمر¹ توسعه یافته معتبر است. ما U_D ، سرعت دارکن را با توجه به سرعت متوسط منفذ حجمی به صورت زیر بیان می کنیم:

$$U_D = \frac{W_0}{\delta} \quad (8)$$

معادله بالا یک حالت ویژه برای بیشتر مدل هاست.

¹Forchheimer

بحث [4]

مدل های بسیاری برای قابلیت هدایت حرارتی موثر در متون وجود دارد. این مدل ها بر روی ایده آل سازی هندسه ی ساختار داخلی بنا نهاده شده اند. تراکم فوم مشخصا انحراف از هر نوع ایده آل سلول ها را سبب می شود و اینکه چگونه پیوندهای فوم توزیع شده اند و مرتب شده اند. بعلاوه، یک ناسازگاری اساسی بین مقادیر نتایج و مقادیر قابلیت هدایت حرارتی بر اساس این مدل ها وجود دارد.

مقادیر هدایت حرارتی مطلوب که خطای بین پروفیل های دمای تجربی و پروفیل های دمای تئوری را مینیمم می کند و در معادله 7 داده شده و این مقدار خطا را محاسبه کردند و در جدول 1 لیست کردند.

جدول 1. خواص فوم و پارامتر های تجربی

ppi	ε %	σ (m ² /m ³)	$k_{s,eff}$ (W/m K)	Re	Pe
10	68.6	1264	27.0	14,891	10.26
10	79.6	1113	22.3	13,737	11.47
20	78.2	1705	21.3	15,358	13.42

شکل 4-6 منحنی پروفیل های دمای تجربی در داخل 3 نمونه فوم را نشان می دهد:

نمونه 10ppt یک تخلخل 68.6% در یک سرعت منفذ 2.71m/s دارد، نمونه 10ppt یک تخلخل

79.9% در یک سرعت منفذ 2.5 m/s دارد و نمونه 10ppt یک تخلخل 78.2% در یک سرعت منفذ m/s

27 دارد.

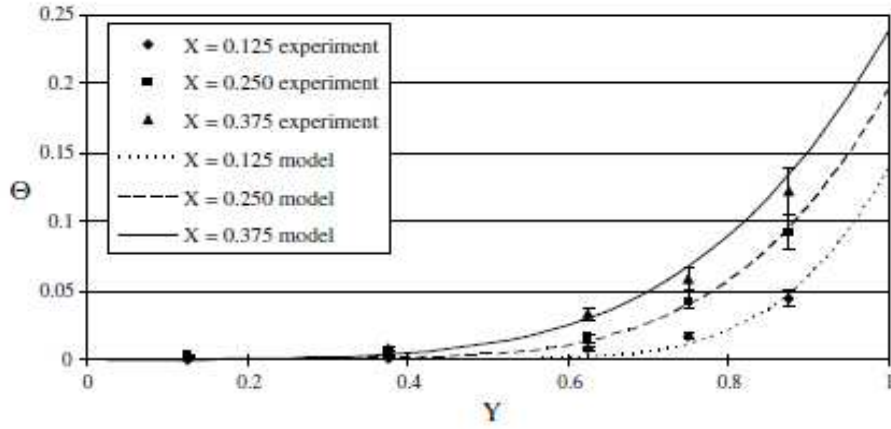


Fig. 4. Temperature distribution for 10 ppi, 68.6%-porous foam at a pore velocity of 2.71 m/s.

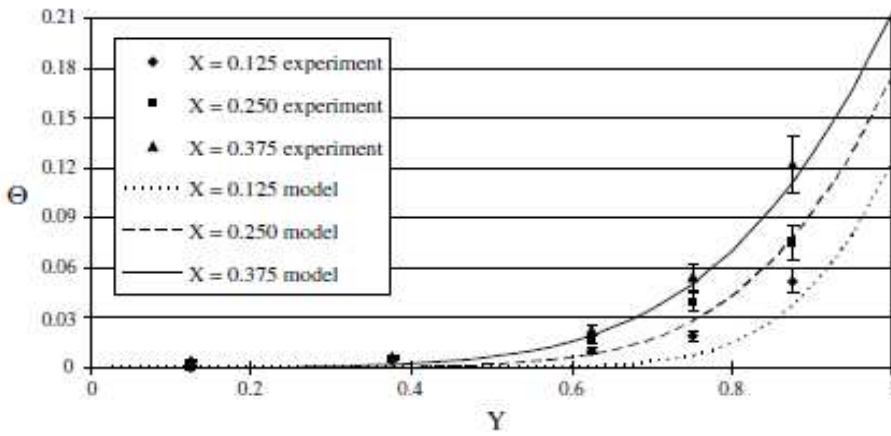


Fig. 5. Temperature distribution for 10 ppi, 79.6%-porous foam at a pore velocity of 2.50 m/s.

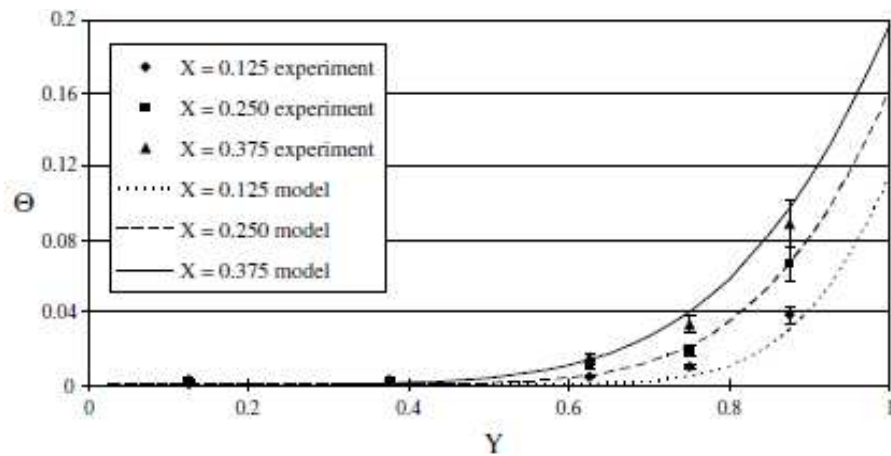


Fig. 6. Temperature distribution for 20 ppi, 78.2%-porous foam at a pore velocity of 2.79 m/s.

داده های تجربی و اثبات های تحلیلی برای فاصله های محوری 0.125، 0.250 و 0.375 داده می شود، که متناظر با فاصله های فیزیکی 1.27، 2.54 و 3.81 سانتی متر از مسیر دخول هر نمونه فوم است. دما افزایش می یابد چون فاصله از مبنای گرم شده کاهش می یابد، و این رابطه مشابه با یک رشد اکسپوناسیل می باشد. دما در داخل فوم تقریباً به دمای محیط در $y=1$ سانتی متر می رسد یا در 9.16 سانتی متر از مبنای گرم شده برای نمونه 10ppt با تخلخل 79.6٪ با $y=3.5$ سانتی متر برای دو نمونه دیگر مقایسه می شود. هنگامی که تخلخل کاهش می یابد، حجم فلز فوم افزایش می یابد و این سبب می شود که بیشتر هدایت حرارتی از مبنا گرم شده و از طریق فوم در جهت عرضی انتقال یابد و بنابراین دماهای بالاتر را ایجاد می کند. قابلیت هدایت حرارتی موثر در جدول 1 دیده می شود.

خطای میله ها برای یک تخلخل نامعین 13.87٪ در دماهای مختلف نشان داده شده است. یک توافق کیفی بین نتایج تجربی و نتایج تحلیلی در همه ی سه حالت وجود دارد. با این حال، مدل برای تخمین کم دما در انتهای $x=1.27$ سانتی متر از مدخل فوم در همه ی سه حالت دیده می شود.

به ویژه برای فوم 10ppt با تخلخل 79.6٪ این تخمین کم دما دیده می شود. (شکل 5)

این مسئله با نزدیکی به موقعیت محوری در مدخل هوای آزاد سبب می شود. فرض جریان دو طرفه در داخل فوم دقیقاً در مدخل فوم نمی تواند مناسب باشد. این اثر بیشتر در حالت فوم نشان داده شده در شکل 5 معلوم است، که نسبتاً تخلخل بالا دارد و قطر منفذ در آن بزرگتر است. حالت دیگر پراکندگی در داده، به نامعلومی ها در اندازه گیری های مسافت نسبت داده می شود و این اندازه گیری ها با موقعیت ترموکوپل همراه می باشد. این مسئله به ویژه برای حالت فوم 10ppt با تخلخل بالاتر صحیح است (شکل 5). در قطر منفذ بزرگتر، کنترل دقیق موقعیت ترموکوپل ها مشکل است.

نتیجه گیری:

انتقال حرارت در آبدهی آلیاژهای آلومینیوم ریخته تحت سه مرحله اصلی به نام فیلم تبخیر، جوانه زنی تبخیر و انتقال حرارت انجام می‌شود. هنگامی که دمای آب 75 درجه سانتیگراد است روکش بخار در دمای ریختگی بالای تقریباً 200 درجه سانتیگراد شکل می‌گیرد و جوانه زنی تبخیر بین 100 تا 200 درجه سانتیگراد رخ می‌دهد، در حالی که انتقال گرما در دماهای زیر تقریباً 100 درجه سانتیگراد رخ می‌دهد.

بالاترین ضرایب انتقال حرارت در مرحله جوانه زنی تبخیر مشاهده می‌شود و پایین‌ترین مقدار آن در مرحله انتقال حرارت مشاهده می‌شود. جهت سرد کردن روی انتقال حرارت اثر می‌گذارد. ضرایب انتقال حرارت روی سطوح افقی رو به پایین در طی سرد کردن کمتر از سطوح دیگر است، صرف نظر از اینکه آب در تلاطم یا بدون تلاطم است. تلاطم فرایند انتقال حرارت را افزایش می‌دهد، به ویژه هنگامی که قطعات ریختگی در دماهای بالا هستند و فرایند انتقال حرارت در مرحله فیلم تبخیر است. [1]

حفره زایی عمده ترین خوردگی آلیاژ ریختگی آلومینیوم، ISO2379 در رادیاتور اتومبیل، تحت شرایط خروج گرما از ضد یخ است. شکل گیری میکرو حبابها از تبخیر ضد یخ منجر به فرایند حفره زایی می‌شود. خوردگی حفره‌ای در مناطق تهی شده از اکسیژن در سلول خوردگی انتقال حرارت رخ می‌دهد. آلیاژ میکروساختار پیچیده شامل دندریته‌های هسته‌ای بزرگ $Al_{15}(FeMn)_3Si_2$ ، فازهای Al_2Cu , $Al_4Cu_2Mg_8$ و Si در ماتریس $Al-\alpha$ دارد. کسر سطحی بزرگ ماتریس $Al-\alpha$ آندیک، رفتار گالوانیک اینترمتالیکهای کاتدیک و فازهای Si ناشی از خوردگی گالوانیک را آسان می‌کند. به منظور بهبود مقاومت خوردگی آلیاژ ریختگی آلومینیوم و میکروساختار ریختگی باید توسط بهسازی، اندازه دانه را اصلاح کرد و از شکل گیری دندریته‌های هسته‌ای بزرگ با استفاده از تکنیک ریخته‌گری مناسب میکروساختار جلوگیری کرد. [2]

طبق ASTM D 4340 ، برای یک آلیاژ آلومینیوم نرخ اتلاف وزن بیشتر از 1 mg/cm^2 در هفته برای آلومینیوم پذیرفته می‌شود. این نتیجه پیشنهاد شده، برای تست خوردگی سردکننده رادیاتور اتومبیل پذیرفته می‌شود. [5]

عملیات ذوب بهسازی در بالاترین حرارت در طی انجماد اوتکتیک انجام می‌شود، و ناپایداری های فلاکس حرارتی در فصل مشترک بین دیواره قالب / قطعه ریختگی حاصل می‌کند. یک ارتباط خوب بین پیک فلاکس حرارتی نرمال سازی شده و زمان ماند اوتکتیک نرمال سازی شده مشاهده می‌شود. یک ارتباط بین فلاکس حرارتی بالا و زمان ماند کم، ساختارهای کاملاً بهسازی شده حاصل می‌شود. فاصله بازوهای دندریتی ثانویه از یک رابطه قوی با زمان انجماد موضعی پیروی می‌کند. معادله best-fit بدست آمده است. سرعت های رشد کمتر از $15\text{--}20 \mu\text{m/s}$ در ساختار بهسازی نشده حاصل می‌شود و در سرعت های $20\text{--}30 \mu\text{m/s}$ ساختارهای لایه‌ای و نزدیک به رشته‌ای را حاصل می‌شود. حداقل سرعت

های رشد بزرگتر از $30 \mu\text{m/s}$ در شرایط کاملاً بهسازی شده، ساختار فیبری نازک را ایجاد می‌کند. [3]

اندازه گیری های انتقال حرارت در داخل نمونه های فوم فلز که در معرض فلاکس حرارتی ثابت در یک سو می باشد، و توسط یک جریان هوای معین سرد می شوند، ارائه می شود. یک مدل انتقال حرارت، هدایت گرما در محیط متخلخل را نشان می دهد که از متون اتخاذ می شود. این مدل با فرضیات مختصر مورد بحث قرار گرفت. عموماً نتایج تجربی، یک توافق کیفی را با مدل برای نمونه های فوم دارای تخلخل های متفاوت و چگالی منافذ متفاوت نشان می دهد. این مدل تحت آزمایش دمای انتهای مدخل فوم را پیش بینی می کند. [4]

[1] BOWANG XIAOA, QIGUI WANGB, PARAG JADHAVC, KEYU LI D ,AN EXPERIMENTAL STUDY OF HEAT TRANSFER IN ALUMINUM CASTINGS DURING WATER QUENCHING, JOURNAL OF MATERIALS PROCESSING TECHNOLOGY 210 (2010) 2023-2028

[2] WEI ZHOU, NAING NAING AUNG, ANIL CHOUDHARY, MOUHCINE KANOUNI ,HEAT-TRANSFER CORROSION BEHAVIOUR OF CAST AL ALLOY, CORROSION SCIENCE 50 (2008) 3308-3313

[3] GIRISH KUMAR, SATHYAPAL HEGDE, K. NARAYAN PRABHU ,HEAT TRANSFER AND SOLIDIFICATION BEHAVIOUR OF MODIFIED A357 ALLOY, JOURNAL OF MATERIALS PROCESSING TECHNOLOGY 182 (2007) 152-156

[4] NIHAD DUKHAN, KUAN- CHIH CHE ,HEAT TRANSFER MEASUREMENTS IN METAL FOAM SUBJECTED TO CONSTANT HEAT FLUX, EXPERIMENTAL THERMAL AND FLUID SCIENCE, 32 (2007) 624-631

[5] ASTM D4340 - 96 ,STANDARD TEST METHOD FOR CORROSION OF CAST ALUMINUM ALLOYS IN ENGINE COOLANTS UNDER HEAT-REJECTING CONDITIONS