



دانشگاه صنعتی اصفهان
دانشکده مهندسی مواد

دستور کار

آزمایشگاه انجماد فلزات

(نسخه موقت ۱)

بازبینی ۱۳۹۳

فهرست

۲ دستورالعملهای ایمنی در آزمایشگاه انجماد
۴ وسایل موجود در آزمایشگاه
۵ آزمایش اول
۱۲ آزمایش دوم
۱۷ آزمایش سوم
۲۶ آزمایش چهارم
۳۱ آزمایش پنجم
۳۷ آزمایش ششم
۴۴ آزمایش هفتم
۴۹ آزمایش هشتم
۵۳ آزمایش نهم
۶۱ آزمایش دهم
۶۵ منابع و مراجع

دستورالعمل‌های ایمنی در آزمایشگاه انجماد

- پوشش لباس کار الزامی است.
- استفاده از نقاب ایمنی موقع ذوب ریزی الزامی می باشد .
- استفاده از دستکش و انبر جهت جابه جایی مذاب از کوره الزامی است .
- موقع انتخاب بوته جهت ذوب ریزی باید دقت لازم برای سالم بودن بوته، نداشتن ترک و حجم و اندازه مناسب برای ذوب انجام گیرد .
- موقع برداشتن بوته از داخل کوره توسط گیره، فک گیره باید در سه چهارم بوته قرار گیرد و بوته برداشته شود و اطمینان کامل جهت بلند کردن را باید داشته باشید .
- بوته از جنس گرافیت یا سرامیک و ترد می باشد. نباید به آن ضربه وارد کرد .

برای استفاده از کوره های آزمایشگاه به نکات ذیل توجه لازم مبذول دارید:

- درب کوره موقعی که دمای کوره بالا می باشد نباید باز باشد.
- موقع برداشتن و یا گذاشتن بوته در کوره نباید به کف کوره ضربه وارد گردد .
- از آنجایی که جنس بدنه کوره اسیدی می باشد، ترکیبات قلیایی (مس، برنج، برنز، ...) نباید در کف کوره ریخته شود.
- اگر مذاب در کف کوره ریخته شد باید در مرحله اول برق کوره قطع و یک جسم در درون مذاب گذاشته تا مذاب منجمد شود و سپس کف کوره را تمیز نمایید .

دستورالعمل جابجایی مذاب:

- انرژی زیادی در مذاب داخل بوته نهفته است. موقع جابه جا کردن دقت لازم را به خرج دهید.
- در مسیر حرکت نباید مانع (قطعه، قالب، دانشجویان، ...) قرار داشته باشد.
- در موقع حرکت ذوب ریز این احتمال وجود دارد که بوته از انبر رها شده و مذاب به اطراف پخش شود. پس دانشجویانی که اطراف قرار دارند نباید نزدیک ذوب ریز قرار گیرند.
- قبل از ذوب ریزی اطمینان حاصل نمایید که قالب رطوبت نداشته باشد.
- بهتر است موقع ذوب ریزی به جز فرد ذوب ریز دانشجویان دیگر در اطراف قالب حضور نداشته باشند. پس از ذوب ریزی می توان نزدیک قالب شد و روند انجماد را بررسی نمود.
- قبل از برش نمونه‌ها قسمت پایین و بالای خط برش را به گونه‌ای که توسط کارشناس آزمایشگاه گفته می‌شود کدگذاری نمایید.

- هنگام برش نمونه ها با اره، از مایع خنک کننده دستگاه استفاده نمایید.
- سنباده زنی قطعات باید با دقت کافی صورت گیرد به صورتی که هیچ گونه خشی روی سطح باقی نماند.
- در موقع سنباده زنی آلومینیوم خالص نیروی زیادی بر نمونه وارد نکنید.
- در موقع اچ کردن نمونه ها حتما از دستکش استفاده کنید و از استنشاق گازهای حاصله جداً خودداری نمائید. حتی الامکان اینکار را زیر هود انجام دهید.
- در ترکیب برخی از محلول های اچ اسید فلوئوریک وجود دارد. این ماده به هیچ وجه نباید با پوست یا ناخن شما تماس حاصل نماید. در صورت تماس سریعاً دست خود را با آب و صابون شسته، به کارشناس آزمایشگاه اطلاع دهید.
- رنگ و حالت ظاهری قطعات فلزی داغ تا چند صد درجه سانتیگراد، هیچ تفاوتی با رنگ و حالت آنها در دمای اتاق نمی کند. در برداشتن قطعات فلزی منجمد شده و ظاهراً سرد از دست استفاده نکنید. نمونه ها را پس از خروج از قالب با انبر برداشته و زیر آب خنک نمایید.

وسایل موجود در آزمایشگاه

در این آزمایشگاه آزمایش‌هایی در مورد انجماد مذاب آلومینیوم و آلیاژهای آلومینیوم-سیلیسیم انجام می‌گردد. ابزار و وسایل موجود در آزمایشگاه به شرح زیر می‌باشد:

۱- **ترموتر:** این دستگاه برای اندازه‌گیری دما استفاده می‌شود. نوع ترموکوپل مورد استفاده از نوع K می‌باشد. در موقع اندازه‌گیری دما، ترموکوپل درون مذاب قرار می‌گیرد به نحوی که به کف بوتله برخورد نکند. همچنین برای طول عمر ترموکوپل از یک پوشش سرامیکی استفاده می‌شود.

۲- **بوتله:** بوتله‌ها از جنس آلومینائی و گرافیتی می‌باشند که داخل آنها مذاب قرار می‌گیرد.

۳- **کوره‌ها:** کوره‌هایی که در این آزمایشگاه برای تهیه ذوب استفاده می‌شوند، از نوع مقاومتی بوده و حداکثر تا دمای ۱۱۰۰ درجه سانتیگراد استفاده می‌شوند.

۴- **انبر:** برای جابه‌جایی بوتله و نمونه‌های گرم استفاده می‌شود.

۵- **شمش:** شمش‌های موجود در آزمایشگاه از جنس آلومینیوم خالص تجاری و آلومینیوم-۱۳٪ سیلیسیوم می‌باشند. آلیاژهای با کمتر از ۱۳٪ سیلیسیوم توسط اختلاط این شمش‌ها ساخته می‌شود.

۶- **همزن:** در صورت لزوم مذاب توسط یک میله از جنس گرافیت یا SiC به هم‌زده می‌شود.

۷- **سرباره‌گیر:** از یک تسمه فولادی برای سرباره‌گیری استفاده می‌شود.

۸- **قالب‌ها:** قالب‌ها تماماً به قطر داخلی ۴۰ و ارتفاع داخلی ۱۰۰ میلی‌متر هستند و مقدار مذاب مورد نیاز برای هر قالب حدود 300g می‌باشد.

در این آزمایشگاه از چهار نوع قالب زیر استفاده می‌شود.

۱. قالب ماسه‌ای که در جلسه اول به تعداد ۲۵ عدد ساخته می‌شود. قطر و ارتفاع خارجی این قالب‌ها ۱۰۰ و ۱۲۰ میلی‌متر می‌باشد.

۲. قالب ماسه‌ریزنی که در جلسه اول ۲ عدد از آن ساخته می‌شود. قالب ماسه‌ریزنی از ماسه سیلیسی و چسب رزین فنل فرمالدئید ساخته می‌شود. برای ساخت قالب ماسه‌ریزنی، ابتدا قالب و ماهیچه فلزی توسط مشعل تا حدود ۲۲۰ درجه سانتیگراد گرم شده و سپس ماسه‌ریزنی داخل آن ریخته می‌شود. پس از این دور تا دور قالب به مدت زمان ۳ دقیقه توسط مشعل حرارت داده شده، تا رنگ ماسه‌ریزنی تغییر کند. نهایتاً قالب از ماهیچه جدا می‌گردد.

۳. قالب فلزی از جنس چدن خاکستری با قطر و ارتفاع خارجی ۶۰ و ۱۰۰ میلی‌متر

۴. قالب آبگرد فلزی. این قالب دوجداره است و بین دوجداره آن، آب سرد حرکت می‌کند.

آزمایش شماره ۱

آزمایش اول

هدف آزمایش

بررسی سرعت سرد کردن روی ساختمان مقاطع ریختگی

تئوری آزمایش

معمولاً تمام تبدیلات همچنین انجماد فلزات بستگی به دو فاکتور دارند:

(۱) فاکتور ترمودینامیکی که تنها امکان انجام شدن تبدیل را مشخص می کند.

(۲) فاکتور جنبشی که سرعت رشد هسته پایدار را کنترل می نماید.

در نقطه ذوب، فازهای جامد و مایع در تعادل می باشند؛ از این رو اختلاف انرژی آزاد ΔG_v بین فازهای

جامد و مایع صفر می باشد و تمایلی برای انجام تبدیل وجود ندارد. طبق معادله انرژی گیبس داریم:

$$\Delta G_v = \Delta H_v - T_{oE} \Delta S_v = 0 \quad \text{رابطه ۱-۱}$$

در این رابطه $\Delta S_v, \Delta H_v$ بترتیب اختلاف در انرژی کلی (آنتالپی) و آنتروپی مولی سیستم می باشد.

ΔH_v را می توان معادل حرارت نهان انجماد ذکر نمود و اگر فرض شود که $\Delta S_v, \Delta H_v$ با درجه حرارت

تغییر نمی کنند، تغییر انرژی آزاد انجماد در هر درجه حرارت برابر است با

$$\Delta G_v = \Delta H_v - T \Delta S_v$$

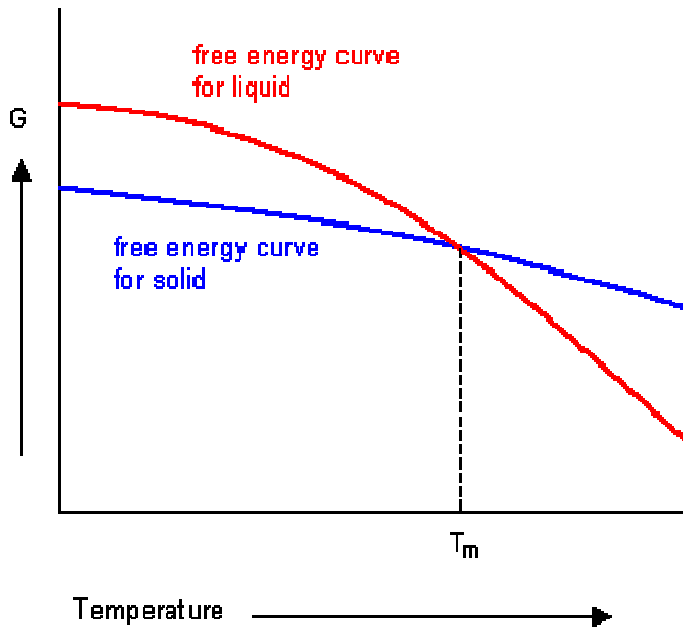
$$\Delta G_v = \Delta H_v \left(\frac{T_E - T}{T_E} \right) \quad \text{رابطه ۱-۲}$$

از طرف دیگر چون ΔH_v برای انجماد منفی است، یعنی حرارت آزاد می گردد، ΔG_v بطور

منفی) همراه با افزایش فوق تبرید زیاد می گردد. یعنی فاز مایع بطور فزاینده با افزایش فوق تبرید ناپایدار می

گردد. در درجه حرارتهایی بیش از T_E فاز مایع پایدار و دارای انرژی آزاد کمتری خواهد بود. در درجه

حرارتهای پایین تر از T_E فاز جامد پایدار می باشد.



شکل ۱-۱: تغییرات انرژی آزاد نسبت به درجه حرارت

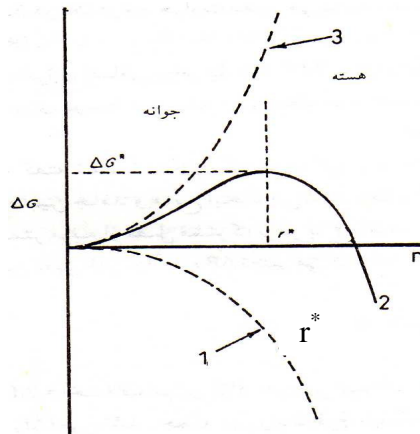
طبق تصویر بالا مشاهده می شود که هر چه سرعت سرد کردن بیشتر باشد، مقدار فوق انجماد (ΔG_v) نیز بیشتر خواهد بود. با تشکیل یک جوانه کروی در مذاب، سطح مشترکی ما بین جامد و مایع ایجاد می شود، حال اگر انرژی لازم برای ایجاد یک سانتیمتر مربع از فصل مشترک برابر با γ باشد، مجموع انرژی آزاد سیستم به صورت زیر تغییر می کند:

$$\Delta G = - (4/3) \pi R^3 \Delta G_v + 4\pi R^2 \gamma \quad \text{رابطه ۱-۳}$$

که در آن ΔG_v اختلاف انرژی آزاد حجمی بین فازهای جامد و مایع می باشد. قسمت دوم از رابطه فوق یعنی انرژی سطحی همیشه مثبت است لیکن قسمت اول برای انجماد منفی و برای ذوب مثبت می باشد. ناحیه فاز جامد تا هنگامی که رابطه زیر برقرار باشد ناپایدار است:

$$(4/3) \pi R^3 \Delta G_v < 4\pi R^2 \gamma \quad \text{رابطه ۱-۴}$$

تغییرات دو جمله موجود (در فرمول ذکر شده) بر حسب r در شکل زیر نشان داده شده است. نواحی ناپایدار و پایدار فاز جامد به ترتیب بعنوان نطفه (Embryo) و جوانه (Nucleous) نامیده شده اند.



- ۱: انرژی آزاد حجمی
- ۲: کل انرژی آزاد
- ۳: انرژی آزاد سطحی

شکل ۱-۲: تغییر انرژی آزاد در اثر به وجود آمدن یک نطفه کروی شکل جامد در درون مذاب

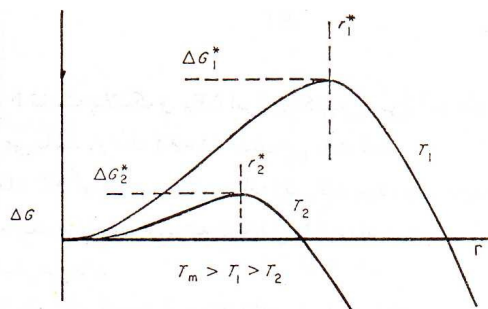
اندازه بحرانی جوانه ها که از معادله فوق الذکر بدست می آید عبارت است از:

$$r^* = [-2\gamma / \Delta G_V] V_m \quad \text{رابطه ۱-۵}$$

و تغییر انرژی آزاد مربوطه مقدار زیر را دارا است:

$$\Delta G_V = (16\pi\gamma^3) V_m^2 / 3(\Delta G_V)^2 \quad \text{رابطه ۱-۶}$$

اندازه بحرانی جوانه با افزایش ΔG_V تقلیل پیدا می کند، مثلاً با افزایش فوق تبرید شعاع بحرانی کوچکتر می گردد (همان گونه که در شکل زیر نشان داده شده است). در این تصویر تغییرات شعاع بحرانی و در نتیجه اندازه جوانه با درجه حرارت نشان داده شده است.



شکل ۱-۳: تاثیر کاهش دما بر شعاع بحرانی و کار جوانه زنی

می توان نشان داد که تعداد جوانه هایی که به اندازه بحرانی رسیده اند در یک سانتی متر مکعب از مایع در هر درجه حرارتی از معادله زیر بدست می آید.

$$n^* = n \cdot \exp\left(\frac{-\Delta G^*}{KT}\right) \quad \text{رابطه ۷-۱}$$

n تعداد اتمها در یک سانتی متر مکعب از مایع و K ثابت بولتزمن می باشد .

سرعت جوانه زنی I می تواند از تئوری سرعتهای فعل و انفعالات مطلق بدست آید که عبارت است از

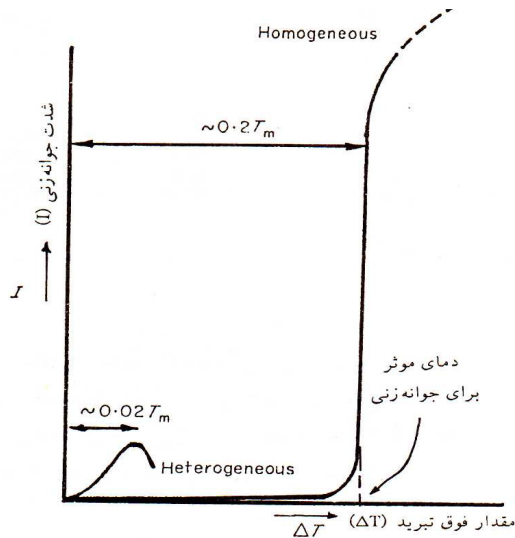
$$I = n \cdot KT / h \cdot \exp\left(\frac{-\Delta G^* + \Delta G_A}{KT}\right) \quad \text{رابطه ۸-۱}$$

h ثابت پلانک و ΔG_A انرژی اکتیواسیون انتقال اتمها از مایع به جامد می باشد.

رابطه فوق نشان می دهد که

- وقتی که $\Delta T=0$ است سرعت جوانه زنی کم است (همچنین در درجه حرارت های نزدیک صفر مطلق) لیکن در درجه حرارتهای متوسط سرعت زیاد است. بهرحال در همه کارهای عملی ضمن اینکه فوق تبرید افزایش می یابد سرعت جوانه زنی زیاد می شود.
- برای یک سرعت جوانه زنی معین با افزایش انرژی فصل مشترک احتیاج به فوق تبرید بیشتری می باشد.
- سرعت جوانه زنی مستقیماً با حجم مذاب افزایش می یابد.

بطور کلی این اعتقاد وجود دارد که نیروهای متقابل بین اتمها هنوز موثر بوده و منجر بوجود نظم کوتاه برد Short Range Order در فلزات مایع می شود، به عبارت دیگر توزیع اتمها مثل حالت بخار کاملاً بی نظم نیست. اتمها در حالت مایع آزادانه حرکت نمی کنند لیکن در حدود یک موقعیت متعادل مثل حالت کریستالی در نوسانند اما برخلاف حالت اتم در کریستال، مکان متوسط اتمها در مایع در حرکت همیشگی می باشند. تحقیقات آماری جدید نشان داده است که در حرارتهای کمی بالاتر از درجه حرارت انجماد گروههایی از اتمها در حجم های کوچک فلز مایع به یکدیگر می پیوندند و آرایش اتمی آنها به صورت حالت اولیه ساختمانی کریستالی فلز می باشد. این تجمع ها یک وجود زودگذر دارند (اتمها تشکیل می شوند و برای یک مدت وجود دارند و سپس جدا شده جای دیگر در توده مایع ظاهر می شود). به نظر می رسد که این گروههای اتمی در مایع، مقدمه تحول انجماد می باشند.



شکل ۴-۱: تاثیر تحت انجماد بر سرعت جوانه زنی

همانطور که در شکل ۴-۱ مشاهده میشود در جوانه زنی همگن در یک فوق انجماد مشخص سرعت جوانه زنی به طور ناگهانی افزایش می یابد. باقرار دادن مقادیر قابل قبول به جای پارامترهای رابطه ۸-۱ میتوان دید که برای انجام جوانه زنی همگن به تحت انجمادی تقریباً معادل 0.2 نقطه ذوب تعادلی نیاز است. در جوانه زنی غیر همگن افزایش سرعت جوانه زنی در تحت انجمادی به مراتب کمتر مشاهده میشود و تغییر از سرعت جوانه زنی کم به سرعت جوانه زنی زیاد با شیب کم تری انجام میپذیرد. از آنجاییکه فرایند جوانه زنی غیر همگن به وجود و تناسب مکان های جوانه زنی بستگی دارد، میتوان پیش بینی نمود که با افزایش تحت انجماد سرعت جوانه زنی پس از رسیدن به یک مقدار حداکثر مجدداً کاهش یابد. علت این امر توزیع عرضی جوانه ها بر سطح جسم خارجی و در نتیجه کاهش تدریجی مکان های مناسب برای جوانه زنی است. در اینجا برخلاف جوانه زنی همگن، محدودیت نفوذ در مذاب باعث کاهش سرعت جوانه زنی در تحت انجمادهای بالا نمی گردد.

یک سرعت سرد کردن خیلی سریع بطور چشمگیر مایع را حداقل در کنار دیواره به فوق تبرید می برد. در کنار دیواره ها سرعت جوانه زنی آنقدر بالاست که فاصله ای که یک دانه ممکن است رشد کند) قبل از برخورد به دانه مجاور خود) بسیار کوچک است؛ لذا دانه های حاصله هم قطر و ریز هستند. ادامه انجماد بستگی به سرعتی که توسط آن حرارت نهان ذوب از سیستم خارج می گردد دارد. موقعیت این روش برای ظریف کردن دانه ها به خصوصیات حرارتی فلز و قالب بستگی دارد.

مراحل آزمایش

۱- قسمت اول آزمایش روی فلز نسبتاً خالص است. ابتدا 1200 گرم آلومینیوم $99/95$ درصد را داخل بوتله قرار داده و سپس در داخل کوره در دمای 750 درجه سانتیگراد قرار می دهیم. در مرحله بعدی

پنج قالب رزینی، ماسه‌ای، فلزی، CO₂ و فلزی آبگرد را به ترتیب و با فاصله ۳۰ سانتیمتر از یکدیگر روی یک خط قرار داده و تحت شرایط زیر آنها را پر می‌کنیم:

- ✓ الف) در نمونه اول مذاب آلومینیوم را از درجه حرارت اندازه‌گیری شده در قالب رزینی ریخته و می‌گذاریم تا سرد شود.
- ✓ ب) در نمونه دوم مذاب آلومینیوم را از درجه حرارت اندازه‌گیری شده در قالب ماسه‌ای ریخته و می‌گذاریم تا سرد شود.
- ✓ ج) در نمونه سوم مذاب آلومینیوم را از درجه حرارت اندازه‌گیری شده در قالب فلزی ریخته و می‌گذاریم تا سرد شود.
- ✓ د) در نمونه چهارم مذاب آلومینیوم را از درجه حرارت اندازه‌گیری شده در قالب CO₂ ریخته و می‌گذاریم تا سرد شود.
- ✓ ه) در نمونه پنجم مذاب آلومینیوم را از درجه حرارت اندازه‌گیری شده در قالب فلزی آبگرد ریخته و می‌گذاریم تا سرد شود.

۲- قسمت دوم آزمایش روی آلیاژ است. در این قسمت ۱۲۰۰ گرم از آلیاژ Al-1.3wt% Si را در کوره و در دمای ۷۵۰ درجه سانتیگراد قرار می‌دهیم. نکته حایز اهمیت در این قسمت از آزمایش همزدن مذاب قبل از ریخته‌گری است. علت این امر جلوگیری از جدایش ثقلی است. سپس مطابق قسمت قبل پنج نمونه بشرح زیر می‌ریزیم:

- ✓ الف) در نمونه اول مذاب آلیاژ Al-Si از درجه حرارت ۶۹۰ درجه سانتیگراد در قالب ساخته شده از ماسه رزینی ریخته می‌شود.
- ✓ ب) در نمونه دوم مذاب آلیاژ Al-Si از درجه حرارت ۶۹۰ درجه سانتیگراد در قالب ساخته شده از ماسه ریخته می‌شود.
- ✓ ج) در نمونه سوم مذاب آلیاژ Al-Si از درجه حرارت ۶۹۰ درجه سانتیگراد در قالب فلزی ریخته می‌شود.
- ✓ د) نمونه چهارم مذاب آلیاژ Al-Si از درجه حرارت ۶۹۰ درجه سانتیگراد در قالب CO₂ ریخته می‌شود.
- ✓ ه) نمونه پنجم مذاب آلیاژ Al-Si از درجه حرارت ۶۹۰ درجه سانتیگراد در قالب فلزی آبگرد ریخته می‌شود.

★ برای بررسی قسمت‌های اول و دوم آزمایش، دانشجویان باید نمونه‌ها را مقطع عرضی زده و پس از پولیش آن را اچ ماکروسکوپی نمایند.

وسایل و مواد لازم

❖ کوره موفلی

- ❖ شمش آلومینیوم خالص
- ❖ شمش آلیاژ Al-Si که ۱/۳ درصد سیلیسیم دارد .
- ❖ بوته گرافیتی ویژه .
- ❖ انبر، قالب ماسه ای ، اره سمباده
- ❖ محلول اچ که دارای ترکیب زیر است :

HF	(غلیظ)	۱۵ ml
HCl	(غلیظ)	۴۵ ml
HNO ₃	(غلیظ)	۱۵ ml
H ₂ O		۲۵ ml

محلول با ترکیب بالا مستقیماً در اختیاران قرار می گیرد ولی بد نیست بدانید که از ترکیب زیر نیز

می توانید استفاده کنید :

HG	(غلیظ)	قسمت ۲
HNO ₃	(غلیظ)	قسمت ۱

گلسیرین

نتیجه گیری

- ۱) مقاطع بدست آمده در قسمت اول آزمایش را با توجه به تئوری آزمایش پس از اسکن مورد بحث و بررسی قرار دهید .
- ۲) مقاطع بدست آمده در قسمت دوم آزمایش را نیز با در نظر گرفتن دیاگرام Al-Si مورد بحث قرار دهید .
- ۳) منحنی های سرد شدن را در چهار آزمایش رسم کنید و مقاطع را با دانستن سرعت سرد شدن آنها با یکدیگر مقایسه کنید .
- ۴) سرعت سرد شدن در قالب ساخته شده رزینی بیشتر است یا قالب ماسه ای تر؟ دلیل آن را بیان کنید .
- ۵) انجماد در دو حالت خمیری و پوسته ای را در قالب های مختلف بررسی نمایید.
- ۶) تفاوت ضریب نفوذ حرارتی قالب و فلز از نظر مفهومی را بررسی نمایید.

آزمایش شماره ۲

آزمایش دوم

هدف آزمایش

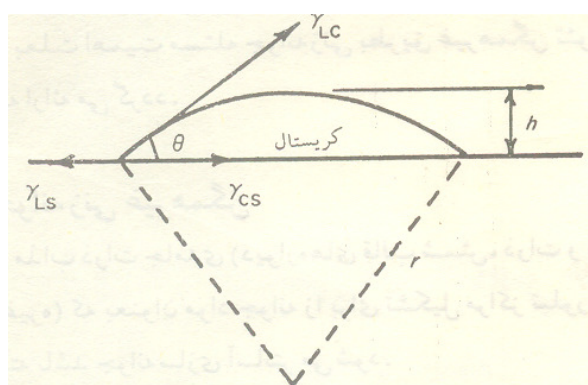
بررسی اثر مواد جوانه‌زا بر روی ساختمان قطعات ریختگی

تئوری آزمایش

آنچه در تئوری آزمایش شماره ۱ بدان اشاره شد، تشکیل جوانه از خود مذاب بود که به جوانه زنی همگن مشهور است ولی در عمل وجود دیواره‌های قالب و ذرات خارجی نقش موثری در تشکیل جوانه دارند که این حالت را جوانه زنی ناهمگن می‌نامند. لذا در اینجا خلاصه‌ای از تئوری تشکیل جوانه زنی ناهمگن آورده می‌شود.

• جوانه زنی ناهمگن

اگر بنا باشد مذاب فلزی روی سطح یک عامل خارجی (خواه دیواره‌های ظرف باشد و یا ناخالصی‌های غیر قابل انحلال) منجمد گردد لازم است که سطح این عامل توسط فلز مایع خیس شود. شرط بعدی تشکیل جوانه این است که مایع بتواند سهولت روی عامل خارجی منجمد شود. به این دلیل زاویه تماس بین سطح عامل خارجی و فلز جامد جدا شده دارای مفهوم تئوریک مهمی در تشکیل جوانه می‌باشد. اگرچه این تئوری را نمی‌توان به وسعت زیاد در عمل بکار برد.



شکل ۱-۲: فنجانک کروی جامد که بر سطح یک جسم خارجی مسطح به وجود آمده است

هنگامی که زاویه θ کوچک است (مطابق شکل ۱-۲) فصل مشترک بین جامد و عامل خارجی دارای انرژی سطحی کمی بوده و تحت این شرایط اتمهای فلز مایع سهولت تشکیل نطفه فلز

جامد را روی سطح عامل خارجی می دهند. زیرا سیستم تمایل به از بین بردن فصل مشترک مایع و عامل خارجی را که دارای انرژی زیاد می باشد، دارد. اگر θ برابر 180° درجه باشد فلز مایع بسهولت روی سطح عامل خارجی منجمد نمی شود. چون در این حالت انرژی فصل مشترک فلز جامد و عامل خارجی زیاد است، در نتیجه میزان اثر هر جسمی بعنوان کاتالیزور جوانه زنی تابعی از زاویه تماس می باشد که توسط عواملی از قبیل ساختمان شبکه، عامل خارجی، فلز جامد و ماهیت شیمیایی سطح عامل خارجی تعیین می گردد. وقتی که زاویه تماس کوچک است، جوانه زنی با مقدار کمی فوق تبرید اتفاق می افتد زیرا رشد نطفه نیز در جهت از بین بردن فصل مشترک مایع و عامل خارجی یعنی در جهت تقلیل انرژی می باشد و اگر زاویه تماس بزرگ باشد مقدار فوق تبرید بیشتری برای شروع جوانه زنی لازم خواهد بود.

اغلب فلزات تجارتي دارای تعداد کافی ناخالصی های غیر قابل انحلال مختلف بوده که باعث شروع جوانه زنی با فوق تبریدی به مقدار ۱ تا ۱۰ درجه سانتیگراد می گردد. اگر برای مقاصد معین تعداد هسته های موجود کافی نباشد ممکن است از تلقیح عوامل جوانه زا به مذاب استفاده شود. در اینجا لازم است که اشاره گردد که در کاربرد مواد جوانه زا و یا کاربرد عواملی که باعث ریز شدن دانه می گردند باید دقت کافی مبذول داشت و تمام جوانب را در نظر گرفت. برای اینکه به اهمیت این موضوع پی ببریم، ریز کردن دانه ها در مس و آلیاژهای آن در زیر تشریح می گردد تا به خطراتی که بر اثر کاربرد مواد جوانه زا ممکن است در موارد شبیه آلیاژهایی در مس پیش آید آگاهی پیدا کنیم.

در آلیاژهای مس تعداد جوانه هایی که در برد انجماد (یا در فاصله درجه حرارت بین فاز جامد و مایع) ایجاد می گردد عدد اندازه دانه را تعیین می نماید. این عدد بستگی به تعداد هسته های موجود جهت رشد در هنگام ریختن مذاب و یا ایجاد شده قبل از شروع انجماد دارد. نتیجتاً کاهش اندازه دانه را می توان با افزایش تعداد این هسته ها تامین نمود. پالایش دانه ای آلیاژهای مس هرگز بطور موثر مورد تحقیق قرار نگرفته است، اگرچه روشهایی جهت استفاده در مورد، برنز آلومینیوم، برنج قرمز و مفرغ ها رواج پیدا کرده است، برنج قرمز را می توان با اضافه کردن ۰/۰۵ درصد زیرکونیم به مذاب آن پالایش نمود. افزودن آهن دانه بندی برنز آلومینیوم و منگنز برنز را ریز می نماید. این عنصر در بسیاری از این آلیاژها وجود دارد و دانه بندی قطعات ریختگی آنها معمولاً ریز می باشد. برزنهای آلومینیوم بدون آهن و برنجهای بتا را ممکن است با اضافه کردن ۰/۰۳ درصد زیرکونیم همراه با ۰/۰۲ درصد برن یا اضافه کردن برن به تنهایی و بسیاری از فلزات خاکهای نادر پالایش نمود. در مورد برنزه های آلومینیوم بدون آهن، ریز کردن دانه بندی سبب بهبود استحکام می گردد. اثرات پالایش دانه روی برنزه ها و مفرغها بسیار پیچیده است. در مورد قطعات ریختگی که دارای

سیستم تغذیه مناسبی باشند و تخلخل های انقباضی کمی نیز داشته باشند ریز کردن دانه ها خواص مکانیکی را بهبود می بخشد .

اکثر قطعات ریختگی برنزی و برنج قرمز خوب تغذیه نمی شوند. در مورد این نوع قطعات ریختگی اثر ریز کردن دانه ممکن است خطرناک باشد. دلیل آن این است که ریز کردن دانه به دلایلی که کاملاً فهمیده نشده است مسئول تبدیل تخلخلهای میکروسکوپی کاملاً پراکنده به تخلخلهای لایه ای که فوق العاده برای خواص مکانیکی و آب بندی خطرناک است، می باشد. بنابراین به نظر نمی رسد که ریز کردن دانه معمولاً در مورد برنرها و برنج های قرمز مفید باشد .

• عوامل جوانه‌زا

یک عامل جوانه‌زا ماده ای است که عملاً به مذاب جهت ایفای نقش کاتالیزور جوانه زنی اضافه می شود. ماده اضافه شده ممکن است یا به صورت ترکیبی غیر محلول در مذاب باشد که ایجاد زاویه تماس کوچکی را بنماید (θ کوچک) و یا ممکن است ماده ای باشد که با مذاب واکنش انجام داده و تولید کاتالیزور جوانه زنی را بنماید. ماهیت واقعی یک عامل جوانه‌زا خوب برای فلز بخصوص، بندرت کاملاً شناخته شده است و در عمل مواد جوانه‌زا از طریق آزمایش و خطا تعیین می گردند (برای مثال در اینجا لازم است مثل Al در فولاد و برن و تیتانیوم در Al، دانه بندی برنج قرمز را با اضافه کردن ۰/۰۵ درصد زیر کونیوم ریز کرد).

این پرسش ممکن است در ذهن دانشجویان بوجود آید که مزایای جوانه زنی ناهمگن چیست و چرا وقتی که می دانیم جوانه‌زایی بالاخره با رسیدن فلز مذاب به فوق تبرید کافی به صورت ناهمگن (برای وجود ذرات خارجی که از قبل موجودند) صورت می گیرد، از عناصر جوانه‌زا استفاده می کنیم؟ جواب این سوال این است که میزان جوانه زنی، ساختمان نهایی و خواص فلز منجمد شده را تعیین می نماید . هر دانه کریستالی از یک جوانه رشد می کند و تعداد جوانه های قابل حصول در مذاب اندازه دانه نهایی را در ساختمان قطعه منجمد شده تعیین می نماید و همانگونه که می دانیم، اندازه دانه ها تاثیر بسزایی روی خواص قطعه بر جای می گذارد.

برای بسیاری از مقاصد بخصوص آنجا که استحکام بیشتر مورد نظر است ساختمان با دانه بندی ریز توصیه می گردد و این بدان معنی است که تعداد زیادی هسته باید در مذاب به وجود آورد و در عین حال سرعت سرد کردن را نیز باید کنترل کرد تا هسته ها فرصت رشد را پیدا کند. سرعت سرد کردن در جوانه زنی نقش مهمی دارد زیرا احتمال دارد که تمام هسته ها کاملاً در یک زمان عمل نکنند و این شاید بعلت آنست که تمام مایع در یک درجه حرارت نبوده و یا تمام هسته ها در یک مقدار فوق تبرید عمل نمی کنند، اولین کریستالهایی که به صورت جوانه درآمده اند رشد نموده تا به کریستالهای دیگری که در حال رشدند برخورد نمایند. اگر زمان بین مراحل جوانه زنی طولانی باشد

کریستالها بزرگ شده و بعضی از کاتالیزورهای جوانه زنی را که ممکن بود تولید دانه جدیدی بکنند جذب می نماید. اگر سرعت سرد کردن سریع باشد تعداد زیادی از هسته ها این فرصت را پیدا خواهند کرد که به صورت مراکز جوانه زنی (قبل از آنکه بوسیله دانه هایی که در حال رشد هستند جذب شوند) عمل نمایند. افزایش عوامل جوانه زای شناخته شده تا میزان معین این امکان را می دهد که انجماد را کنترل کرده و ساختمان نهایی قطعه ریختگی را فراهم سازد.

سرعت سرد کردن کنترل شده و افزایش عوامل جوانه زا روش های متعارف برای ایجاد قطعات ریختگی با دانه بندی مورد نظر می باشند. روشهای دیگری هم برای کنترل دانه بندی قطعات بکار می روند که در آزمایشات بعد مفصلاً در مورد آنها صحبت خواهد شد.

مراحل آزمایش

این آزمایش از سه قسمت تشکیل شده است و هدف بررسی اثر مواد جوانه زا روی ساختار سطح مقطع در شرایط مختلف می باشد.

- ✓ در قسمت اول کمیت مقدار مواد جوانه زا و اثر آن روی سطح مقطع در درجه حرارت ثابت بررسی می گردد. در این مرحله چهار نمونه آلومینیوم که به ترتیب ۰/۰۵ و ۰/۱ و ۰/۱۵ و ۰/۲۵ درصد مواد جوانه زا به آنها اضافه شده است در قالب ماسه ای ریخته می شوند. درجه حرارت در این مورد ۷۵۰ درجه سانتیگراد می باشد.
- ✓ در قسمت دوم اثر درجه حرارت ریختن روی میزان تاثیر ماده جوانه زا بررسی می گردد. در این مورد نیز دو نمونه از آلومینیوم که هر دو آنها دارای ۰/۱۵ درصد ماده جوانه زا هستند، به ترتیب از درجه حرارت های ۷۰۰ و ۸۰۰ درجه سانتیگراد در قالب ماسه ای ریخته می شوند.
- ✓ در قسمت سوم اثر زمان روی میزان تاثیر ماده جوانه زا بررسی می گردد.

✦ برای انجام قسمت اول آزمایش در چهار بوته مجزا در هر یک ۱۵۰ گرم آلومینیوم وزن کرده و آنها را در کوره در دمای ۷۵۰ درجه سانتیگراد قرار دهید. پس از آماده شدن ذوب، مقدار مواد جوانه زای لازم را که در قسمت قبل ذکر شده وزن نمایید. سپس هر یک را در درجه حرارت مربوطه (۷۵۰ درجه سانتیگراد) به مذاب اضافه کنید و پس از هم زدن، در قالب ماسه ای بریزید. نمونه ها را شماره گذاری کرده و مقطع عرضی بزنید و پس از پولیش آنها را اچ نمایید.

✦ برای انجام قسمت دوم نیز در دو بوته مجزا در هر یک ۱۵۰ گرم آلومینیوم وزن کرده و هر کدام را به درجه حرارت ذکر شده در قسمت دوم آزمایش (یعنی ۷۰۰ و ۸۰۰) برسانید و سپس با اضافه

کردن ماده جوانه زا به میزان ۰/۱۵ درصد آنها را در قالب ماسه ای بریزید و پس از شماره گذاری آنها را مقطع عرضی زده، پولیش و سپس اچ ماکروسکوپی کنید .

✦ برای انجام قسمت سوم مقدار ۵۰۰ گرم آلومینیوم وزن کرده و پس از ذوب و رسیدن به ۸۵۰ درجه سانتیگراد مقدار ۰/۱۵ درصد به آن ماده جوانه‌زا اضافه نمایید و در فواصل زمانی صفر، ۵، ۱۵ و ۲۵ دقیقه نمونه های مربوطه را در قالب ماسه ای بریزید و آنها را نیز پس از مقطع عرضی زدن پولیش و اچ نمایید .

وسایل و مواد لازم

- ❖ کوره موفلی
- ❖ شمش آلومینیوم
- ❖ ماده جوانه‌زا که در این قسمت آزمایش قرص برن و تیتانیم می باشد .
- ❖ بوتله ، انبر، دستکش ویژه
- ❖ ترازو
- ❖ محلول اچ که در آزمایش یک آنالیز آن داده شده است .

نتیجه گیری

- ۱) پس از اسکن سطوح مقاطع هر مرحله آنها را با هم مقایسه کنید و روی نتایج به دست آمده بحث نمایید.
- ۲) کاربرد و نکاتی را که لزوم استفاده و یا عدم استفاده از مواد جوانه زا را توصیه می کنند، توضیح دهید .
- ۳) فاکتورهای اساسی که در انتخاب یک ماده جوانه‌زای مناسب برای یک فلز یا آلیاژ بخصوص بایستی مدنظر قرار گیرند را بیان کنید .
- ۴) بر روی مواد جوانه‌زای مناسب برای فلزات و آلیاژهای مختلف بحث کنید .

آزمایش شماره ۳

آزمایش سوم

اهداف آزمایش

بررسی اثر درجه حرارت فوق گذار روی ساختمان سطح مقطع قطعات ریخته گری مقایسه ساختمان دندریتی ایجاد شده در فلز نسبتاً خالص و آلیاژ بررسی اثر انجماد جهت دار

تئوری آزمایش

از آنجا که این آزمایش شامل تعقیب سه هدف مجزا می باشد برای هر قسمت مقداری از آنچه را که از نظر تئوری بد نیست بدانید ذکر می شود.

۱) چنانچه در آزمایش قبل اشاره شد اندازه دانه ها بر روی اکثر خواص فلزات اثر می گذارند (مثلاً روز خواص شیمیایی و مقاومت کروزیونی). دانه های درشت دارای مقاومت بیشتری از دانه های ریز می باشند و برعکس برای کلیه خواص مکانیکی دانه های ریز از دانه های درشت مناسب تر می باشند. در آزمایشات قبل اشاره شد که انجماد توسط رشد دو نوع جوانه صورت می گیرد:

الف) جوانه هایی که در بالای نقطه ذوب قبلاً در مذاب وجود دارند.

ب) جوانه هایی که در زیر نقطه مذاب از خود ماده مذاب ایجاد می گردند.

درباره جوانه هایی که از طریق قسمت (ب) ایجاد می گردند در آزمایش شماره ۱ مفصلاً بحث شده است و در مورد قسمت (الف) نیز در آزمایش شماره ۲ به انجماد غیرهمگن همیشگی فلزات تجارتي بدون آنکه مفصلاً درباره آن بحث شود اشاره کردیم و در اینجا بطور مفصل تری در این باره صحبت می کنیم. جوانه های گروه (الف) شامل باقیمانده کریستالهایی که در درجه حرارت های کمی بالای نقطه ذوب هنوز پایدارتر می باشد، می شود. به علاوه جوانه های نوع (الف) ممکن است شامل اکسیدها و یا ذرات خارجی جامد دیگری نیز باشند که در درجه حرارت کمی بالای نقطه ذوب در مذاب محلول نبوده ولی در درجه حرارتهای بالا در آن محلول باشند بعنوان مثال Walker نشان داد که نیکل، آهن و کبالت را می توان طوری آماده کرد که امکان جوانه زنی همگن تحت فوق تبرید معین، فراهم آید. بنظر می رسد اساس این مسئله، حلالیت زیاد این فلزات برای اکسیدها و سایر اضافات جامد که ممکن است بعنوان جوانه عمل نمایند، در درجه حرارتهای کاملاً بالای نقطه ذوب آنها باشد. ماده مذابی که محتوی تعداد زیادی جوانه های نوع (الف) باشد را نمی توان تا حد زیادی در زیر نقطه ذوب سرد نمود زیرا انجماد بلافاصله کمی در زیر نقطه ذوب شروع می گردد و از ایجاد جوانه های

نوع (ب) جلوگیری می شود. بنابراین ماده مذاب یک فلز به دو طریق مختلف می تواند به صورت دانه های ریز متبلور شود: یکی وجود تعداد زیادی جوانه های موثر در ماده مذاب و دیگری سرد نمودن ماده مذاب در زیر نقطه ذوب تا حد امکان. با توجه به آنچه گفته شد معلوم می شود که علاوه بر عناصر آلیاژ کننده و همچنین ناخالصی ها، عواملی مثل درجه حرارت ریختن، جنس قالب (یعنی قالب فلزی باشد یا ماسه ای) اهمیت زیادی در مشخصات سطح مقطع قطعات ریخته شده دارند. در مورد قالبهای فلزی اندازه ضخامت دیواره ها، قطر، جنس و بالاخره درجه حرارت قالب اهمیت دارند.

به طور کلی می توان گفت که در ریخته گری کلیه فلزات همیشه احتیاج به مقداری در حدود ۵۰ الی ۱۰۰ درجه سانتیگراد فوق گداز داریم و این امر به منظور بالا بردن سیالیت فلز می باشد. از سوی دیگر اگر درجه حرارت فوق گداز زیاد باشد، ممکن است موجب سوختن برخی عناصر آلیاژی با دمای ذوب پایین تر گشته و یا جوانه های موجود در فلز را که در دماهای بالا تر از نقطه ذوب به صورت پایدار در فلز وجود دارند، از بین برده و بدین ترتیب با کاستن تعداد جوانه های اولیه مذاب موجب درشت تر شدن دانه های فلز پس از انجماد و در نتیجه پایین آمدن خواص مکانیکی فلز گردد. علاوه بر این در صورت زیاد از حد بودن درجه فوق گداز، میزان جذب گاز در مذاب بیشتر شده و نیز امکان بروز معایبی از جمله ماسه سوزی و ... وجود دارد. البته بایستی به این نکته توجه شود که اثر درجه حرارت فوق گداز در مورد آلیاژهای مختلف به صورت های متفاوتی ظاهر می گردد.

به طور کلی یکی از مهمترین فاکتور ها در عملیات کنترل مذاب، تنظیم درجه حرارت فوق گداز آن می باشد. طبق یک قاعده کلی معمولاً میزان فوق گداز را $0/2$ درصد دمای نقطه ذوب فلز در نظر می گیرند. همانگونه که قبلاً نیز اشاره شد، انتخاب درجه حرارت فوق گداز به پارامتر های زیادی بستگی دارد که مهمترین آنها عبارتند از:

- حداقل ضخامت قطعه ریخته گری
- تاثیر عناصر آلیاژی بر سیالیت
- تجهیزات مورد استفاده

اگر فلز مذاب به فوق تبرید برده شود رشد دانه می تواند بصورت دندریتی اتفاق افتد این نوع رشد تنها حدود ۱۰٪ کل انجماد فلزات خالص را نشان می دهد؛ در صورتیکه برای انجماد آلیاژها این نوع رشد کاملاً معمولی است. این مطلب که چرا در مورد فلزات خالص نمی توان ساختمان کاملاً دندریتی داشت ولی در مورد آلیاژها امکان ایجاد چنین ساختمانی وجود دارد، باید تحت عنوان رشد مورد مطالعه قرار گیرد که خود به دو قسمت تقسیم می شود. یکی رشد در فلزات خالص و دیگری رشد در آلیاژهای محلول جامد که هر یک از آنها را بطور خلاصه در زیر شرح می دهیم.

۲) رشد در فلزات خالص

وقتی که جوانه ایجاد گردید رشد کریستالی شروع می گردد و ساختمان های ایجاد شده را می توان به شرایط بخصوص فوق تبرید مربوط کرد. قبل از بحث درباره مکانیزم رشد بهتر است وضعیت زیر را از نظر بگذاریم. فرض کنید مقداری فلز مذاب خالص در یک قایق یا قالب افقی موجود باشد؛ بنحوی که قسمتی از فلز بصورت جامد و قسمتی بصورت مایع باشد. برای نگه داشتن فصل مشترک مایع و جامد در یک وضعیت ثابت جامد باید سردتر از مایع باشد و اگر فرض کنیم که جریان حرارت یک جهتی و از A و B است حرارت اضافه شده در A باید برابر حرارت خارج شده از B باشد. عبارت دیگر انتقال حرارت از مایع به جامد باید برابر انتقال حرارت از جامد به مایع باشد و یا به بیان دیگر بایستی معادله زیر برقرار باشد:

$$K_s G_s = K_L G_L$$

رابطه ۳-۱

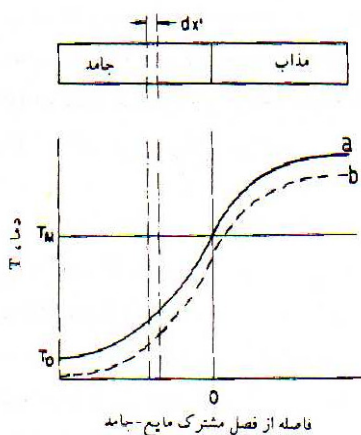
پارامترهای رابطه :

$$K_s = \text{ضریب هدایت جامد}$$

$$K_L = \text{ضریب هدایت مایع}$$

$$G_s = \text{شیب حرارتی در داخل جامد}$$

$$G_L = \text{شیب حرارتی در داخل مایع می باشد.}$$



شکل ۳-۱ چگونگی توزیع درجه حرارت در مرحله

رشد کریستال

(a) فصل مشترک ساکن

(b) فصل مشترک پیش رونده

وضعیت بحث شده در بالا در شکل ۳-۱ توسط منحنی a نشان داده شده است که در آن فصل مشترک جامد و مایع پیشرفت نکرده بلکه ثابت باقی می ماند. این امر به این دلیل است که این سطح در درجه حرارت انجماد (T_M) قرار دارد و این تنها درجه حرارتی است که در آن جامد و مایع می توانند در کنار هم به حال تعادل باقی بمانند. این حقیقت که فصل مشترک ساکن است بدان معنی نیست که تمام فعالیتها در فصل مشترک متوقف گردیده است باید دانست که در هر شرایطی مرتباً

تعدادی از اتمها جامد را ترک کرده و تعداد جدیدی بدان ملحق می شوند. منتهی در درجه حرارت انجماد متعادل دو سرعت باهم برابر می باشند؛ بدین معنی که تعداد اتمهایی که جامد را ترک می کنند برابر تعداد اتمهایی است که به جامد می پیوندند. برای آنکه رشد صورت گیرد اتمهای بیشتری نسبت به آنچه جامد را ترک می کنند باید به آن ملحق شود. برای انجام این عمل درجه حرارت فصل مشترک باید بطور محسوسی زیر درجه حرارت انجماد متعادل باشد. این بدین معنی است که اگر بخواهیم فصل مشترک پیشرفت کند باید مذاب مقداری فوق تبرید داشته باشد. امکان رشد هم با شیب حرارتی مثبت و هم منفی در داخل مایع وجود دارد که در ادامه هر یک از این دو حالت بطور مجزا مورد بررسی واقع می شود.

۳) رشد با شیب حرارتی مثبت در داخل مایع

چنانچه قبلا ذکر شد اگر درجه حرارت در داخل فلز آنطور که در منحنی (a) شکل ۱ نشان داده شده، نگهداری شود فصل مشترک جامد و مایع ساکن باقی خواهد ماند. اگر وضعیتی که توسط منحنی (b) نشان داده شده وجود داشته باشد مقداری فوق تبرید دارد و فصل مشترک می تواند پیشرفت کند. اگر در نظر باشد که فصل مشترک با سرعت یکنواختی حرکت کند، بایستی حرارت گرفته شده از طریق جامد برابر حرارت داده شده به مذاب بعلاوه حرارت انجماد باشد (چون انجماد صورت می گیرد).

$$K_S G_S = K_L G_L + L_V R A$$

رابطه ۲-۳

که در آن :

$$L_V = \text{حرارت نهان برای واحد حجم}$$

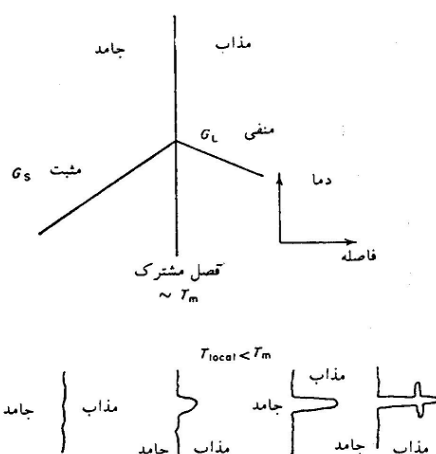
$$R = \text{سرعت انجماد}$$

$$A = \text{مساحت مقطع می باشد.}$$

واضح است که سرعت گرفتن حرارت از طریق جامد سرعت پیشرفت فصل مشترک را کنترل می نماید. در تجربیاتی که برای دیدن وضعیت فصل مشترک جامد و مایع از طریق خالی کردن سریع مذاب انجام گرفته، دیده شده است که ساختمان فصل مشترک بستگی به شرایط انجماد دارد. وقتی که در انجماد یک فلز خالص شیب حرارتی در داخل مایع مثبت است فصل مشترک جامد و مایع هیچ شکل بخصوصی را برای رشد نشان نمی دهد و فصل مشترک بصورت ستونی و بدون ساختمان مشخص حداقل در مقیاس بزرگتر از 10^{-3} سانتیمتر می باشد. ساختمان حاصله که موسوم به ساختمان راه راه (Striations) می باشد از آرایش تعدادی منشور که مقطع شش ضلعی یا مربع مستطیل دارند، قابل نمایش است.

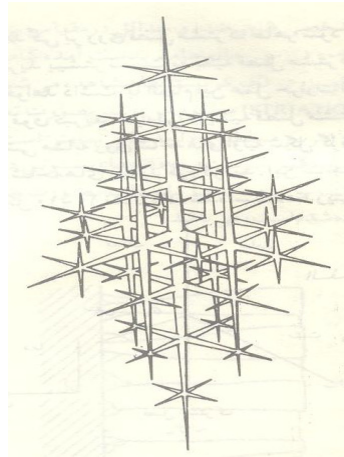
۴) رشد با شیب حرارتی منفی در داخل مایع

وقتی شیب حرارتی در داخل مایع منفی است مطابق شکل ۲-۳ مایع واقع در جلوی فصل مشترک از نظر حرارتی در فوق تبرید می باشد. یعنی این مایع در زیر حرارت ترمودینامیک (متعادل) انجماد می باشد. وقتی که بطور تصادفی یک برآمدگی روی فصل مشترک ظاهر می شود نوک این برآمدگی در منطقه ای با فوق تبرید نسبت به بقیه فصل مشترک قرار دارد و تمایل برای رشد بیشتر به داخل مایع را خواهد داشت. با انجام این عمل حرارت نهان آزاد شده تمایل به پایین آوردن مقدار فوق تبرید حرارتی در بقیه فصل مشترک خواهد داشت.



شکل ۲-۳: ناحیه ای از مذاب و جامد که درست در کنار فصل مشترک قرار گرفته و شیب دمایی در مذاب منفی و در جامد مثبت است. (شکل پایین) طرح شماتیک نحوه به وجود آمدن یک میخچه بر روی فصل مشترک که به علت قرار گرفتن نوک آن در دمایی پایین تر از نقطه ذوب تعادلی پایدار خواهد گردید.

به روش مشابه شاخه های دیگر روی شاخه اولیه ایجاد می گردد و این شاخه ها نیز، خود شاخه اولیه برای شاخه های جدیدی می گردند این ساختمان شاخه ای را که طرح آن در شکل ۳-۳ نشان داده شده دندریتی می نامند.



شکل ۳-۳: ساختار دندریتی

۵) ساختمانهای رشد در آلیاژهای محلول جامد

در بحث انجماد فلزات خالص تنها دو نوع رشد را متذکر شدیم یکی رشد با فصل مشترک بستری و دیگری رشد بطریق دندریتی. همین انواع انجماد در آلیاژها نیز اتفاق می افتد. اما علاوه بر اینها یک نوع رشد ستونی که ظهور آن بستگی به فوق تبرید ترکیبی دارد در انجماد آلیاژها یافت می شود. این ساختمان از اجزای موازی که معمولاً در امتداد جهت انجماد قرار دارند تشکیل شده است. برای تجسم آن می توان از کنار هم قرار دادن تعدادی خود کار که دارای مقطع شش ضلعی باشند استفاده کرد. برای مشاهده این فصل مشترک نیز از روش خالی کردن استفاده می گردد. نمونه ای را که با فصل مشترک سلولی در حال انجماد است می توان با اعمال فوق تبرید حرارتی و یا ترکیبی بیشتر به دندریتی تغییر داد. وقتی که فوق تبرید حرارتی ایجاد شد یکی از سلولها شروع به رشد در جلوی سلولهای مجاور خود می نماید و آنقدر پیشرفت می کند که از اطراف آن شاخه های جانبی ناشی می گردد. اغلب وجود ساختمانهای دندریتی در آلیاژها نتیجه ایجاد فوق تبرید ترکیبی می باشد. اگر مقدار فوق تبرید از یک مقدار بحرانی (که این مقدار بحرانی بالاترین حدی است که تحت آن ساختمان سلولی بتواند ایجاد شود) گذشت سلولها شروع به شاخه دار شدن می کنند و تشکیل دندریتها را می دهند.

۶) انجماد جهت دار

چنانچه اشاره شد شرایط اعمال شده به سیستم نحوه انجماد را مشخص می نماید. اگر تنها از یک جهت افت حرارت صورت گیرد، در این صورت انجماد در جهت خلاف انتقال حرارت پیشرفت می نماید. پس برای اینکه بتوان انجماد جهت دار ایجاد نمود لازم است از تشکیل جوانه در جلوی جبهه انجماد جلوگیری شود. روش عملی در این حالت نیز ایجاد یک شیب حرارتی مثبت در داخل

مایع می باشد. از انجماد جهت دار برای تصفیه اولیه فلزات و آماده کردن آنها برای تصفیه منطقه ای استفاده می شود. در ضمن در ریخته گری مسئله انجماد جهت دار یکی از مسایل مهم بشمار میرود؛ زیرا در مواردی که از تغذیه برای جبران انقباض فلز استفاده می گردد باید محاسبه دقیقی صورت گیرد که انجماد بنحوی صورت پذیرد که تغذیه آخرین قسمتی باشد که منجمد می شود تا اینکه بتواند انقباض قطعه ریخته شده را جبران نماید و در این حالت است که مسئله انجماد جهت دار مطرح می گردد. لذا با اعمال بعضی شرایط می توان مسیر انجماد را دقیقاً مشخص نمود.

مراحل آزمایش

۱) در این قسمت برای بررسی اثر درجه حرارت فوق گداز روی ساختمان قطعات ریخته شده از شمش آلومینیم استفاده می شود و تعداد ده نمونه که پنج عدد آن برای قالب فلزی و پنج عدد برای قالب ماسه ای است تحت شرایط زیر تهیه می شود. ابتدا از آلومینیم مذاب ۶۸۰ درجه سانتیگراد دو نمونه یکی در ماسه و دیگری در قالب فلزی ریخته می شود و سپس درجه حرارت را به ۷۰۰ درجه رسانده و دو نمونه دیگر تهیه می گردد. بهمین نحو نمونه هایی در درجه حرارتهای ۸۰۰ درجه و ۹۰۰ درجه و ۹۵۰ درجه سانتی گراد ریخته می شود نمونه های بدست آمده پس از شماره گذاری مقطع عرضی زده شده پولیش و اچ ماکروسکوپی می گردند.

۲) در این قسمت فقط به نشان دادن ساختمان دندریتی برای سرب اکتفا می شود. بدین ترتیب که مقداری سرب مذاب در یک قالب ماسه ای رزینی ریخته و پس از تأمل یک تا دو دقیقه، مذاب باقی مانده تخلیه می شود و ساختمان دندریتی مشاهده خواهد شد.

۳) در این قسمت برای نشان دادن انجماد جهت دار از آلومینیم شمش استفاده می شود. مقداری آلومینیم را ذوب کرده و از درجه حرارت ۷۵۰ درجه سانتی گراد در یک قالب آجری یا گرافیتی که قبلاً کاملاً گرم شده است و درروی یک سیتی می که از داخل آن آب جریان دارد، قرار گرفته و ریخته می شود و برای جلوگیری از تشکیل جوانه از بالا روی آن توسط مشعل حرارت داده می شود. همچنین برای جلوگیری از اعمال عوامل دینامیکی که شرح آن در آزمایش بعد خواهد آمد، توسط شعله مشعل روی قالب رابایک ورقه فولادی که از ابتدا خوب سرخ شده است می پوشانیم و خود این روق را از بالا توسط مشعل حرارت می دهیم.

روش آزمایش

۱) چهار نمونه ۳۰۰ گرمی از آلومینیم خالص تهیه می کنیم. برای این کار ۱/۲kg از آلومینیم خالص تهیه و آن را در کوره در دمای ۸۸۰ درجه سانتیگراد قرار می دهیم. پس از آماده شدن ذوب چهار قالب ماسه ای تهیه و در یک خطر با فاصله ۳۰ سانتیمتر از یکدیگر روی زمین قرار می دهیم و در کنار هر

یک روی زمین با گچ مشخصات نمونه ها را می نویسیم که اشتباه نشود. پس از آماده شدن ذوب، دمای ذوب را با ترموکوپل اندازه گرفته و در دمای ۸۶۰ درجه سانتیگراد ذوب اول را می ریزیم. در مرحله دوم کمی صبر می کنیم. هنگامی که دما به ۸۱۰ درجه سانتیگراد رسید ذوب دوم را می ریزیم. به همین ترتیب دو نمونه دیگر را در دماهای ۷۶۰ و ۷۱۰ درجه سانتیگراد ریخته گری می کنیم. در حین پر کردن قالب باید توجه کرد که ۱ سانتیمتر از بالای قالب خالی باشد.

۲) ۸۰۰ گرم از مذاب سرب ۴۰۰ درجه سانتیگراد تهیه سپس در قالب ماسه ای ریخته گری نمایم. باید بوته در کنار قالب باشد. پس از گذشت زمان ۱۵ ثانیه مذاب داخل قالب را در داخل بوته می ریزیم قشر منجمد شده را از وسط نصف و دندریت های بوجود آمده را مشاهده می نمایم.

۳) یک نمونه قالب فلزی را در داخل کوره در دمای ۸۶۰ درجه سانتیگراد قرار داده و پس از آنکه ذوب تهیه شد، ۲۵۰ گرم ذوب آلومینوم خالص داخل آن بریزید. قالب گرم شده از کوره را روی میز آبگرد قرار داده سپس با مشعل قالب را گرم کنید. لازم است توجه شود که در این قسمت از آزمایش باید مشعل تا پایان انجماد کامل در اطراف قالب روشن باشد. حتماً قبل از آزمایش باید حرکت آب را در داخل قالب را چک نمایید.

وسایل و مواد لازم

- ❖ شمش آلومینیم
- ❖ سرب
- ❖ سیستم خنک کننده از زیر
- ❖ قالب ماسه ای
- ❖ یژه
- ❖ قالب ماهیچه ای کوچک آماده
- ❖ آجر سوراخ یا قالب گرافیتی
- ❖ کوره موفلی ، بوته ، انبر و
- ❖ محلول اچ آماده (که ترکیب آن در آزمایش ۱ داده شده است)
- ❖ مشعل دستی

نتیجه گیری

- ۱) مقایسه سطوح مقاطع نمونه های بدست آمده در ماسه با هم
 - ۲) مقایسه سطوح مقاطع نمونه های بدست آمده در قالب فلزی باهم
 - ۳) مقایسه دوبدوی نمونه های بدست آمده در قالب ماسه ای و فلزی
- ۲) با توجه به درس کلاس و آنچه در تئوری گفته شد شرح دهید که چرا در آلیاژها امکان ایجاد ساختمان دندریتی بیشتر است و نیز چه فلزاتی بطور مناسب تری ساختمان دندریتی ایجاد می نمایند .
- ۳) مقطع بدست آمده را مورد بحث و توجیه قرار دهید .
 - ۴) چه عواملی باعث می شوند که ساختمان رشد از دندریتی به سلولی و یا بالعکس تبدیل گردد؟
 - ۵) پایین و یا بالا بردن بیش از حد درجه حرارت فوق گداز ممکن است منجر به بروز چه عیوبی در قطعات ریخته گری گردد؟
 - ۶) بر روی اهمیت انجام جهت دار در صنعت و طراحی ریخته گری بحث نمایید .

آزمایش شماره ۴

آزمایش چهارم

هدف آزمایش

تاثیر اعمال شرایط دینامیکی بر جوانه زنی

تئوری آزمایش

بحث های قبلی درباره تشکیل جوانه براساس مشاهدات بوده و تئوری هم مربوط به حالاتی است که در آنها وقوع جوانه زدن فقط تابعی از درجه حرارت و قدرت هریک از عوامل جوانه زای موجود می باشد. آنچه تا کنون گفته شده در مورد انجماد مایعاتی که در تلاطم نیستند کاملاً صدق می کند، ولی مشاهدات زیادی وجود دارند که نشان می دهند اعمال شرایط دینامیکی در مایع می تواند سبب ظهور کریستالهایی شود که در تجربیات مشابه استاتیکی وجود نداشته اند.

حداقل دو نوع جوانه زنی دینامیکی را می توان تشخیص داد. در نوع اول مایع فوق تبرید شده کاملاً ناپایدار که شامل هیچ کریستالی نیست، توسط یک عامل دینامیکی مناسب جوانه می زند و در نوع دیگر تعداد کریستالهای موجود در مایع در حال انجماد به نسبت خیلی زیاد توسط یک عامل دینامیکی افزوده می گردد. نوع اول را مطمئناً می توان یک روش تشکیل جوانه دانست ولی نمی توان بطور یقین معین کرد که نوع دوم مربوط به خرد شدن کریستالهای موجود نیست. حال ابتدا جوانه زنی دینامیکی را مورد بحث قرار می دهیم و تشکیل کریستالهای جدید را توسط شکسته شدن کریستالهای موجود بعداً مورد مطالعه قرار می دهیم.

سه عامل مستقل وجود دارند که جوانه زنی در یک مذب ناپایدار را سبب می گردند: اصطکاک، ارتعاش و ازدیاد فشار (ضربه فشاری).

جوانه زنی توسط اصطکاک (که برای آن اصطلاح Tribunucleation پیشنهاد شده است) در زمینه شیمی آلی بخوبی شناخته شده و این موضوع اولین بار توسط Frankenheim اعلام گردید و بعد از آن به کرات مشاهده شد که مذب فوق تبرید یک ماده آلی غالباً بر اثر تماس نوک ترمومتر با آن شروع به انجماد خواهد کرد. تجربه مشابهی در مورد آب که فوق تبرید آن کمتر از ۰/۵ درجه سانتیگراد نبوده نیز صورت گرفته است. برای این نوع جوانه زنی دو توضیح پیشنهاد شده است، یکی براساس این نظریه که اصطکاک بین دو سطح که با یکدیگر تماس حاصل می کنند توسط جوش

خوردن و پاره شدن متناوب ناهمواریهایی که در آنها تماس حقیقی اتفاق می افتد، سبب پاره شدن ماده و ایجاد مناطق جدید از سطوح را می گردد که توانایی آن بعنوان کاتالیزور جوانه زنی می تواند کاملاً با سطوح سابق فرق داشته باشد و شاید توانایی آن برای ایفای این نقش به مراتب بیشتر از سطوح قبلی باشد. تنها شاهد تجربی که مستقیماً مربوط به این موضوع می شود بوسیله جکسون و چالمرس ارائه گردیده است. این دو دانشمند نشان دادند که اگر چه اصطکاک بین دو سطح شیشه می تواند سبب جوانه زنی در آب گردد ولی شکستن یک میله شیشه ای در آب فوق تبرید شده سبب جوانه زنی نمی گردد. بنابراین می توان نتیجه گرفت که آشکار شدن یک سطح شیشه ای جدید سبب جوانه زنی نمی شود و لذا این توضیح حداقل در مورد آب رد می گردد. توضیح دیگری پیشنهاد شده آنست که، ارتعاش که یک کیفیت ذاتی و لاینفک اصطکاک از نوع چسبیدن لغزشی بوده است تاثیری مانند ارتعاش حاصل بوسیله عوامل دیگر دارد.

Walker و جکسون و چالمرز نشان داده اند که امواج مافوق صوت که شدت کافی داشته باشند، سبب جوانه زنی در آب فوق تبرید شده می گردند. منتهی باید اشاره کرد که اگر ماکزیمم شدت ارتعاش در قسمت مایع باشد جوانه زدن در آنجا انجام می شود. در غیر این صورت جوانه زنی در فصل مشترک بین آب و ظرف یا روی سطحی که از طریق آن ارتعاش به آب منتقل می شود صورت می گیرد.

نشانه هایی وجود دارند که مشخص می کنند جوانه زنی در اثر ارتعاش روی سطوحی که به مقدار ناچیز توسط آب خیس شده اند، آسان تر صورت می گیرد تا سطوح کاملاً خیس. مثلاً سطوحی که با پارافین پوشیده شده اند نسبت به سطوحی که کاملاً خیس شده اند برای ایجاد جوانه مناسب تر می باشند. پیشنهاد شده است که قدرت سطوح در تماس با مایع می تواند توسط تمیز کنندگی امواج مافوق صوت زیاد گردد. ولی مشخص شده است که امواج مافوق صوت هم تا قبل از فوق تبرید باعث جوانه زنی نمی شوند این توضیح نیز با توجه به این حقیقت که یک ضربه فشاری تنها می تواند سبب جوانه زنی گردد، ارایه می شود. توضیح قانع کننده تری که توسط والکر جهت جوانه زنی بوسیله ارتعاش شده آن است که، در قسمت فشار منفی سیکل یا سری سیکلها، حفره هایی ایجاد می گردد و جوانه زنی متعاقب آن شروع می شود. باید اضافه کرد که ثابت نشده است که برای جوانه زنی دینامیکی تشکیل حفره شرط لازم می باشد. ولی شرایطی که تحت آن جوانه زنی مشاهده گردیده عموماً مشابه شرایطی می باشند که در آنها انتظار تشکیل حفره می رفته است. بهره حال در بعضی مایعات آلی امواج مافوق صوت با فرکانس کمتر با موج ضربه ای با شدت کمتر برای جوانه زنی مورد احتیاج است. وقتی فوق تبرید نسبتاً زیاد است نمی توان پیشگویی کرد که پیشرفت حفره به تنهایی ملاک و معیاری برای جوانه زنی باشد. بهتر است گفته شود که تشکیل حفره باید صورت گیرد ولی حفره

تشکیل شده موثر نخواهد بود مگر حباب قبل از متلاشی شدن به یک اندازه بحرانی برسد یا حباب برای مدتی بحرانی وجود داشته باشد. توسط والکر نشان داده شده است که هم برای آب و هم برای نیکل، کبالت و آهن یک تک ضربه فشاری می تواند باعث تشکیل جوانه گردد. ضربه مناسب می تواند توسط انداختن یک گلوله فولادی روی انتهای بالایی میله سیلیسی گذاشته شده ای که انتهای پایینی آن داخل مایع فوق تبرید شده قرار دارد، اعمال شود. معلوم شده است که شدت ضربه ای که مورد احتیاج است بستگی به مقدار فوق تبرید و نیز بستگی به مشخصات انتهایی میله مزبور دارد. شدت لازم با ازدیاد فوق تبرید کاهش پیدا می کند و نیز از این شدت لازم برای یک میله گذاشته شده سیلیسی با انتهای شکسته کمتر از میله ای که صیقل شده است، می باشد.

حال به مسئله اثر عوامل دینامیکی را بعد از شروع انجماد بطور مختصر اشاره می کنیم. بعضی از انواع عوامل دینامیکی حتی در حالت استاتیکی ظاهری در حین انجماد نیز وجود دارد (مانند کنوکسیون شیمیایی و یا کنوکسیون حرارتی دفع عناصر آلیاژی در جلوی جبهه انجماد). بطور کلی می توان تصور کرد که به احتمال زیاد، بر اثر عوامل دینامیکی کریستالها بخصوص در مواردی که انجماد بصورت دندریتی صورت می گیرد شکسته شوند و بدیهی است این امر باعث ایجاد جوانه جدیدی که خود مستقلاً می تواند رشد کند، می گردد. حال فقط باید اشاره به این حقیقت کرد که فاکتورهای متعددی وجود دارند که این شکسته شدن را تسریع می کنند. به عنوان مثال اگر شرایط انجماد طوری باشد که شاخه های دندریت نازک باشند این احتمال بیشتر است.

مراحل آزمایش

۱) در این قسمت اثر عوامل دینامیکی را قبل از شروع انجماد تا پایان انجماد دخالت می دهیم. بدیهی است همانطور که اشاره شد حتی در شرایط اعمال عوامل دینامیکی نیز برای ایجاد جوانه لازم است مذاب به فوق تبرید برود؛ منتهی مقدار این فوق تبرید در این حالت چندان زیاد نیست. زیرا مذاب فوق تبرید شده در شرایط عدم تعادل استاتیکی شروع به انجماد می کند. بدیهی است که در این حالت صرفاً عوامل دینامیکی باعث ایجاد جوانه گردیده اند. عامل دینامیکی در این قسمت ارتعاش می باشد.

۲) در این قسمت اثر عوامل دینامیکی را بعد از شروع انجماد مورد بررسی قرار می دهیم. بدین ترتیب که ابتدا صبر می کنیم مدتی از شروع انجماد بگذرد سپس شرایط دینامیکی را اعمال می کنیم. همانطور که در تئوری آزمایش بیان گردید، در این حالت عامل دینامیکی میتواند دو نقش را بازی کند: یکی ایجاد جوانه های جدید از خود مذاب و دیگر شکسته شدن شاخه های دندریتهای در حال پیشرفت. عامل دینامیکی در این قسمت نیز ارتعاش می باشد.

۳) در این حالت برای اینکه نشان دهیم که شاخه های دندریت تا چه حد احتمال دارد که بشکند از یک مانع توری در داخل مذاب استفاده می نمایم . مشاهدات این قسمت این خواهد بود که دندریتها که در حال رشد هستند به مانع توری برخورد کرده و سرشاخه های دندریت شکسته باعث ایجاد جوانه در جبهه انجماد می گردند .

روش آزمایش

۱) آلیاژی از آلومینیم و سیلیسیم را تهیه کرده و پس از ذوب ، آلیاژ فوق را از درجه حرارت ۸۰۰ درجه سانتیگراد بداخل قالب لیوانی شکل استیل که تا ۴۰۰ درجه سانتیگراد پیش گرم شده است بریزید . ریختن مذاب در حالی صورت می گیرد که دستگاه ویراسیون در حال نوسان است. عمل را تا پایان ادامه داده نمونه بدست آمده را مقطع طولی زده و اچ ماکروسکوپی نمایید .

۲) آلیاژی با همان آنالیز را در داخل قالب لیوانی شکل استیل که تا ۴۰۰ درجه سانتیگراد پیش گرم شده ریخته و پس از گذشت یک دقیقه دستگاه ویراسیون را بکار اندازید و عمل را تا پایان انجماد کامل ادامه دهید . این نمونه را نیز مقطع طولی زده و اچ ماکروسکوپی نمایید .

۳) آلیاژی با همان آنالیز از آلومینیم و سیلیسیم را تهیه کرده و آن را داخل قالب لیوانی شکل استیل که در وسط آن یک توری فلزی قرار دارد ریخته صبر کنید تا انجماد پایان پذیرد . نمونه فوق را نیز مقطع طولی زده و اچ ماکروسکوپی نمایید .

وسایل و مواد لازم

- ❖ آلومینیم و سیلیسیم
- ❖ قالب گرافیتی
- ❖ کوره موفلی
- ❖ دستگاه ویراسیون
- ❖ وسایل لازم برای پولیش و اچ

نتیجه گیری

- | |
|---|
| <p>۱) شرح و توجیه سطح مقطع نمونه بدست آمده در قسمت اول آزمایش</p> <p>۲) شرح و توجیه سطح مقطع نمونه بدست آمده در قسمت دوم آزمایش</p> <p>۳) شرح و توجیه سطح مقطع نمونه بدست آمده در قسمت سوم آزمایش</p> |
|---|

۴) چند مورد از کاربرد عوامل دینامیکی در کنترل ساختار قطعات ریختگی را توضیح دهید .
۵) چند مورد از معایب وجود ارتعاش در انجماد را بیان کنید.

آزمایش شماره ۵

آزمایش پنجم

هدف آزمایش

بررسی و اندازه گیری سرعت انجماد

تئوری آزمایش

یکی از مسایل بسیار جالب در انتقال حرارت و انجماد فلزات اینست که تغییرات ضخامت لایه منجمد شده در حین انجماد با زمان چگونه است؟ از موارد پراهمیت این سوال وقتی است که فصل مشترک جامد و مذاب در طول مدت انجماد مستوی بماند و این حالت عملاً تنها در شرایط ریخته گری فلزات خالص یا آلیاژهای یوتکتیک پیش می آید بعبارت دیگر تنها وقتی که برد انجماد صفر باشد فصل مشترک جامد و مایع مستوی خواهد بود. در سایر آلیاژها فصل مشترک تقریباً همیشه دندریتی یا سلولی دندریتی است. عواملی که نوع فصل مشترک را تعیین می نماید در تئوری آزمایشات قبل ذکر گردید و در درس انجماد نیز مورد بحث قرار می گیرند. بنابراین توجیه نتایج محاسبات انتقال یا سیلان حرارت به آن سادگی که گاهی اوقات فرض می شود نمی باشد. مقایسه تجربه با تئوری ساده نبوده زیرا آنچه‌آنکه توسط Ruddle اشاره شده است اکثر بررسیهای تجربی براساس روش خالی کردن صورت گرفته است، بدین ترتیب اگر فلز مایع بین شاخه های دندریتی به دام بیافتد انجماد بیشتر و اگر کریستالهای مستقل شناور در داخل مایع وجود داشته باشند انجماد کمتر از مقدار واقعی نشان داده خواهد شد. یک روش آزمایش مناسب تر عبارت است از اندازه گیری درجه حرارت در زمانهای مختلف و رسم منحنی های درجه حرارت - زمان، برای نقاط مختلف در داخل فلزی که منجمد می شود. این روش اغلب اطلاعات تجربی مفیدی را در زمینه سرعت انجماد فلز در یک قالب بدست داده است. روشهایی که برای اندازه گیری سرعت رشد توسعه یافته اند توسط Ruddle بطور مفصل تشریح شده اند.

علیرغم محدودیت هایی که از نظر تجربه و تحلیل پدیده وجود دارد، بد نیست بعضی از نتایج بدست آمده در این مورد از نظر دانشجویان بگذرد. ساده ترین حالت برای بحث حالتی است که فلز و قالب هر دو نیمه بی نهایت می باشند و درجه حرارت فصل مشترک فلز و قالب ثابت می ماند و فلز مذاب در ابتدا در نقطه ذوب خود قرار دارد. بعلاوه در این شرایط فرض می شود که فلز مذاب خالص

است؛ بنحوی که درجه حرارت فصل مشترک جامد و مایع ثابت می باشد. روش عمومی دنبال کردن این مسئله بصورت زیر است:

برای هدایت حرارت در یک جهت از قالب درجه حرارت یک جز از حجم در زمان t توسط θ نشان داده است و از طریق رابطه زیر بدست می آید (قانون دوم فیک):

$$\frac{\partial \theta}{\partial t} = \frac{k}{\gamma_c} = \frac{\partial^2 \theta}{\partial x^2} \quad \text{رابطه ۴-۱}$$

که در آن :

k : قابلیت هدایت حرارت

γ : دانسیته

C : گرمای ویژه

x : فاصله از دیواره

اگر سطح صفحه ای محدود کننده (سطح مقید به مستوی بودن) یک جامد نیمه محدود که ابتدا در درجه حرارت θ_0 است بطور ناگهانی به درجه حرارت θ_x در زمان $t=0$ برسد در این صورت بعد از زمان t_1 درجه حرارت θ_m در هر نقطه x در جلوی دیواره و در داخل جامد توسط رابطه زیر داده می شود :

$$\theta_m = \theta_0 + (\theta_i - \theta_0) \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{\alpha t_1}}\right) \quad \text{رابطه ۴-۲}$$

که در آن erfc تابع خطا می باشد و $\alpha = \frac{k}{\gamma_c}$

سرعت $\frac{\partial Q}{\partial t}$ که تحت آن حرارت از فلز ریخته شده در زمان t_1 خارج می شود توسط رابطه زیر بدست می آید:

$$\frac{\partial Q}{\partial t} = -k \left[\frac{\partial \theta}{\partial x} \right]_{x=0}$$

که به وسیله دیفرانسیل گیری از معادله erfc معادل است با :

$$\frac{\partial Q}{\partial t} = \frac{k(\theta_i - \theta_0)}{\sqrt{\pi \alpha t}} = 0.564 \frac{k(\theta_i - \theta_0)}{\sqrt{\alpha t}} = 0.564 b \frac{\theta_i - \theta_0}{\sqrt{t}}$$

که در آن b قابلیت نفوذ حرارت یعنی $\sqrt{k\gamma_c}$ می باشد.

کل حرارت هدایت شده به قالب در زمان t بوسیله انتگرال گیری معادله قبل بدست می آید :

$$Q = b(\theta_i - \theta_0) \int_0^t \frac{0.561}{\sqrt{t}} dt = 1.128 b(\theta_i - \theta_0) \sqrt{t}$$

که این رابطه را می توان بصورت زیر نیز نوشت:

$$D = q\sqrt{t} \quad \text{رابطه ۳-۴}$$

که در آن D ضخامت لایه منجمد شده و q ضریب ثابت انجماد برابر $1.128[b(\theta_i - \theta_0)/L\gamma]$ می باشد و L و γ نیز به ترتیب حرارت نهان ذوب و دانسیته فلز جامد می باشند. باید توجه داشت که معادله $D = q\sqrt{t}$ دقیقاً هیچ حالت واقعی را نمی رساند، زیرا در آن فرض می شود که دیواره قالب آنقدر ضخیم است که تمام حرارت هدایت شده از فلز صرف گرم کردن قالب می شود و هنوز مقداری از ماده قالب وجود دارد که تحت تاثیر قرار نگرفته است. همچنین فرض می شود که قابلیت هدایت حرارت فلز نسبت به قالب بقدری بالا است که شیب حرارتی لازم برای هدایت حرارت از خلال فلز را بتوان نادیده گرفت. بنابراین فصل مشترک فلز و قالب مانند فصل مشترک جامد و مایع در یک درجه حرارت ثابت می ماند. ولی به هر حال اساس محاسبات نشان می دهد سرعت ضخیم شدن پوسته منجمد شده که متناسب با ریشه زمان است، تقریب معتبری می باشد.

اگر فوق گداز را بخواهیم در نظر بگیریم مسئله خیلی پیچیده تر می شود زیرا

(۱) مقدار حرارت اضافی که باید به قالب هدایت شود بستگی به حجم فلز در داخل قالب دارد، که هرگز نمی توان آن را نامحدود ذکر کرد.

(۲) درجه حرارت اولیه فصل مشترک فلز و قالب مانند درجه حرارت فصل مشترک جامد و مایع ثابت نیست و حین انجماد تغییر مینماید.

ولی با قراردادن فوق گداز بصورت یک مقدار حرارتی که باید از فلز خارج گردد تقریب خوبی برای انجام محاسبات بدست می آید. کل حرارتی که در این حالت برای انجماد از فلزات گرفته می شود برابر است با:

$$Q = w[L + S(\theta_c - \theta_f)] \quad \text{رابطه ۴-۴}$$

که در آن:

$$w = \text{وزن قطعه ریختگی}$$

$$\theta_c = \text{درجه حرارت اولیه مایع}$$

$$\theta_f = \text{درجه حرارت انجماد نهایی است.}$$

این مقدار حرارت باید طی مدت t که برای انجماد لازم است به قالب هدایت شود. اگر سطح تماس قالب و فلز دارای مساحت A باشد در این صورت:

$$\sqrt{t} = \frac{w[L + S(\theta_i - \theta_f)]}{1.128A\sqrt{k\gamma_c(\theta_i - \theta_0)}}$$

معادله فوق را می توان بصورت خلاصه زیرنوشت:

$$t = \left(\frac{V}{A}\right)^2 \times Const \quad \text{رابطه ۴-۵}$$

این معادله که موسوم به قانون Chvorinov است تا زمانی که در جه حرارت ریختن وسایر خواص ماده ثابت باقی بماند، برقرار می باشد. باید اشاره کرد که بحث بالا برای زمان انجماد کامل بکار می رود و در این مورد نیز فرض شده است که جریان حرارت عمود بر دیواره قالب می باشد. احتمالاً در حالات حقیقی و یا حداقل در قالب ماسه ای اثر فوق گذاز بیشتر ایجاد تاخیر در شروع انجماد می باشد تا طولانی کردن زمان حین انجماد. این امر به این دلیل است که قابلیت هدایت زیاد و حرکت کنوکسیون مایع در قالب سبب می شود تمام فلز با یک سرعت سرد شود؛ بنحوی که تمام نقاط آن قبل از شروع انجماد در نزدیکی درجه حرارت ذوب کامل قرار گیرد.

Mincher و Ruddle دریافتند که آلومینیم، مس، منیزیم و روی برای آلیاژ مس - آلومینیم که دارای ترکیب خیلی نزدیکی به یوتکتیک باشد و در قالب ماسه ای با ۱۰۰ درجه فوق گذاز ریخته شود، نتایج را می توان کاملاً بصورت زیر نشان داد:

$$D = q\sqrt{t} - c \quad \text{رابطه ۶-۴}$$

در جاییکه q و c مقادیری ثابت می باشند. مقدار ثابت q توسط اندازه قطعه ریختگی و سرعت جذب حرارت تعیین می گردد و ثابت c تا اندازه زیادی بستگی به مقدار فوق گذاز دارد. برای انجام آزمایش اندازه گیری سرعت انجماد سه روش وجود دارد:

الف) روش خالی کردن

در این روش قالب را از مذاب پر کرده پس از گذشت زمانی معین آن را خالی می کنند و ضخامت متوسط لایه منجمد شده را پس از مقطع زدن اندازه گیری می نمایند.

ب) روش اندازه گیری درجه حرارت

در این روش درجه حرارت فواصل مختلف از جداره قالب را توسط ترموکوپلهایی اندازه گیری می کنند. ممکن است تغییرات درجه حرارت را با ترموکوپل های نصب شده بر روی کاغذ بر حسب زمان نیز رسم نمایند که مبدا زمان برای تمام ترموکوپل ها باید یکی باشد. از روی منحنی های بدست آمده می توان زمان شروع انجماد هر فاصله از جداره قالب را تعیین نمود. سپس از روی نتایج بدست آمده منحنی D (ضخامت) را بر حسب t (زمان) رسم نمود.

ج) روش اندازه گیری سرعت انجماد با آلیاژ کردن

روشی دیگر برای اندازه گیری سرعت انجماد، آلیاژ کردن در حین انجماد می باشد. در این روش از ۱۰ عدد قالب آماده فلزی به قطر ۸ سانتیمتر و ارتفاع ۱۵ سانتی متر استفاده کنید. این قالبها را بطور یکسان با مشعل دستی گرم کنید. برای ریختن هر نمونه به ۲ کیلوگرم آلومینیم احتیاج است. درجه حرارت ریختن برای نمونه ها ۸۰۰ درجه سانتیگراد است. هشت نمونه فوق را تحت شرایط زیر بریزید:

به مذاب اولین قالب پس از تأمل ۶۰ ثانیه بعد از ریختن مذاب حدوداً ۱۰ تا ۲۰ سانتی متر مکعب مذاب روی (Zn) که قبلاً در یک کوره و جداگانه ذوب گردیده است، اضافه کنید .

به نمونه های دیگر به ترتیب بعد از تأمل ۱۰، ۲۰، ۳۰، ۴۰، ۵۰، ۶۰ و ۷۰ ثانیه مذاب روی (Zn) بیفزایید. پس از مقطع طولی زدن ضخامت متوسط لایه منجمد شده را اندازه گیری کنید . قشر منجمد شده قبل از اضافه کردن روی (Zn) آلومینیوم خالص و مابقی آلیاژ آلومینیوم روی (Al-Zn) خواهد بود که فصل مشترک کاملاً مشخصی دارند . برای واضح شدن فصل مشترک می توان از محلول اچ حاوی HF که در آزمایشگاه مهیا می باشد استفاده کرد .

برای اندازه گیری ضخامت منجمد شده، خطی موازی کف قالب با فاصله ای یکسان برای همه قالب ها رسم و ضخامت را بر روی این خط اندازه گیری نمایید .

توجه کنید که درجه حرارت مذاب روی به میزان ۵۰۰ درجه سانتیگراد مناسب است. همچنین لازم است با ریختن مذاب روی به داخل قالب قدری مذاب را بهم بزنید .

روش آزمایش

در این آزمایش ما سه نمونه آلومینیوم خالص و آلومینیوم با ۷ و ۱۳ درصد سیلیسیم داریم و میخواهیم گراف سرد شدن مذاب را در قالب فلزی بررسی می نمائیم . مذاب آلومینیوم خالص را در دمای ۸۰۰ درجه سانتیگراد تهیه می کنیم . پس از تهیه قالب خشک کردن قالب ترموکوپل را پوشش داده و داخل قالب قرار می دهیم. سپس مذاب را داخل قالب ریخته و دستگاه بارکدر را روشن می نمایم تا گراف سرد شدن مذاب را در اختیار ما قرار دهد . در مورد قالب ابتدا قالب را کمی پیشگرم کرده، بعد ترموکوپل را ثابت و مذاب ریزی انجام می شود . دقت شود که سیم دستگاه باید کاملاً ثابت باشد تا منحنی درستی به دست آید.

وسایل و مواد لازم

- ❖ شمش آلومینیوم
- ❖ قالب فلزی
- ❖ پیرومتر
- ❖ کرنومتر
- ❖ کولیس
- ❖ کوره ذوب آلومینیوم
- ❖ بوته گرافیتی بزرگ، بوته گیر و ...
- ❖ دستکش

نتیجه گیری

(۱) منحنی بدست آمده را مورد بحث قرار داده و خطاهای موجود را شرح دهید.

(۲) با استفاده از نتایج بدست آمده از آزمایش میزان درستی رابطه $D = q\sqrt{t} - c$ را در مورد نتایج تحقیق نمایید.

(۳) مدول قطعه (V/A) را برای اشکال هندسی مختلف محاسبه نمایید و با استفاده از رابطه ۴-۵ زمان انجماد آنها را با هم مقایسه کنید.

آزمایش شماره ۶

آزمایش ششم

هدف آزمایش

بررسی اثر ترکیب شیمیایی و فوق‌گداز روی سیالیت

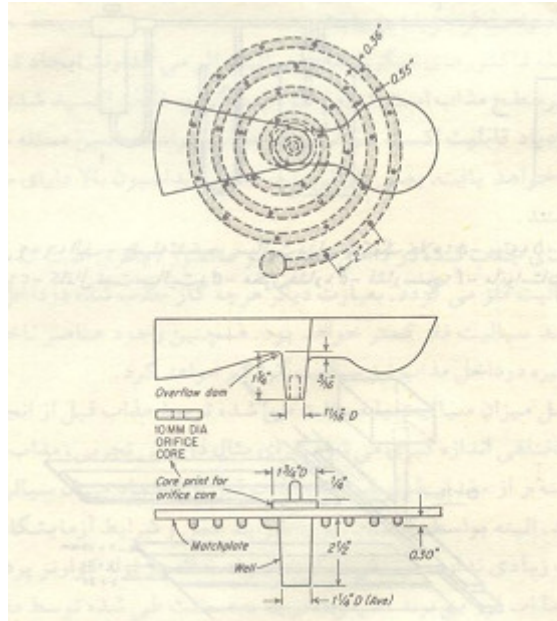
تئوری آزمایش

هنگام عملیات ریخته‌گری مسئله پرشدن قالب کاملاً در درجه اول اهمیت قرار دارد. پرشدن قالب به بسیاری از خواص فلز، قالب و شرایط ریخته‌گری بستگی داشته و این مسئله امروزه عموماً تحت عنوان سیالیت مورد توجه قرار می‌گیرد.

آلیاژهای مختلف از نظر پر کردن قالب دارای قدرتهای متفاوتی می‌باشند. برای تعیین توانایی پر کردن یک قالب در درجه حرارت معین توسط یک آلیاژ، لازم است آزمایشی از سیالیت تحت شرایطی نسبتاً نزدیک به شرایطی که در عمل وجود دارد روی آن انجام گیرد. سیالیت فلز را اغلب بوسیله آزمایشات ساده‌ای از قبیل ریختن مقداری مذاب روی زمین و یا مشاهده زمان تشکیل یک فیلم سطحی روی یک نمونه مذاب مورد قضاوت قرار می‌دهند.

به هر حال آزمایشات استاندارد جهت کمک به ریخته‌گران در قضاوت روی توانایی فلز مذاب در جریان یافتن به داخل قالب توصیه شده است. از آنجاییکه توانایی فلز جهت پر کردن قالب بستگی به فاکتورهای زیادی دارد و اگر از نتایج بدست آمده جهت مقایسه استفاده می‌شود، لازم است شرایط آزمایش با دقت زیاد استاندارد شود. فرم قالبی که جهت اندازه‌گیری سیالیت استفاده می‌شود در شکل ۱-۶ نشان داده شده است.

لازم به ذکر است که اصطلاح سیالیت در نزد ریخته‌گران به معنی عکس و یسکوزیته نبوده و آنچه که در نظر اینگونه افراد از سیالیت مورد توجه است، توانایی پر کردن قالب می‌باشد و همانطور که اشاره شد بوسیله اندازه‌گیری میزان جریان مذاب در داخل یک قالب استاندارد اندازه‌گیری می‌شود. همانطور که در ابتدای مطلب اشاره شد، هم خصوصیات قالب و هم خصوصیات فلز در میزان سیالیت تاثیر دارند.

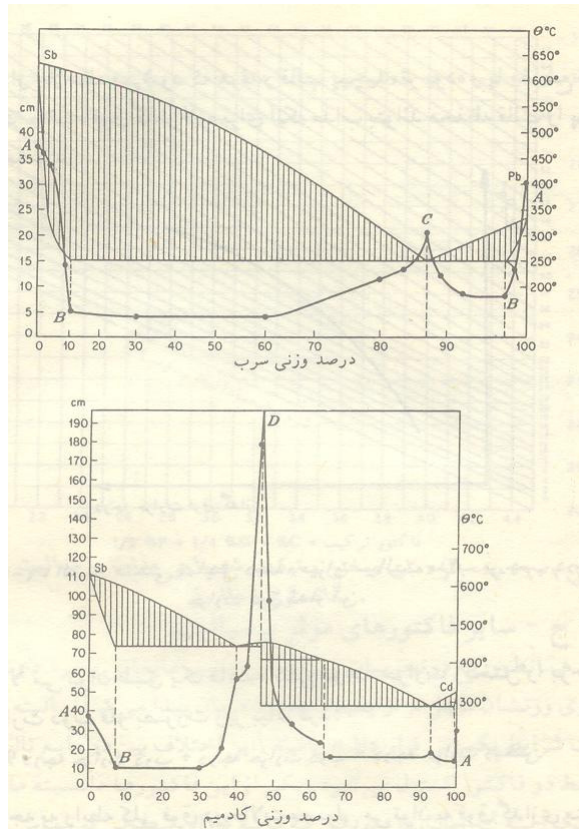


شکل ۱-۶: مسیر مارپیچی حرکت مذاب به منظور تعیین سیالیت

فاکتورهای متالورژیکی ذکر شده در زیر دارای اثرات مختلفی روی سیالیت می باشند:

- ترکیب شیمیایی فلز
- فوق گداز
- ویسکوزیته فلز
- کشش سطحی مذاب
- فیلمهای اکسیدی سطحی
- فیلمهای گازی جذب شده
- اضافات و ناخالصی های موجود در بار
- اثرات قالب
- زبری سطح

از این فاکتورها دو مورد اول از مهم ترین عوامل می باشند. در مورد فوق گداز، واضح است که هرچه فوق گداز بیشتر باشد مدت بیشتری در داخل قالب به حالت مایع خواهد بود و این امر به معنی طی کردن مسیر بیشتری در داخل قالب نسبت به فلزی که فوق گداز کمتری دارد می باشد.



شکل ۲-۶: منحنی سیالیت در سیستم های دوتایی سرب-آنتیموان (شکل بالا) و آنتیموان-کادمیم (شکل پایین)

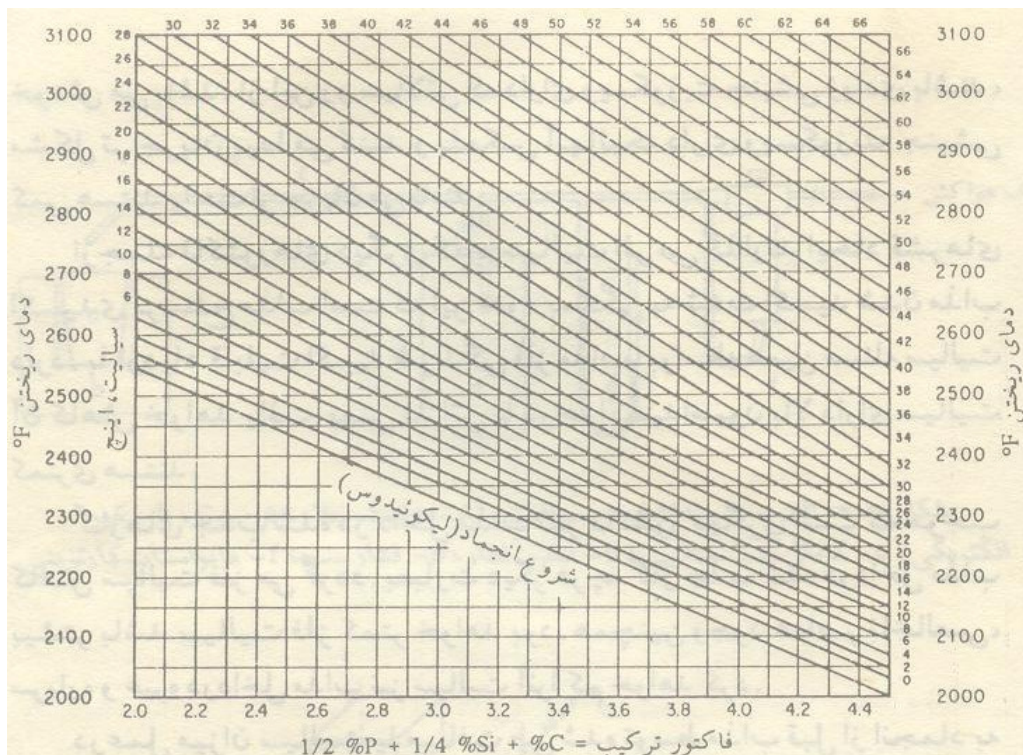
در موارد بسیار زیادی دیده شده است که تغییرات ترکیب شیمیایی تا آنجا که این تغییرات در تغییرات نحوه انجماد منعکس گردد بطور موثری در روی سیالیت اثر می گذارند. به عنوان مثال شکل ۲-۶ منحنی سیالیت را در روی سیستم های دوتایی سرب-آنتیموان و آنتیموان-کادمیم نشان می دهد. با توجه به این دیاگرام ها دیده می شود که بهترین سیالیت ها برای اجزای خالص، ترکیبات یوتکتیک یا فازهایی که در درجه حرارت ثابت منجمد می شوند، وجود دارند. برعکس کمترین سیالیت مربوط به وقتی می شود که برد انجماد بیشترین مقدار را دارد؛ چون برد انجماد طولانی نمایشگر وضعیتی است که فلز در یک حالت خمیری قرار دارد. در این فاصله فلز محتوی دندریت های پیچیده ای که عملاً توسط مایعی که در درجه حرارت انجماد قرار دارد احاطه شده است، می باشد. طبیعی است که این وضعیت سیالیت را محدود خواهد کرد.

از طرف دیگر اگر فلز خالص منجمد شود انجماد آن با رشد تدریجی از جداره ها توأم بوده و این وضع مانع جریان فلز مذابی که در قسمت داخلی قرار دارد نمی گردد و به طریق مشابه انجماد یک ترکیب یوتکتیک را می توان در نظر گرفت.

محققان در مطالعه سیالیت گروهی از آلیاژهای آلومینیوم و مقایسه آن با مشخصات انجماد آنها دریافتند که رابطه مستقیمی بین سیالیت آلیاژها و برد انجماد آنها وجود دارد و معلوم گردید که

آلیاژهایی که دارای برد انجماد طولانی ترند سیالیت کمتری نسبت به آلیاژهایی که دارای برد انجماد کمتری می باشند، دارا هستند .

مثال دیگری که رابطه بین سیالیت و درجه حرارت انجماد و درجه حرارت فوق گداز را نشان می دهند شکل زیر می باشد. در این شکل اطلاعات بدست آمده در مورد چدن خاکستری چکش خوار گردآوری شده است. دیاگرامهای مشابهی برای فولاد وجود دارد که اثر کربن، اضافات اکسیداسیون و سیلسیم و همچنین سایر عناصر آلیاژی را روی سیالیت نشان می دهند . سیالیت فولادهای کاملاً کشته شده بوسیله سیلسیم بیشتر از فولادهای کاملاً کشته نشده می باشد . سیلسیم عموماً سیالیت فولاد را افزایش می دهد . غلظت های زیادی از منگنز سبب افزایش قابل ملاحظه سیالیت در درجه حرارتهای کمتر می گردد، اما در درجه حرارتهای بالا اثر کمتری دارد.



شکل ۳-۶

آلومینیوم تا آن مقدار که برای اکسیداسیون لازم است اضافه شود سیالیت را بالا می برد ولی مقادیر اضافه تر آن سبب کم شدن سیالیت می گردد . افزایش سیالیت در قسمت اول بخاطر انجام عمل اکسیداسیون و کم شدن آن در مرحله دوم بعلت ایجاد فیلم های اکسیدی سطحی می باشد . کرم اثر کمی روی سیالیت دارد و تنها تا غلظت ۰.۳٪ افزایش محسوسی در سیالیت ایجاد می نماید و از این مقدار بیشتر اثر چندانی ندارد . نیکل سیالیت فولاد را افزایش می دهد اما نتایج تجربیات محققین چندان

موافق هم نیست. مولیدن سبب کاهش سیالیت در غلظت های کم می گردد اما برای غلظت های بیش از ۰/۵ درصد، آن را به حالت طبیعی اش افزایش می دهد.

وانادیم تا غلظت ۰/۲۵ درصد سیالیت را کاهش می دهد. مقادیر بیشتر وانادیم سیالیت را افزایش می دهد اما آن را به مقدار سیالیتی که فولاد بدون وانادیم دارد نمی رساند. مس تا ۰/۴٪ سبب افزایش سیالیت می شود و از چها تا شش درصد اثر کمی روی سیالیت داشته و از این مقدار بیشتر سیالیت شروع به کاهش می کند. فسفر سیالیت فولاد را در درجه حرارت های پایین افزایش می دهد. اما برای درجه حرارت های بیش از ۱۵۶۰ دارای اثر قابل اندازه گیری نیست.

همانطور که در تجربیات روزمره می بینیم مایعاتی وجود دارند که تحت نیروی وزن خودشان آسان تر از بعضی از مایعات دیگر جریان پیدا می کنند؛ البته به شرطی که تحت شرایط یکسانی قرار داشته باشند. این اختلاف بین دو مایع تا اندازه ای زیاد توسط دو فاکتور کنترل می شود یکی از این فاکتورها دانسیته مایع و دیگری ویسکوزیته می باشد (ویسکوزیته نیرویی داخلی (تنش برشی) است که از حرکت آن جلوگیری می نماید) وقتی که مایع دارای سطحی در تماس با اتمسفر می باشد کشش سطحی نیز ممکن است روی خواص جریان آن تاثیر بگذارد. وقتی سیالی تحت نیروی وزن خودش سیلان پیدا می کند هرچه ویسکوزیته آن بیشتر باشد سیلان برای آن مشکل تر می گردد در صورتی که هرچه دانسیته اش بیشتر باشد سهل تر می تواند سیلان کند. از آنجایی که دانسیته فولاد در حدود هفت برابر آب می باشد در صورتی که ویسکوزیته آن تقریباً برابر آب است نتیجه می شود که می توان انتظار داشت فولاد در حالت مذاب خیلی سهولت جریان پیدا می کند.

اگر ویسکوزیته یک سیال را بر دانسیته آن تقسیم کنیم کمیتی موسوم به ویسکوزیته سینماتیکی بدست می آید که معیاری جهت سهولت جریان مایع تحت نیروی وزن خودش می باشد. از این رو سیالاتی که دارای ویسکوزیته سینماتیکی زیادی می باشند مشکلتر جریان پیدا می کنند و آنهایی که دارای ویسکوزیته سینماتیکی کمی می باشند راحت تر جریان می یابند.

مراحل آزمایش

این آزمایش در دو مرحله انجام می شود در قسمت اول اثر ترکیب شیمیایی و در مرحله دوم اثر فوق گداز بر روی سیالیت بررسی می شود.

۱- برای بررسی اثر ترکیب شیمیایی آلیاژهایی از آلومینیوم با مقادیر مختلف سیلیسیم در نظر گرفته شده است. کنترل درجه حرارت در لحظه ریخته گری برای تمام نمونه ها و اندازه گیری دقیق آن در این آزمایش در بدست آوردن نتایج صحیح تاثیر فوق العاده ای دارد. آلیاژهای انتخاب شده با ۱۰۰ درجه فوق گداز ریخته می شوند. سپس مقدار مسافتی که مذاب توانسته در داخل ماریچ

پیشرفت نماید اندازه گرفته می شود. نتایج بدست آمده به صورت منحنی طول برحسب درصد عنصر آلیاژی ترسیم می شود.

۲- جهت بررسی اثر فوق گداز بر روی سیالیت از آلومینیوم خالص تجارتنی استفاده می شود. تعداد دو نمونه در درجه حرارت های مختلف ریخته می شوند و سپس طول پیموده شده توسط مذاب اندازه گیری و منحنی مسافت پیموده شده برحسب فوق گداز رسم می گردد.

روش آزمایش

برای بررسی اثر ترکیب شیمیایی بر روی سیالیت آلیاژهای آلومینیوم با درصدهای ۱۳، ۳، سیلیسیم و دو نمونه آلومینیوم خالص تهیه و به ترتیب از درجه حرارت های ۶۸۰، ۷۴۰، ۸۱۰ و ۷۶۰ درجه سانتیگراد در قالب هایی که قبلاً آماده شده اند و فرم های ماریچ در آنها درآمده، ریخته می شوند. برای قالب گیری ماریچ از ماسه سیلیسی استفاده نموده سعی کنید رطوبت ماسه در تمام طول آزمایش یکسان باشد. قبل از ریختن مذاب قالب ها را بطور یکسان با شعله خشک نمایید و سعی نمایید تا درجه حرارت قالب ها تقریباً مساوی باشند. دقت شود که در هنگام قالب گیری داخل مسیر ماریچی کاملاً تمیز باشد و راهگاہ هوا در انتهای ماریچ زده شود. برای تهیه مذاب لازم است دقت شود که، هر قالب بطور تقریبی ۹۰۰ گرم مذاب آلومینیوم نیاز دارد

وسایل مورد نیاز

- ❖ آلومینیوم خالص (تجارتنی)
- ❖ شمش سیلیسیوس Al-13%Si و یا هر آلیاژی از Al-Si
- ❖ وسایل ریخته گری معمولی
- ❖ قالب های ماریچ که هر کدام رنگ مشخص و مخصوص درجه هم رنگ خود هستند.
- ❖ ترموکوپل
- ❖ متر با درجات میلیمتر
- ❖ کوره زمینی
- ❖ مشعل خشک کننده

نتیجه گیری

۱) منحنی میزان جریان فلز در داخل قالب مارپیچ که نمودار سیالیت بر حسب درصد ترکیب است را رسم نموده و آن را مورد بحث قرار دهید .

۲) منحنی میزان سیالیت را بر حسب فوق گداز رسم نموده و مورد بحث قرار دهید .

۳) آزمایشات سیالیت دیگر مانند تست راگون و کانال های تسمه ای شکل را بررسی کنید و باتست اسپیرال مقایسه نمایید.

آزمایش شماره ۲

آزمایش هفتم

هدف آزمایش

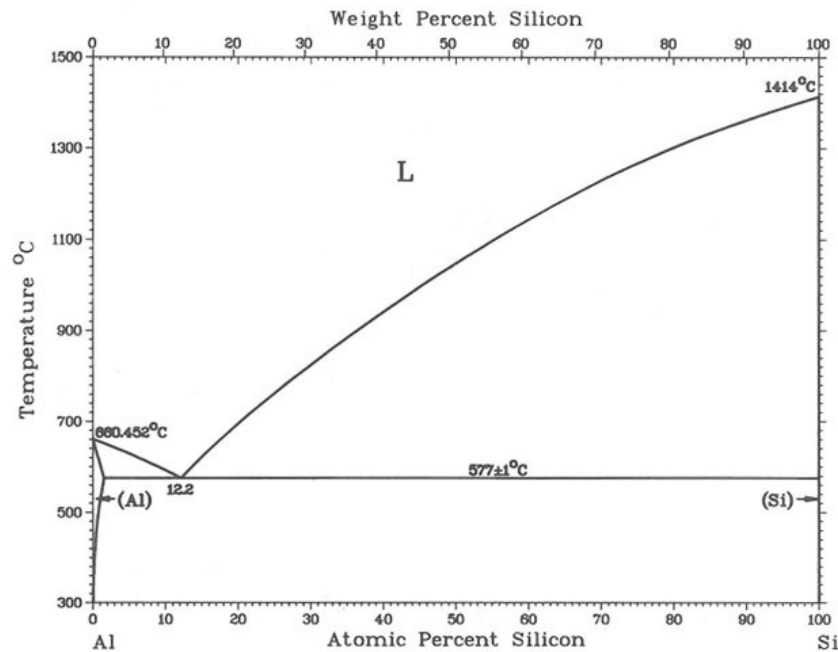
اصلاح آلیاژ یوتکتیک آلومینیوم-سیلیسیم

تنوری آزمایش

آلیاژهای آلومینیوم-سیلیسیم به دلیل سهولت ریخته گری و خصوصیات فیزیکی و مکانیکی مناسب دارای کاربرد زیادی در بین آلیاژهای آلومینیوم هستند. سیلیسیم در حین انجماد افزایش حجم یافته و انبساط حاصله در قطعه تا حدودی انقباض حاصل از انجماد آلومینیوم را جبران می کند و بدین ترتیب از مجموع انقباض حین انجماد آلیاژ کم می شود.

ساختمان یوتکتیک Al-Si دارای شاخه های سیلیسیم در زمینه آلومینیوم می باشد. از آنجا که خواص آلیاژ به شکل و اندازه فاز غنی از سیلیسیم بستگی دارد مکانیزم جوانه زنی و رشد این فاز می بایست در آلیاژهایی که بیش از ۵٪ سیلیسیم دارند، کنترل گردد. در آلیاژهای Al-Si با خلوص زیاد که سرعت انجماد آنها کم باشد، فاز غنی از سیلیسیم به صورت ورقه های نسبتاً خشن در می آید و سبب کاهش خواص مکانیکی بویژه انعطاف پذیری می گردد. اصلاح ساختار این آلیاژها عموماً بوسیله افزودن عناصر قلیایی و قلیایی خاکی و یا نمکهای آنها صورت می گیرد.

امروزه بررسی های زیادی در اصلاح اندازه دانه و اندازه فاز غنی از Si صورت گرفته است که باعث بهبود چشمگیری در خواص مکانیکی گردیده است. بررسی اثرات اندازه دانه که روشهای مختلفی مثل افزودن مواد جوانه زا، ارتعاش، به هم زدن مذاب و همچنین کنترل سرعت انجماد در آن موثر است در آزمایشهای قبلی صورت گرفته و بطور کلی مشاهده شده که با کاهش اندازه دانه علاوه بر افزایش استحکام، انعطاف پذیری نیز افزایش می یابد.



شکل ۱-۷: دیاگرام تعادلی Al-Si

مسئله دیگر مطالعه ساختار فاز غنی از Si است که مربوط به آزمایش حاضر می گردد. اندازه شاخه های سیلیسیم در زمینه روی خواص مکانیکی تاثیر مستقیم دارد و این مسئله بیشتر در آلیاژهای Al با درصد بالای Si اهمیت پیدا می کند زیرا درشت شدن شاخه های فاز غنی از Si، قطعه را ترد و سبب کاهش استحکام ضربه می شود (در آلیاژهای Al، Si بالا سبب افزایش مقاومت سایشی می شود که برای ساخت پیستون و سیلندر کاربرد دارد). با ریز کردن اندازه دانه ها می توان تا حدودی از درشت و خشن شدن فاز غنی از Si (فاز بتا) جلوگیری کرد؛ ولی یک روش مفید و موثر دیگر (آزمایش امروز) اضافه کردن عناصر آلیاژی و در نتیجه اصلاح ساختمان می باشد که منجر به خرد شدن و پراکنده شدن فاز در زمینه می شود (تقریباً می توان گفت این عمل مشابه تبدیل چدن خاکستری با گرافیت کروی توسط اضافه کردن عناصر آلیاژی مناسب است) و ساختاری بدست می آید که به ساختار رشته ای موسوم است. با این روش می توان حد ازدیاد طول و استحکام آلیاژهای فوق را به نحو چشمگیری افزایش داد. تحقیقات نشان داده است که اغلب عناصر قلیایی و قلیایی خاکی خاصیت اصلاح کنندگی دارند که در این عناصر سدیم از عناصر قلیایی و استرانسیم از عناصر قلیایی خاکی مهمترین عناصر اصلاح کننده می باشند (برای اصلاح آلیاژهای هایپریوتکتیک معمولاً از فسفر و برای آلیاژهای حدود یوتکتیک از سدیم و استرانسیم استفاده می شود). توضیح بیشتر اینکه نمکهای این دو عنصر نظیر فلئورسدیم (NaF) و کلرواسترانسیم (Cl_2Sr) نیز اثرات قابل توجهی دارند.

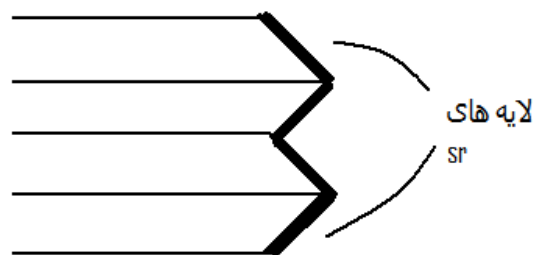
سدیم در محیط در مقابل هوا سریع اکسید می شود و در مقابل رطوبت بسیار حساس است و تولید گاز هیدروژن می کند که ممکن است سبب پیدایش گاز در مذاب و معیوب شدن قطعه شود.

با استفاده از سدیم در کپسولهای خلا موانع کمتر می شود ولی با توجه به خواص فیزیکی و شیمیایی سدیم استفاده از آن همواره با مشکلاتی همراه بوده که از آن جمله می توان به موارد زیر اشاره کرد:

- بالا بودن قابلیت اشتعال سدیم
 - خاصیت اصلاح کنندگی آن که معمولاً پس از ۵ دقیقه از بین می رود.
 - با ذوب مجدد قطعات اصلاح شده لازم است مجدداً از سدیم استفاده شود.
- برای برطرف کردن اشکال اول یک راه حل مناسب استفاده از نمکهای سدیم (NaF) است که به صورت فلاکس در مذاب استفاده می شود و چون نقطه ذوب آن بالاتر از دمای ریخته گری آلیاژ Si-Al می باشد (۹۲۲ درجه سانتیگراد)، از افزوده های دیگری مثل NaCl, KCl استفاده می شود که با تشکیل یوتکتیک با NaF نقطه ذوب آن را پایین آورد.

وجود معایب فوق سبب شد تا جستجو برای یافتن عنصر دیگری ادامه پیدا کند و نتایج تحقیقات نشان داده است که استفاده از استرانسیم (Sr) و نمکهای آن علاوه بر مزایای سدیم (مثل ریز کردن فاز بتا)، سبب می شود که مشخصات مکانیکی در اثر گذشت زمان در مذاب کاهش زیادی پیدا نکند و بعلاوه قطعات ریختگی اصلاح شده را می توان دوباره ذوب کرده و بدون آنکه تاثیرات آن کاهش زیادی پیدا بکند، مجدداً استفاده کرد.

در قالب ماسه ای برای یک آلیاژ خوب اصلاح شده حدود ۰/۰۱۵ تا ۱/۰۲ درصد سدیم باقیمانده در مذاب کفایت می کند. لازم به توضیح است میزان سدیم و استرانسیم مورد نیاز با افزایش سرعت سرد شدن (قالب فلزی) و کاهش ضخامت قطعه کاهش می یابد.



شکل ۲-۷

روش آزمایش

آلیاژ یوتکتیک Al-Si را ذوب کرده و مطابق مقادیر زیر در دمای مناسب در آخرین مرحله قبل از ریخته گری در جایی که دما در حدود ۷۰۰ درجه سانتیگراد است، درصدهای مناسب از مواد اصلاح کننده (NaF) را به مذاب اضافه نموده و مذاب را در قالبهای ماسه ای و فلزی ریخته گری کنید.

سپس نمونه ها را مقطع زده و ساختار میکروسکوپی نمونه ها را مطالعه نموده و با سختی آنها مقایسه و بحث نمایید .

نوع قالب	اصلاح کننده
ماسه ای	بدون اصلاح کننده ✓
فلزی	بدون اصلاح کننده ✓
ماسه ای	0.01% ✓
فلزی	0.01% ✓
ماسه ای	0.03% ✓
فلزی	0.03% ✓
فلزی	0.05% ✓
ماسه ای	0.05% ✓

وسایل مورد نیاز

- ❖ شمش یوتکتیک Al-Si
- ❖ قالب فلزی و قالب ماسه ای
- ❖ کوره ذوب آلومینیوم
- ❖ بوته گرافیتی، بوته گیر و ...
- ❖ ترموکوپل و ترموفایل
- ❖ دستکش و ماسک
- ❖ محلول اچ میکروسکوپی مناسب و دستگاه پولیش
- ❖ مواد اصلاح کننده

نتیجه گیری

۱) قطعات را برش عرضی زده و اچ میکروسکوپی روی آنها انجام دهید و نتایج را با هم مقایسه نمایید.

۲) تفاوت آلیاژهای اصلاح شده و اصلاح نشده را از نظر خواص مکانیکی مورد بحث قرار دهید.

آزمایش شماره ۸

آزمایش هشتم

هدف آزمایش

بررسی جدایش گوگرد و نحوه توزیع آن در سطح مقطع

تئوری آزمایش

سطوح مقطعی که تا کنون مورد بحث واقع شده است همگی به فوق تبرید از نوع حرارتی و ترکیبی نسبت داده شده بودند. در حالت فوق تبرید ترکیبی اساس کار اختلاف ترکیب بین فازهای جامد و مایع حین انجماد می باشد. این اختلاف در ترکیب نه تنها وقتی که شرایط درجه حرارت مناسب باشد تولید فوق تبرید را می نماید بلکه این اختلاف همچنین مسئول جدایش عنصر آلیاژی و توزیع بخصوصی از ناخالصی ها در جامد نهایی می باشد. به عنوان مثال اگر انجماد یک شمش را در نظر بگیریم که از جداره خارجی شروع به انجماد کرده و به طرف مرکز پیشرفت می نماید ناخالصی ها در مرکز شمش بیشتر متمرکز می گردند. این امر باعث غیر همگن شدن شمش شده و هنگام کاربرد آن بعنوان مصالح ساختمانی و صنعتی تولید اشکال می نماید.

بنابراین توزیع یکنواخت ناخالصی ها ضرر کمتری داشته و تلاش بر آن است تا در محصول تا جایی که ممکن است ترکیب یکنواخت باشد. نمونه ای از این عمل در فولادسازی است. گوگرد در فولادها باعث ترک خوردن آنها در هنگام نورد در درجه حرارت های بالا می گردد. علت این ترک خوردن که موسوم به شکنندگی سرخ (Hot shortness) است ذوب شدن ترکیب سولفید آهن موجود در فولاد می باشد که با اضافه کردن مقداری منگنز به فولاد درست قبل از ریختن شمش، گوگرد موجود به سولفور منگنز تبدیل می گردد. سولفور منگنز بی ضرر بوده و عملاً قابلیت تراشکاری فولاد را بهبود می بخشد.

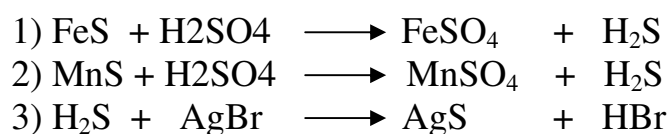
البته مجدداً باید متذکر شد که وقتی این عمل مفید خواهد بود که توزیع یکنواختی در تمام سطح مقطع وجود داشته باشد و این توزیع یکنواخت را با اعمال شرایط انجماد مناسب می توان ایجاد نمود. آزمایشاتی برای بررسی توزیع بعضی از عناصر مثل گوگرد، فسفر و اکسیدها وجود دارند. در این آزمایش نحوه توزیع گوگرد را بر اثر اعمال شرایط انجماد مختلف مطالعه می نمایم. همانطور که تا کنون گفته شد با شروع انجماد مذاب باقیمانده از ناخالصی ها غنی شده و اگر یک جبهه انجماد جهت

دار را در نظر بگیریم غلظت ناخالصی ها مرتباً در جلوی جبهه زیاد می گردد و در نتیجه اگر بعد از انجماد، برشی در جهت انجماد و توزیع ناخالصی ها را مطالعه کنیم، این افزایش مشهود می باشد.

• چاپ گوگرد (Sulfur printing)

اگرچه چاپ گوگرد را نمی توان بعنوان روشی کلی برای نشان دادن ساختمانهای ماکرواچ شده استفاده کرد، معهداً این روش وسیله مناسب و اختصاصی برای آشکار کردن و گزارش دائمی توزیع گوگرد، در فولاد را فراهم کرده است. گوگرد از نظر ترکیب شیمیایی در فولاد ممکن است به یکی از دو شکل سولفور منگنز یا سولفور آهن موجود باشد. سطحی که آزمایش توزیع گوگرد در آن مورد نظر است، باید کاملاً صاف و عاری از مواد خارجی از قبیل: خاک، روغن و سایر آلودگی ها باشد. برای آماده کردن سطح مقطع بعد از برش آن بوسیله کاتر باید آن را روی سمباده به ترتیب از شماره ۴۰۰ پولیش کرده و بعد از شستن معمولاً یک سطح مناسب برای این آزمایش ایجاد شده است. کاغذ عکاسی برمیدی را در یک محلول رقیق ۲٪ اسیدسولفوریک برای مدت ۲ یا ۴ دقیقه قرار می دهیم. این عمل (همانند تمام فرآیند چاپ گوگرد) ممکن است در روشنایی روز صورت گیرد؛ درست برعکس شرایط استعمال کاغذ عکاسی معمولی. اگرچه قاعده کلی این است که هر سطح آماده ای روی کاغذ نتایج مطلوب را تولید خواهد کرد، توصیه می شود که از کاغذ سیمیمات (Semimete) استفاده شود بنحوی که خطر سرخوردن کاغذ وقتی که در تماس با سطح نمونه قرار می گیرد به حداقل خود برسد.

پس از بیرون آوردن کاغذ از محلول اسیدی محلول اضافی روی آن را توسط چندبار تکان دادن و در صورت لزوم کشیدن غلطک روی آن گرفته، سپس آن طرف از کاغذ که به صورت امولسیون است در تماس مستقیم با سطح نمونه آماده شده قرار می دهیم و تحت فشار معتدلی برای یک یا دو دقیقه نمونه را تحت تماس با آن نگه می داریم. باید دقت کرد که تمام حبابهای موجود بین کاغذ و سطح نمونه کاملاً از بین بروند. برای اطمینان پیدا کردن از عدم وجود حبابهای هوا در بین دو سطح با یک غلطک بطور دقیق کاغذ را روی نمونه پرس کنید (بوسیله چندبار جلو و عقب بردن غلطک با فشار ملایم البته خیلی دقیق و آهسته). واکنش اسیدسولفوریک با مناطق سولفیدی فولاد تولید گاز هیدروژن سولفور را می نماید که با برومور نقره موجود در امولسیون روی صفحه وارد واکنش شده تشکیل و رسوب قهوه ای تا خاکستری سیاه که مشخصه سولفور نقره می باشد، را می نماید. واکنشهای انجام شده را به صورت زیر می توان نشان داد:



وقتی که واکنش تقریباً برای فاصله زمان توصیه شده جریان یافت، کاغذ عکاسی از سطح نمونه برداشته می شود در آب تمیز شیر آب کشیده و سپس به وسیله قراردادن آن در محلول ثبوت عکاسی برای حدود ۱۵ دقیقه شسته می شود و نهایتاً طبق روش معمولی خشک می گردد. یک عکس چاپ گوگرد که به طور صحیح تهیه شده کاملاً واضح و خوانا خواهد بود و بخوبی می تواند روشنگر واقعیت توزیع گوگرد در سطح مقطع نمونه باشد، چون حضور مناطق رنگی تیره سولفور نقره، مواضع دقیق اضافات گوگردی روی سطح نمونه فلزی تهیه شده را مشخص می کند.

یک مجتمع یا آگلومراسیون این قبیل مناطق سولفیدی وجود جدایش گوگرد را نشان می دهد، در صورتی که توزیع پراکنده نقاط سولفیدی نمایشگر توزیع اضافات گوگردی به صورت یکنواخت تر و کم ضررتر می باشد.

روش آزمایش

نحوه ایجاد عکس به این صورت است که نمونه های فولادی که در دو محیط ریخته گری شده اند (قالب ماسه ای و فلزی) را سمباده زده و کاملاً از چربی پاک و خشک می نمایم. سپس کاغذ پازیتو عکاسی را در اسید سولفوریک ۲٪ به مدت ۱۰ دقیقه قرار می دهیم. سپس یکی از نمونه های فولادی را روی آن قرار دهیم. زمان تماس نمونه با کاغذ ۲ دقیقه می باشد. برای اطمینان از تماس بهتر با اهرم پرس نیرویی بر سطح نمونه وارد کرده که نمونه از روی جای خود حرکت ننماید. بعد از اتمام زمان نمونه را از کاغذ جدا و کاغذ را با آب شسته و در محلول تیوسولفات سدیم قرار می دهیم تا رنگ آن ثابت شود. دو نمونه را به همین صورت تهیه و در گزارش کار عکسش را می چسبانیم.

وسایل و مواد لازم

- ❖ کوره تامن
- ❖ گوگرد
- ❖ قالب گرافیتی
- ❖ قالب فلزی
- ❖ بوته پیتاگوراس

نتیجه گیری

۱) مقاطع به دست آمده را مورد بحث قرار دهید.
۲) انواع جدایش را به طور مختصر بیان نموده و بر روی مضرات یا منافع احتمالی آن بحث
نمایید.

آزمایش شماره ۹

آزمایش نهم

هدف آزمایش

بررسی خواص کامپوزیت زمینه آلومینیوم تقویت شده با ذرات SiC

تئوری آزمایش

کامپوزیت زمینه فلزی مجموعه‌ای است از زمینه آلیاژ فلزی نرم و افزودنی استحکام بخش که معمولاً ماده‌ای سرامیکی است و برای تأمین استحکام و سفتی مناسب به زمینه افزوده می‌شود. دلایل زیادی برای تمایل طراحان و مهندسان به استفاده از قطعات از جنس کامپوزیت های زمینه فلزی وجود دارد که جدای از نیاز به افزایش استحکام و سفتی است. کامپوزیتها قابلیت فراهم‌آوری قطعات دارای خواص انتخابی برای کاربردهای بسیار تخصصی را دارند که در آنها محدوده‌ای از خواص فیزیکی و مکانیکی را می‌توان از مجموعه سرامیک و فلز (یا آلیاژ) بدست آورد. بعضی از عوامل مهم مورد توجه عبارتند از بهبود استحکام در دماهای بالا، بهبود مدول، امکان کاهش وزن با بالا بردن نسبت استحکام به وزن، بهبود مقاومت سایشی، بهبود مقاومت در برابر خزش و کاهش ضریب انبساط حرارتی. در کامپوزیتهای زمینه فلزی گستره وسیعی از فلزات و آلیاژها مانند آلایزهای آلومینیم، آلایزهای مس، چدن، فولاد، آلایزهای منیزیم، سوپر آلایزهای پایه نیکل، آلایزهای تیتانیم، آلایزهای روی و ... کاربرد دارند.

کامپوزیت های زمینه فلزی به روش‌های مختلفی از جمله متالورژی پودر، ایجاد باندهای نفوذی، آلیاژسازی مکانیکی و روشهای ریخته‌گری تهیه می‌شوند. از بین این روشها، روشهای ریخته‌گری یا روشهایی که در آنها کامپوزیت از فاز مذاب فلز زمینه تولید می‌گردد به علت سرعت بالاتر و هزینه‌های پایین‌تر، بیش از سایر روشها در تولید انبوه قطعات صنعتی مورد توجه قرار گرفته است. کامپوزیت ها به انواع مختلفی از جمله کامپوزیت های زمینه فلزی، کامپوزیت های زمینه پلیمری، کامپوزیت های زمینه سرامیکی و ... تقسیم می‌شوند. مزایایی از قبیل سبکی قطعات کامپوزیتی، خواص مکانیکی بالای آنها، مقاومت در برابر خوردگی، سهولت تولید و کاهش آلودگی محیط‌زیست در اثر استفاده از قطعات کامپوزیتی، سبب استفاده روزافزون از این قطعات در صنعت خودرو و جایگزینی بیشتری از قطعات خودرو با قطعات کامپوزیتی

گردیده است. مطالعات و تحقیقات زیادی در مورد استفاده از این مواد به جای قطعات فلزی خودرو و بهبود خواص آنها در دست انجام است.

ریخته گری کامپوزیت زمینه آلومینیوم تقویت شده با ذرات SiC

خواص کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی وابستگی گسترده‌ای به اندازه، شکل، ترکیب و خواص شیمیایی و فیزیکی سطح ذرات پودر SiC دارد.

در مراحل تولید کامپوزیت‌های زمینه فلزی (MMC) و اضافه کردن سرامیک‌ها به آلومینیم و آلیاژهای آن، ترشوندگی مهم‌ترین عامل تلقی می‌شود.

$$\cos\theta = \frac{\gamma_{sv} - \gamma_{sl}}{\gamma_{lv}}$$

بر طبق مشاهدات، ذرات SiC به‌طور دائم در مناطق بین دندریتی قرار می‌گیرند. مدل فقدان حرارت استدلالی مناسب برای تمرکز ذرات SiC به جای Si به عنوان محل شروع جوانه‌زنی ناهمگن در بعضی از کامپوزیت‌هاست.

برای تولید کامپوزیت‌های زمینه فلزی تقویت شده با ذرات، از ریخته‌گری چرخشی استفاده می‌شود. مهم‌ترین مشکلات این نوع ریخته‌گری، ترشوندگی ذرات تقویت‌کننده، توزیع آنها و همچنین برخی عیوب ساختاری مانند آخال است. با توجه به وجود چنین مشکلاتی برای تولید مواد مهندسی، روش ریخته‌گری چرخشی از پتانسیل‌های بالایی برخوردار است. در روش ارائه شده در این گزارش، از دو مرحله برای مخلوط کردن و توزیع یکنواخت ذرات استفاده می‌شود.

روش آزمایش

با توجه به اهمیت موضوع، ابتدا به سوی کامپوزیت زمینه آلومینیم در دو آلیاژ متفاوت A356 و ۶۰۶۱ که تفاوت عمده آنها در مقدار Si موجود در آنهاست (جدول ۱-۹) می‌پردازیم. زمینه هر دو آلیاژ را با نوعی SiC به ابعاد ۲۵ میکرومتر با نسبت هشت به یک تقویت می‌کنیم. در جدول ۲-۹ می‌توان به‌طور خلاصه با ویژگی‌های SiC‌های به کار رفته در دو نوع آلیاژ، آشنا شد. برای راحتی بیشتر، از این به بعد کامپوزیت زمینه Al356 تقویت شده با ۱۰/۸ درصد SiC را با Al10-356 SiC و کامپوزیت دیگر را با علامت SiC 6061-20 درصد نشان می‌دهیم. در این آزمایش، تمام ذوب‌ها در بوت‌های گرافیتی و کوره مقاومتی صورت گرفته است. قراضه آلیاژهای A356 و ۶۰۶۱ قبل از ذوب به مدت ۳ تا ۴ ساعت در دمای ۴۵۰ درجه سانتی‌گراد پیشگرم شده و قبل از مخلوط کردن ذرات SiC با مذاب، آنها را به مدت ۱ تا ۳ ساعت در دمای ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد پیشگرم می‌کنیم تا سطح ذرات اکسید شود.

دمای کوره را ابتدا به بالای خط لیکوئیدوس می‌رسانیم تا قراضه‌ها کاملاً ذوب شوند. سپس آن را تا پایین دمای لیکوئیدوس سرد می‌کنیم تا به دوغاب نیمه جامد برسیم. در این مرحله، ذرات SiC پیشگرم شده را به دوغاب اضافه می‌کنیم. از آنجا که هم زدن در حالت نیمه جامد به شکل اتوماتیک بسیار دشوار است، از روش دستی برای هم زدن مذاب استفاده می‌شود. سپس دوغاب کامپوزیتی را دوباره حرارت می‌دهیم تا به حالت کاملاً مایع برسیم. در اینجا، هم زدن سریع اتوماتیک به مدت ۲۰ دقیقه انجام می‌شود. در پایان عملیات هم زدن، دمای کوره باید حدود 730 ± 10 درجه سانتی‌گراد باشد. دمای ریختگی را در حدود ۷۲۰ درجه سانتی‌گراد کنترل کرده و برای ریخته‌گری از قالب فلزی استفاده می‌کنیم. به منظور سرعت در سرد شدن، از دمای ۵۰ درجه سانتی‌گراد برای پیشگرم کردن قالب استفاده می‌کنیم. از دمای ۳۵۰ درجه سانتی‌گراد برای سرعت کمتر در سرد شدن استفاده می‌شود.

جدول ۹-۱: ترکیب شیمیایی کامپوزیت‌ها استفاده شده

Matrix Alloy	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Balance
A356	6.5-7.5	0.20	0.20	0.10	0.25-0.45	0.10	0.20	Al
6061	0.4-0.8	0.70	0.15-0.4	0.15	0.8-1.2	0.25	0.15	Al

جدول ۹-۲: شکل کلی ذرات SiC مورد استفاده

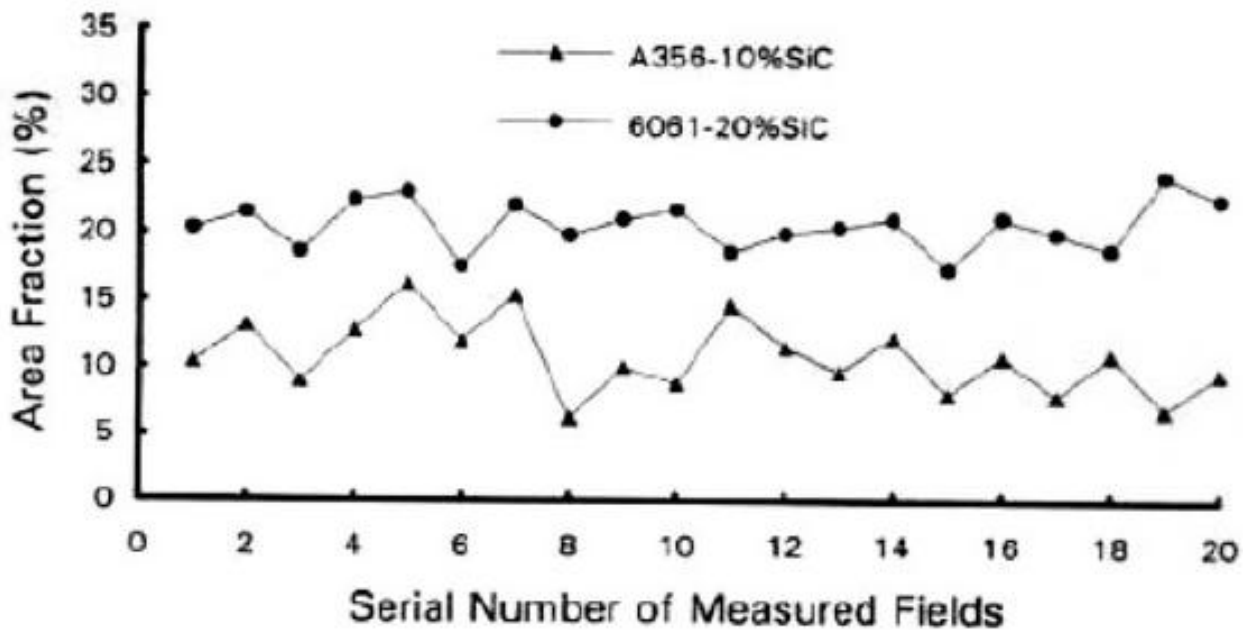
Matrix Alloy	Reinforcement	Volume Fraction (%)	Average Particle Size (μm)	Aspect Ratio	Interparticle Distance (μm)
A356	SiC	10.8	25	1.8:1	76
6061	SiC	20.6	25	1.8:1	55

توزیع ذرات SiC در کامپوزیت‌های ریختگی

بررسی‌های صورت گرفته نشان می‌دهند که ذرات با تمایل زیاد برای تشکیل کولنی، در مرحله آخر انجماد، منجمد می‌شوند و عموماً حاوی فاز یوتکتیک هستند. ذرات SiC عموماً در مرز دانه‌ها مشاهده می‌شوند. تصویر شماره ۹-۱ نحوه توزیع ذرات SiC را در فاز زمینه نشان می‌دهد. مشخص است که با وجود درصد حجمی کم ذرات، نوع توزیع آنها همگن است. شکل ۹-۲ نشان می‌دهد که پراکندگی ذرات SiC در کامپوزیت A356 بیشتر از کامپوزیت ۶۰۶۱ است.

در بررسی ساختار دو نوع کامپوزیت، با فازهای مختلفی مواجه می‌شویم که عمده‌ترین آن فازها اولیه آلومینیوم، ساختار یوتکتیک و ذرات SiC است. در میکروساختار کامپوزیت A356، فاز Si در مناطق یوتکتیک و فازهای بین فلزی مانند Mg_2Si حاوی آهن مشاهده می‌شود. میکروترک‌های انقباضی بین دندریتی و تخلخل، عمده‌ترین عیوبی هستند که در این نوع کامپوزیت‌ها مشاهده می‌شوند. این عیوب بیشتر از ساختار خوشه‌ای ذرات SiC مشاهده می‌شوند. در فاز زمینه و کمتر شاهد وجود آنها هستیم.

میزان تخلخل در این کامپوزیت‌ها که به شکل ریخته‌گری تهیه می‌شوند در حدود ۲ تا ۴ درصد می‌باشد. این میزان تخلخل نسبتاً زیاد بوده اما باید توجه داشت که دوغاب کامپوزیتی، گاززدایی نشده و عملیات ریخته‌گری تحت اتمسفر کنترل شده، انجام نگرفته است.



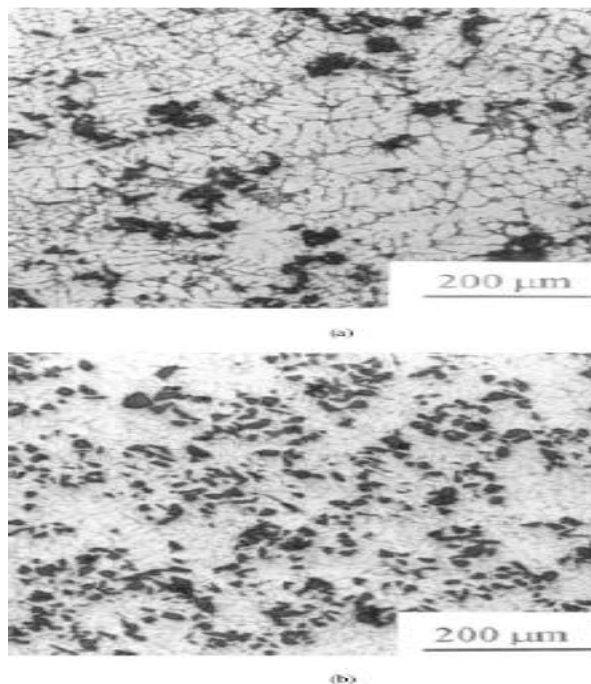
شکل ۱-۹: نحوه توزیع ذرات SiC

فصل مشترک SiC و زمینه

سطح مشترک بین ذرات تقویت کننده و فاز زمینه نقش بسیار مهمی در خواص مکانیکی کامپوزیت ایفا می‌کند.

شکل ۳-۹، ساختار کامپوزیت A356 را پس از پولیش و اچ مناسب، نشان می‌دهد. این تصویر توسط میکروسکپ الکترونیکی (SEM) تهیه شده است. مشاهده می‌شود که ذرات SiC به عنوان محل جوانه‌زنی فاز Si عمل می‌کنند. به هنگام استفاده از محلول اچ قوی‌تر، این محلول به فاز یوتکتیک Al-Si حمله می‌کند. در این حالت، کریستال‌های Si با وضوح بیشتری قابل رؤیت خواهند بود. برخی کریستال‌های Si به سطح ذرات SiC چسبیده و به دنبال آن شاهد جوانه‌زنی ذرات فاز Si به شکل هتروژن از ذرات SiC خواهیم بود. آنالیز EDX محصولات واکنش در سطح ذرات زمینه نشان می‌دهد که عمده آنها Mg و O بوده که تمایل به تشکیل فازهای MgO یا $MgAl_2O_4$ دارند. از لحاظ ترمودینامیکی فاز $MgAl_2O_4$ پایدارتر است. هنگامی که SiC اکسید می‌شود: SiO_2 تشکیل می‌شود و Al_2O_3 از لایه‌های نازک اکسیدی در سطح مذاب به وجود می‌آید، ولی باید توجه داشت که نمی‌توان ادعا کرد که تنها این واکنش‌ها در به وجود آمدن اسپنیل $MgAl_2O_4$ نقش اصلی را ایفا می‌کنند. با استفاده از تفرق اشعه ایکس (XRD) به ترکیب Al_4C_3 برخورد می‌کنیم. این واکنش، اغلب ناخواسته

بوده و اثرات مخربی بر کامپوزیت زمینه Al تقویت شده با ذرات SiC دارد. خوشبختانه بررسی‌های (XRD) نشان می‌دهد که فاز Al₄C₃ به مقدار کم و آن هم در مواردی خاص به وجود می‌آید.

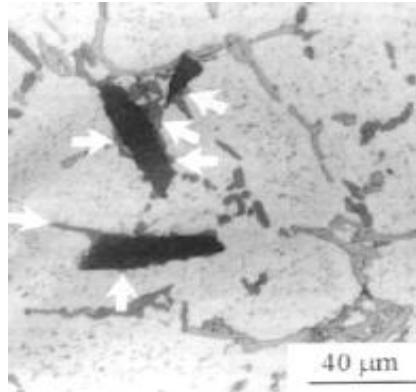


شکل ۲-۹

بحث

نتایج حاصل از مخلوط کردن دو مرحله‌ای

زمانی که ذرات SiC به مذاب افزوده می‌شوند، گرچه چگالی آنها بالاتر از مذاب است، شاهد غوطه‌وری آنها در سطح مذاب خواهیم بود. دلیل این امر، کشش سطحی زیاد و ترشوندگی کم ذرات توسط مذاب است. در واقع، ترشوندگی در این حالت، بسیار کم بوده و می‌توان از نیروهای مکانیکی برای غلبه بر کشش سطحی و بهبود ترشوندگی استفاده کرد. البته، با مطالعه کامپوزیت‌ها به این نتیجه می‌رسیم که استفاده از نیروهای مکانیکی، راه‌حلی مناسب برای بهبود ترشوندگی نیست. هم زدن مکانیکی، منجر به مخلوط شدن ذرات در مذاب می‌شود، اما زمانی که این فرایند متوقف می‌شود ذرات تمایل دارند به سطح برگردند. در اغلب موارد، این ذرات به هم می‌چسبند و می‌خواهند به حالت خوشه‌ای باقی بمانند. برگشت دوباره خوشه‌ها به سطح، مسئله‌ای شگفت‌انگیز نیست چون امکان دارد حفرات داخل خوشه‌ها باعث غوطه‌ور شدن آنها شوند. در واقع، تمایل شرکت ذرات تکی به غوطه‌ور شدن، ناشی از احاطه شدن آنها توسط لایه‌ای از گاز است.



شکل ۳-۹: جوانه زنی ذرات Si روی ذرات SiC که به شکل تیره دیده می شوند.

لایه‌های گازی ممکن است عمده‌ترین عامل برای جلوگیری از ترشوندگی و شناوری ذرات و حرکت آنها داخل مذاب بوده و مانع از تشکیل ذرات داخلی مذاب شوند. با توجه به مطالب یاد شده، یکی از راه‌های رسیدن به ترشوندگی مناسب، شکستن این لایه‌های گازی است. ذرات تکی و ذراتی که به شکل خوشه در آمده‌اند براحتی می‌توانند در سطح مذاب حرکت کنند. به همین دلیل، نیروهای مکانیکی حاصل از ریخته‌گری چرخشی نمی‌تواند به آسانی موجب شکسته شدن این لایه‌های گازی شود. در نتیجه استفاده از مخلوط کردن دو مرحله‌ای مانند آنچه گفته شد، مناسب‌ترین روش است. در حالت نیمه جامد، فاز اولیه Al- وجود دارد. از طرفی تلاطم می‌تواند باعث برخورد ذرات SiC و هسته‌های اولیه Al- شود که می‌تواند به شکستن لایه‌های گازی کمک کند و در پی آن، مایع بر روی ذرات پخش خواهد شد. که معنی آن بهبود ترشوندگی است. تحقیقات انجام شده نشان می‌دهند که ریخته‌گری کامپوزیت به این روش با بیش از ۲۵ درصد حجمی از ذرات، قابل دستیابی است. زمانی که این لایه‌های گازی شکسته و ذرات تقویت‌کننده تر شوند، تمایل زیادی پیدا می‌کنند که به کف مذاب بیایند.

اثر متقابل ذرات و جبهه انجماد

در تمام ساختارهای کامپوزیت‌های ریخته شده، شاهد ساختار دندریتی خواهیم بود. در طول رشد دندریت‌ها ذرات معلق SiC موجود در مذاب یا درون شاخه‌های دندریتی گیر می‌کنند یا به وسیله جبهه دندریتی به جلو رانده می‌شوند. این امر به سرعت رشد جبهه، شکل هندسی جبهه، فضای بازوهای دندریتی (DAS) و ذرات وابسته است. برای انجماد دندریتی، سرعت انجماد به فضای میان بازوهای دندریتی (DAS) بستگی دارد.

تحقیقات انجام شده نشان می‌دهند زمانی که DAS دندریت‌ها مشابه اندازه سایز ذرات باشد، ذرات با یک شکل هندسی بین دندریت‌های نزدیک به هم محبوس شده و زمانی که اندازه ذرات کوچکتر و یا

بزرگ‌تر از مقدار DAS باشند، کشیده می‌شوند. برای کامپوزیت A356-10% SiC که با سرعت ۲۰ تا ۲۵ درجه سانتی‌گراد سرد می‌شود مقدار DAS ۲۴/۶۱ میکرومتر (مطابق جدول ۳-۹ ارائه شده) است که بسیار نزدیک به اندازه ذرات SiC است (۲۵ میلی‌متر). بنابراین ذرات SiC تمایل زیادی به شکل گرفتن و حبس هندسی بین دندریتهای نزدیک به هم را دارند، گرچه این اتفاق کمتر رخ می‌دهد چون مطابق شکل ۲-۹، عموماً ذرات SiC تمایل به تشکیل بین شاخه‌های دندریته را دارند. ذرات استفاده شده در کامپوزیت‌ها عموماً بزرگ بوده و اندازه آنها اغلب متفاوت و بزرگ‌تر از ۳۰ میکرومتر است. آنها تمایل بسیار زیادی به تشکیل شدن بین شاخه‌های دندریته دارند. کشیده شدن ذرات به وسیله جبهه‌های دندریته، غیرقابل اجتناب است، اما به نظر نمی‌رسد که این کشیده شدن و اجتماع ذرات فقط توسط دندریته‌ها اتفاق بیفتد؛ مخصوصاً در قالب‌های فلزی. هنگام استفاده از قالب‌های فلزی، آنها را در دمای ۵۰ تا ۳۵۰ درجه سانتی‌گراد پیش‌گرم می‌کنند، اما سرعت سرد شدن آنها همچنان بالاست (جدول ۳-۹)، زمانی که سرعت سرد شدن بالاست دندریته‌ها به نسیبه کوچک، از زمان لازم برای جابجایی ذرات بزرگ و حرکت دادن آنها برخوردار نیستند. تحلیل‌های بالا، این نکته را نشان می‌دهد که عوامل دیگری هستند که منجر به تشکیل ذرات در داخل شاخه‌های دندریته می‌شوند یکی از آنها کمبود حرارت ذرات هنگام انجماد است. هدایت حرارتی و نفوذپذیری Al و SiC در زیر مقایسه شده است:

$$\lambda_{SiC} = 0.2 Jcm^{-1}S^{-1}K^{-1} < \lambda_{Al} = 0.96 Jcm^{-1}S^{-1}K^{-1}$$

$$K_{SiC} = 0.84 Jcm^{-2}K^{-1}S^{\frac{1}{2}} < K_{Al} = 2.42 Jcm^{-2}K^{-1}S^{\frac{1}{2}}$$

آنچه مسلم است کمتر بدون هدایت حرارتی و نفوذپذیری ذرات SiC نسبت به آلومینیم مذاب است. بنابراین، ذرات SiC نمی‌توانند به سرعت مذاب سرد شوند. در نتیجه، دمای ذرات بالاتر از دمای مذاب است. ذرات داغ‌تر باعث دادن حرارت به مذاب اطراف خود می‌شوند و باعث به تأخیر افتادن انجماد مذاب اطراف ذرات می‌شوند. مطابق این آنالیز جوانه‌زنی فاز Al-Si در جای دورتر از ذرات SiC انجام می‌گیرد جایی که دما پایین‌تر است، رشد جوانه Al-Si منجر به غنی شدن Si (در کامپوزیت A356) و حل شده‌های باقیمانده در مذاب می‌شود. در کامپوزیت A356 کریستال‌های Si از ذرات SiC شروع به جوانه‌زنی می‌کنند (شکل ۳-۹) و این به علت غنی بودن مذاب اطراف SiC از Si است. تأثیر دیگر این کمبود حرارت انجماد مذاب اطراف SiC در مراحل بعدی است و این باعث قرار گرفتن ذرات SiC بین دندریته‌ها می‌شود. از سوی دیگر خوشه‌های ذرات SiC بین شاخه‌های دندریته حاصل از توزیع غیریکنواخت ذرات در دوغاب کامپوزیتی اولیه است. زمانی که یک جبهه انجماد شروع به رشد در کنار ذرات می‌کند، ذرات را برخلاف انتظار به جلو هل نمی‌دهد بلکه خود ذرات از رشد جبهه، جلوگیری می‌کنند.

Composite	دمای قالب (MT)=50°C سرعت انجماد (SR)=40-50°C/S	دمای قالب (MT)=350°C سرعت انجماد (SR)=20-23°C/S
A356-10%SiC 6061-20% SiC	DAS=12.2µm NA	DAS=24.6µm NA

جدول ۳-۹

خلاصه و نتیجه گیری

در اینجا از دو نوع زمینه (A356 و 6061) تقویت شده با SiC با درصدهای حجمی ۱۰ و ۲۰ درصد که از روش ریخته گری ثقلی تهیه شده بودند را مورد مطالعه قرار دادیم. از روش مخلوط کردن دو مرحله برای بهبود خواص مربوط به ترشوندگی استفاده شد و در پی آن توزیع یکنواخت ذرات را شاهد بودیم. ذرات SiC به طور دائم بین شاخه های دندریت قرار می گیرند. گرچه تمرکز ذرات به وسیله روش کشیده شدن آنها فقط توسط دندریت ها انجام نمی گیرد و کمبود حرارت نیز دلیلی برای تمرکز ذرات است.

همچنین ذرات SiC محل مناسبی برای جوانه زنی هموزن کریستال های Si است (در کامپوزیت A356). واکنش های بین فاز زمینه و فاز تقویت کننده مورد مطالعه قرار گرفت که در پاره ای از موارد شاهد فاز مخرب Al4C3 حاصل از واکنش میان دو فصل مشترک نیز بودیم.

آزمایش شماره ۱۰

آزمایش دهم

هدف آزمایش

بررسی جدایش ثقلی در آلیاژ سرب- قلع

تئوری آزمایش

خواص فیزیکی و شیمیایی قطعات رابطه مستقیم با ساختار میکروسکوپی دارد. پارامترهایی که ساختار میکروسکوپی و ماکروسکوپی را مشخص میکنند عبارت اند از:

- دانه ها
- معایب داخلی
- جدایش ها

جدایش

عدم توزیع یکنواخت که میتواند ناشی از اتم، فاز و غیره باشد. جدایش ها به دودسته کلی تقسیم بندی می شوند:

جدایش میکروسکوپی: در ابعاد و اندازه دانه ظاهر می شوند.

جدایش ماکروسکوپی: در ابعاد و اندازه قطعه ظاهر می شوند.

انواع جدایش میکروسکوپی:

- سلولی
- دندریتی
- مرزدانه ای

انواع جدایش ماکروسکوپی:

- قبل از انجماد اتفاق می افتد مانند ثقلی و اثر لودویگ سورت
- در حین انجماد اتفاق می افتد مانند معکوس، باندینگ و اثر لکه یا خال

به دلیل گسترده بودن مبحث جدایش، فقط به توضیح جدایش ثقلی پرداخته می شود.

جدایش ثقلی

جدایش در اثر نیروی جاذبه اغلب در جریان مراحل اولیه انجماد، قبل یا بلافاصله بعد از رشد اولیه هسته تشکیل شده رخ میدهد. این جدایش نتیجه تفاوت چگالی است، که منجر به اختلاف حرکت در اجزای یک سیال می شود. در ساده ترین حالت اگر آلیاژ مذاب از گونه های اتمی با چگالی های متفاوت ساخته شده باشد، اغلب مشاهده میشود که آلیاژ مذاب در بالا غنی از گونه اتمی با چگالی کم و در پایین به همان میزان غنی از گونه اتمی با چگالی کم است.

سرب

سرب یکی از سنگین ترین و در عین حال نرم ترین فلزات می باشد. وزن مخصوص سرب در حالت مذاب 10.36 gr/cm^3 و وزن مخصوص آن در حالت جامد 11.34 gr/cm^3 میباشد. سرب در دمای 327.46°C گداخته شده و به حالت مذاب درمی آید. سرب ساختار بلوری مکعبی با وجوه مرکزدار (fcc) دارد. آنتیموان، سرب و قلع از مهم ترین فلزاتی هستند که در صنایع مختلف مصرف میشوند و باعث افزایش سیالیت، کاهش انقباض آلیاژی و افزایش نسبی مقاومت و غیره میشوند.

قلع

قلع فلزی نرم به رنگ سفید نقره ای است. وزن مخصوص قلع در حالت مذاب 7.28 gr/cm^3 و وزن مخصوص آن در حالت جامد 7.20 gr/cm^3 می باشد. قلع با اکثر فلزات محلول جامد ایجاد کرده و بانفوذ جزئی اتصال محکمی به وجود می آورد. از این خاصیت قلع در لحیم کاری استفاده می شود. قلع به دو صورت α و β وجود دارد.

قلع α : خاکستری رنگ با ساختار کریستالی مکعبی

قلع β : سفید رنگ با ساختار بلوری هگزاگونال

مراحل آزمایش

در این آزمایش می خواهیم تاثیر نوع قالب بر ریز ساختار نهایی در آلیاژ سرب-قلع (Pb-Sn) را مشاهده کنیم.

آلیاژی از قلع و سرب با درصد وزنی نزدیک به نقطه یوتکتیک انتخاب میکنیم. از دو قالب با جنس های مختلف برای ریخته گری استفاده می شود.

قالب فلزی: جنس آن از فولاد بوده و شکل ایجاد شده در آن یک دیسک به ضخامت 0.5 cm و قطر 5cm شبیه به پولکی بوده است. قطعه ایجاد شده از این قالب به دلیل رسانایی بالای حرارتی (انتقال حرارت) و ضخامت کم آن سریع تر از قطعه ایجاد شده در قالب ماسه ای سرد می شود، به حدی که تنها بعد از چند ثانیه از پایان زمان بارریزی می توان قطعه ی از قالب خارج شده را در دست گرفته و دچار سوختگی نشود.

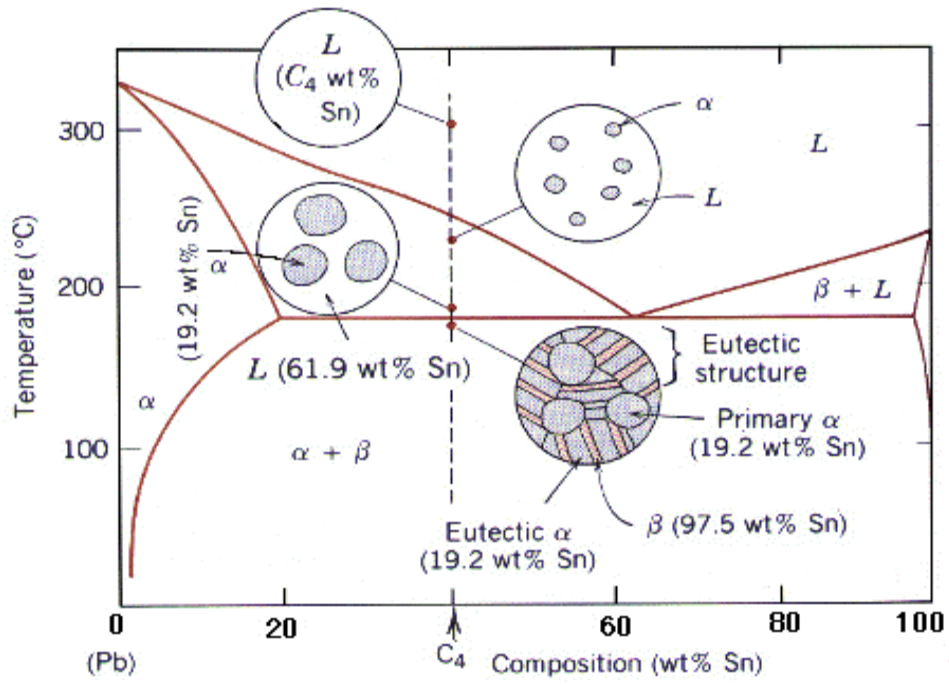
قالب ماسه ای: از ماسه تر برای قالب گیری در حالت دوم استفاده می شود. از یک استوانه به ارتفاع 15cm و قطر 2cm به عنوان مدل استفاده می شود. نیم درجه نر را بر روی میز کار گذاشته و آن را با ماسه پر کرده و ماسه با کوبه کوبیده می شود. مدل را به صورت قائم و ایستاده بر روی ماسه گذاشته و درجه ماده را روی نیم درجه نر گذاشته و دور تادور ماده را با ماسه پر کرده و کوبیده و سپس مدل را خارج می کنیم.

از مشعل به عنوان منبع حرارتی برای ذوب آلیاژ استفاده می شود. قلع زودتر از سرب در حدود 231 درجه سانتی گراد ذوب شده و سرب در حدود 327 درجه سانتی گراد ذوب می شود. بعد از ذوب شدن هر دو فلز، به وسیله یک میله دیرگداز مذاب را هم می زنیم. سرب به کف بوته رفته و قلع به بالا می آید و نوعی جدایش رخ می دهد. با هم زدن این جدایش از بین رفته و در همه جای ظرف ترکیب یکسان می شود. بعد از هم زدن بارریزی درون هر دو قالب انجام می شود.

به منظور متالوگرافی از قسمت بالایی و پایینی استوانه با اره قطعه هایی با ارتفاع 1.5cm برش خورده تا مورد بررسی قرار گیرند. طریقه سنباده زدن باید صحیح و همراه با جاری شدن آب برای جلوگیری از زیاد شدن اصطحکاک و سوختن سطح قطعه باشد. قطعه ها پس از سمباده زدن با محلول Al_2O_3 پولیش می شود. قطعات را چربی زدایی کرده و خشک می کنیم. قطعات به منظور آشکار شدن ساختار اچ می شوند.

محلول اچ برای قطعات سربی:

- اسید نیتریک 20cc + اسید استیک 15cc + آب 80cc
- اسید استیک 3cc + الکل اتانول 97cc



شکل ۱۰-۱ دیاگرام تعادلی Pb-Sn

منابع و مراجع

- Theory of Solidification, Stephan H.Davis,
- Fundamentals of Solidification, W.Kurz and D.J.Fisher, ...
- Metal Handbook , ASM, ...
- Phase Transformation in Metals and Alloys, D.A.Porter and K.E.Easterling, ...
- انجماد و ریخته گری ، جی.ج.دیویس، ترجمه رامین رئیس زاده .انتشارات دانشگاه با هنر کرمان، ...