

1.....	مقدمه
2.....	میدان مغناطیسی ثابت
2.....	اعمال میدان مغناطیسی ثابت همراه با جریان الکتریکی متغیر
4.....	میدان مغناطیسی چرخان (RMF)
12.....	تاثیر اندازه فرکانس و شدت RMF
16.....	میدان مغناطیسی پالسی مختلط
19.....	ایجاد دانه های هم محور تحت میدان مغناطیسی

خواص مکانیکی مواد از قبیل استحکام، کشیدگی¹ و چقرمگی شدیداً به اندازه دانه ی آنها وابسته است که این اندازه دانه طی فرآیند انجماد آلیاژ تعیین می گردد، بنابراین کنترل ساختار انجماد یافته ی آلیاژ برای تولید مواد با خواص مکانیکی مطلوب الزامی می باشد. روش های متعددی برای کنترل اندازه دانه در حین فرآیند انجماد وجود دارد، به طور مثال کنترل جریان حرارتی در حین انجماد، یک روش متداول برای کنترل اندازه دانه ی ساختارهای انجماد یافته می باشد ولی استفاده از این روش برای قطعات ریختگی در اندازه ی بزرگ امری دشوار است. تلقیح نیز می تواند برای اصلاح ساختارهای انجماد یافته مورد استفاده قرار گیرد اما بدلیل افزودن عناصر در این روش، گاهی اوقات برای تولید محصولات بازیافتی فرآیندی مضر تلقی می شود [1].

از آنجایی که انجماد آلیاژ pb-sn تحت شرایط معمولی به طور جدی دچار ماکرو جدایش می گردد به منظور ارائه شیوه ای مناسب برای بهبود ریزساختار انجمادی در این تحقیق این آلیاژ مورد مطالعه قرار می گیرد.

آلیاژ pb-sn آلیاژی با نقطه ذوب پایین، سختی و رسانایی الکتریکی بالا می باشد در نتیجه مهم ترین کاربرد آن در اتصالات مدار و اتصالات در ماشین آلات و در میکروالکترونیک ها است. زمانی که این آلیاژ تحت شرایط معمولی منجمد میشود ماکرو جدایش اتفاق افتاده و شدیداً ریزساختار تحت تاثیر قرار می گیرد بنابراین الزامی است که شیوه ی انجمادی جدیدی برای بهبود ریزساختار انجمادی این آلیاژ ارائه گردد. تولید میدان مغناطیسی طی فرآیند انجماد یکی از شیوه های موثر برای بهبود ریزساختار و عملکرد مکانیکی آلیاژ pb-sn محسوب می شود [2].

در قرن اخیر برخی از محققین تلاش کرده اند تا از میدان مغناطیسی برای ایجاد سیلان در مذاب فلزات و بهبود ریزساختار استفاده کنند. جانسون² و همکارانش [2] تاثیر وجود میدان مغناطیسی بر روی ریزساختار sn خالص و آلیاژ pb-sn را مورد مطالعه قرار داده و دریافته اند که میدان مغناطیسی می تواند کیفیت جوانه ها را بهبود بخشد.

تاکنون هیچ بحثی در مورد مکانیزم تاثیر میدان مغناطیسی در فرآیند انجماد صورت نگرفته است به همین دلیل ما در این تحقیق آلیاژهای هیپوپوتکتیک pb-sn و هایپریوتکتیک pb-sn را به عنوان نمونه در نظر گرفته

¹ -elongation

² -johnson

وبه صورت سیستماتیک تاثیر شدت و فرکانس میدان مغناطیسی بر ریزساختار انجماد را مورد مطالعه قرار می دهیم [2].

تاثیر میدان مغناطیسی ثابت

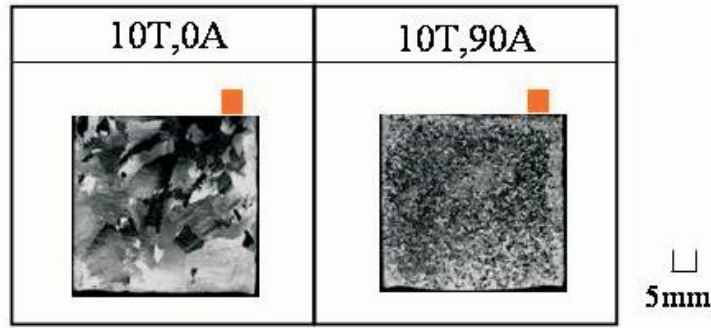
زمانی که آلیاژ pb-sn تحت شرایط معمولی انجماد می یابد، دچار ماکروجدایش شده و دندریت های درشت در ریزساختار آن مشاهده می شود اما زمانی که در حین انجماد میدان مغناطیسی ثابت بر روی نمونه اعمال می شود ریزساختار ستونی درشت، بدون دندریت های کشیده حاصل می گردد. به خوبی مشخص است که جابه جایی در مذاب برای بهسازی دانه ها سودمند است اما در این حالت میدان مغناطیسی ثابت مانع جابه جایی مذاب شده و به همین دلیل ریزساختار آلیاژ درشت شده و در ردیف های منظم آرایش می یابد.

کیشیدا³ و همکارانش [2] تاثیر میدان مغناطیسی ثابت بر ریزساختار آلیاژ pb-sn را مورد مطالعه قرار داده و دریافته اند که کسر ساختار ستونی با افزایش شدت میدان مغناطیسی افزایش می یابد، در این صورت کریستالی با ریزساختار ستونی و درشت حاصل می گردد.

میدان مغناطیسی ثابت همراه با جریان الکتریکی متغیر

یک نمونه آلیاژ pb-10%sn توسط آلیاژسازی مذاب خالص sn (99.99%) و مذاب خالص pb (99.9%) فراهم شده است. دمای مذاب و دمای یوتکتیک به ترتیب 219 درجه سانتیگراد و 183 درجه سانتیگراد می باشد [1]. این نمونه را در حین فرآیند انجماد به طور همزمان تحت تاثیر میدان مغناطیسی ثابت و جریان متغیر قرار می دهیم، نتایج حاصل به شرح زیر می باشد: بر اثر اعمال همزمان میدان مغناطیسی و جریان متغیر (شکل 1) یک ارتعاش الکترومغناطیس در مذاب آلیاژ ایجاد می شود، این ارتعاش سبب اصلاح ریزساختار آلیاژ در برخی نواحی می گردد به طوری که در برخی نواحی ساختار ریزدانه و در سایر نواحی درشت دانه می باشد.

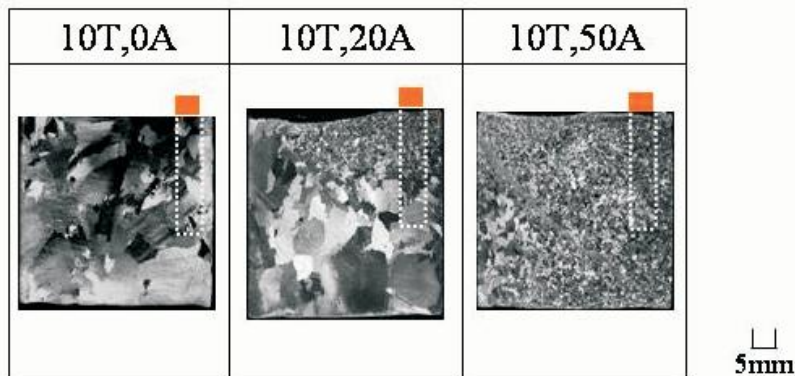
³-kishida



شکل 1- ماکروساختار از سطح مقطع عمودی نمونه با وبدون حضور جریان الکتریکی [1].

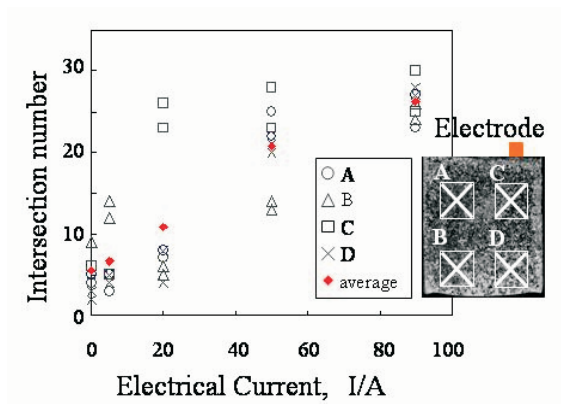
تاثیر اندازه جریان الکتریکی متغیر

به منظور بررسی تاثیر بزرگی جریان الکتریکی، نمونه های تهیه شده در قسمت قبل را تحت یک میدان مغناطیسی ثابت با شدت 10 T و مقادیر متفاوت جریان الکتریکی متغیر منجمد می کنیم. نتایج حاصل از این آزمایش در شکل 2 نشان داده شده است. براساس این تصاویر اگر در طول انجماد جریانی بر روی نمونه اعمال نشود ساختار درشت دانه شده و ریزسازی دانه اتفاق نمی افتد در حالی که با اعمال جریان 20 آمپر ریزدانه شدن تنها در مجاورت الکترودهای اعمال کننده ی جریان دیده می شود وسایر نواحی درشت دانه باقی می ماند. حال اگر جریانی به بزرگی 50 امپر اعمال شود، تمامی ساختار ریزدانه می گردد. در نتیجه می توان جریان 20 آمپر را به عنوان آستانه ی شدت جریان الکتریکی برای ریزدانه شدن ساختار در این شرایط آزمایشگاهی در نظر گرفت [1].



شکل 2- ماکروساختار تحت تاثیر جریان الکتریکی با مقادیر متفاوت [1].

به منظور ارزیابی کمی ریزسازی ساختار، تعداد برخوردی که بر اثر ریزدانه شدن بین مرزهای دانه اتفاق می افتد براساس موقعیت چهار مربع با اقطار $10\text{ mm} \times 10\text{ mm}$ در شکل 3 مورد بحث قرار گرفته است. در واقع تعداد برخوردها، بزرگی جریان الکتریکی را توصیف می کنند. در تمام موقعیت هایی که جریان الکتریکی افزایش می یابد تعداد برخوردها بیشتر می شود. طبق شکل اثر ریزسازی در موقعیت C قابل توجه است، این موقعیت در نزدیکی الکترودها قرار دارد و هنگام اعمال جریان 50 آمپر ریزسازی جز در موقعیت B حاصل می شود این بدین معناست که ریزسازی با افزایش فاصله از الکترودها کاهش می یابد.



شکل 3- تعداد برخوردها بین مرز دانه و قطر مربعی به ابعاد $10\text{ mm} \times 10\text{ mm}$ تابعی از مقدار جریان الکتریکی است [1].

براساس این مشاهدات می توان نتیجه گرفت که تحمیل نیروی الکترومغناطیس در مرحله ی اول انجماد به منظور دستیابی به ساختار ریزدانه بسیار مهم است و اعمال این نیرو در مرحله میانی باعث ریز شدن اندازه دانه ه نمی شود، از طرفی باید توجه داشت که در ریزسازی و اصلاح ساختار در حین انجماد شدت آستانه ای برای جریان الکتریکی وجود دارد به طوری که معمولاً جریان الکتریکی پیرامون الکترودها به این شدت رسیده و ریزسازی در ابتدا از آنجا آغاز می شود [1].

تاثیر میدان مغناطیسی چرخان

زمانی که میدان مغناطیسی چرخان⁴ بر مذاب آلیاژ اعمال می شود، مذاب در نگهدارنده ی خود بر اثر تحمیل نیروی لورنتز دچار سیلان می شود. در طول انجماد آلیاژ بدلیل تفاوت در محل ، غلظت و ساختار فاز، نیروی

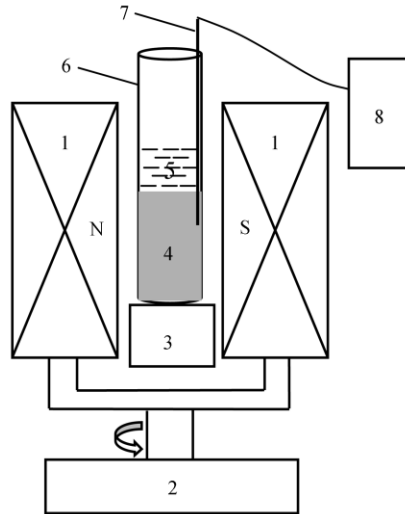
⁴-rotating magnetic field (RMF)

لورنتز تحت جریان های مختلف بسیار متفاوت خواهد بود. سیلان در مذاب شدیداً بر رفتار انجمادی تاثیر می گذارد و در نهایت ریزساختار و عملکردهای آلیاژ انجماد یافته را تغییر می دهد [3].

در سال های اخیر بیشتر تحقیقات روی آلیاژهای پایه آلومینیوم از قبیل Al-Si و Al-Cu صورت گرفته است. نتایج تحقیقات نشان می دهد که RMF تاثیر قابل ملاحظه ای بر فرآیند انجماد می گذارد، به طور مثال RMF باعث محدود کردن نیروی جاذبه می شود که در نتیجه ی آن ماکروجدایش در ریزساختار آلیاژ انجماد یافته حذف می گردد، از طرفی RMF باعث ریزدانه شدن ریزساختار و بهبود عملکرد مواد می شود که این مسئله باعث افزایش کاربرد RMF در صنعت شده است [3].

مکانیزم های توضیح داده شده در مورد عملکرد RMF در حین فرآیند انجماد هنوز شفاف و واضح نمی باشد و به تحقیقات آزمایشگاهی و تئوری بیشتری نیاز دارد. در این تحقیق به منظور بررسی اثر RMF بر ریزساختار انجمادی آلیاژ Pb-Sn انتخاب شده اند زیرا این آلیاژ بر اثر انجماد تحت شرایط معمولی دچار ماکروجدایش می شود در نتیجه می تواند ما را در فهم مکانیزم های تاثیر RMF یاری دهد [3].

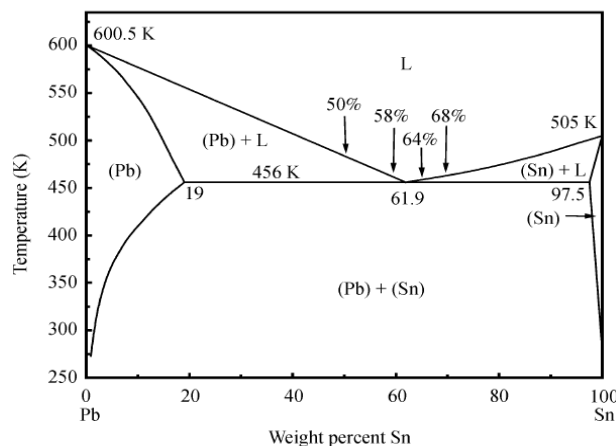
در این تحقیق از نمونه های آلیاژی Pb-Sn که از Pb خالص (99.999٪) و Sn خالص (99.99٪) تهیه شده اند استفاده می شود. وزن هر نمونه 3 گرم است. میدان مغناطیسی RMF توسط دستگاه آزمایشگاهی که در شکل 4 نشان داده شده است T بر روی نمونه اعمال می گردد. این دستگاه اساساً شامل دو مغناطیس دائم mT 450، یک موتور الکتریکی چرخشی و یک کوره حرارتی می باشد. مغناطیس های دائم به صورت بلوک هایی با ابعاد 60mm×30mm×20mm و دو قطب S و N می باشد. فاصله این دو بلوک از یکدیگر 15mm است. آلیاژ درون یک لوله کوارتزی و به همراه روغن سیلیکونی که به منظور جلوگیری از اکسید شدن آلیاژ در حین حرارت دادن اضافه شده است، ریخته می شود.



شکل 4-شماتیک دستگاه آزمایشگاهی RMF 1- مغناطیس های دائم 2.450mT - موتور الکتریکی چرخان، 3- کوره حرارتی، 4- مذاب آلیاژ، 5- روغن سیلیکون، 6- لوله کوارتزی، 7- ترموکوپل، 8- ثبت کننده دما [3].

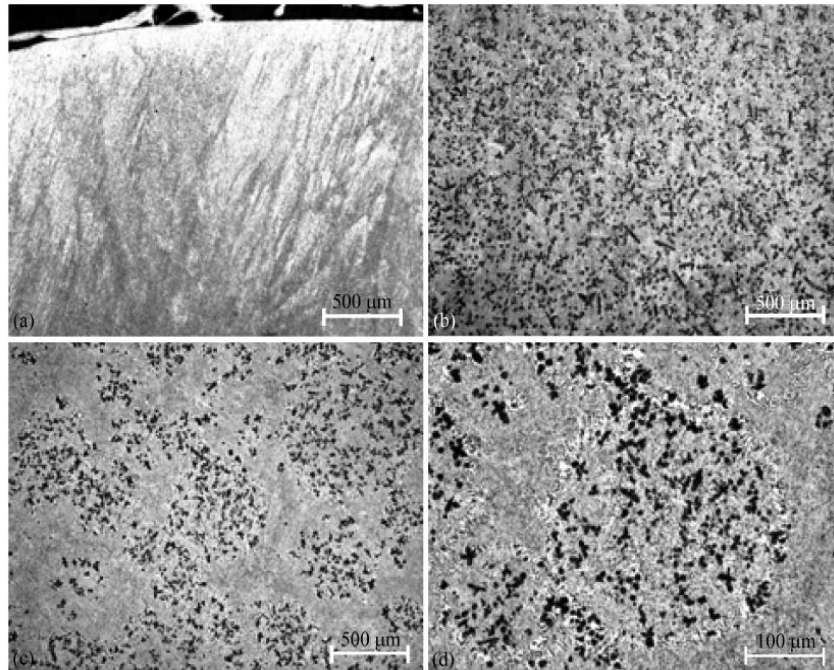
در این آزمایش ابتدا آلیاژ را تا دمای 550 درجه کلین حرارت می دهیم و به مدت 10 دقیقه در همان دما نگه می داریم، سپس کوره را خاموش کرده و به طور همزمان موتور الکتریکی را روشن میکنیم تا بلوک های مغناطیسی شروع به چرخش کنند، بعد از اینکه مذاب آلیاژ کاملا منجمد شد موتور الکتریکی چرخان را خاموش می کنیم [3].

دیاگرام فازی آلیاژ دوتایی Pb-Sn در شکل 5 نشان داده شده است. مطابق این دیاگرام، آلیاژ یوتکتیک با جوانه زنی ورشد فاز اولیه Pb منجمد می شود و سپس با انتقال یوتکتیکی Pb-Sn $L \rightarrow$ پیش می رود.



شکل 5-دیاگرام فازی آلیاژ دوتایی Pb-Sn [3].

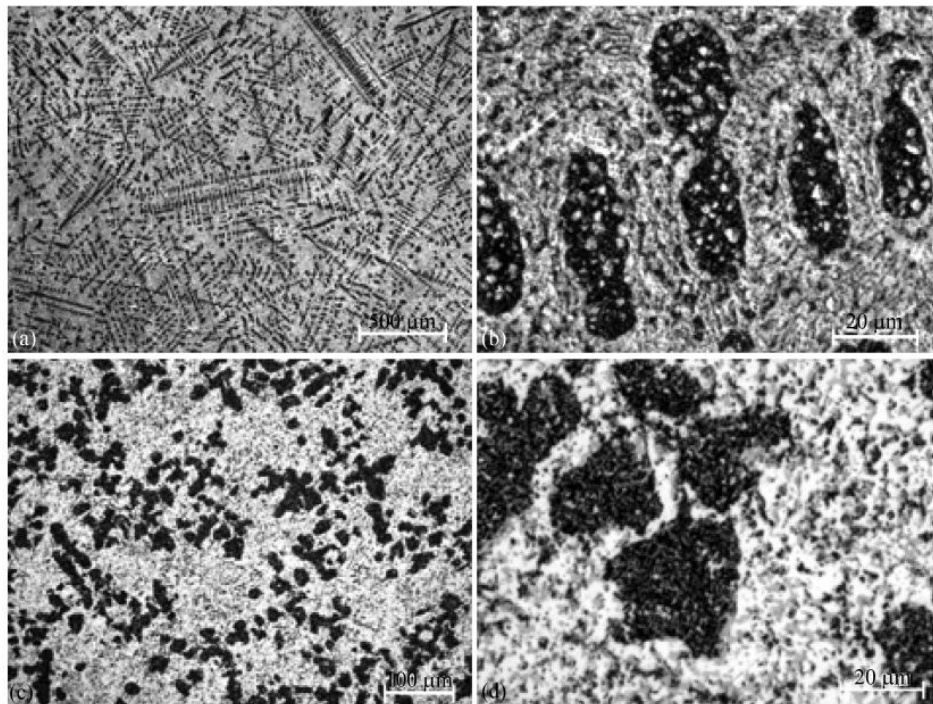
شکل 6 ریزساختار انجمادی آلیاژ هیپوپوتکتیک Pb-58%Sn را با و بدون حضور میدان مغناطیسی نشان می دهد. همانطور که در شکل 6a و 6b مشاهده می شود بر اثر انجماد تحت شرایط معمولی، ریزساختار شامل فازهای ماکروجدایش یافته ی Pb در قسمت های انتهایی نمونه می باشد زیرا چگالی Pb بیشتر از Sn است. همانطور که در شکل 6c و 6d نشان داده شده است، زمانی که تحت RMF صورت می گیرد، ماکروجدایش در ریزساختار مشاهده نمی شود و دندریت های اولیه ی Pb به طور گسترده در نمونه توزیع می یابند. این مسئله نشان می دهد که RMF می تواند جاذبه ای را که باعث ایجاد ماکروجدایش می شود را محدود نماید. در اینجا دندریت های اولیه ی Pb نمی توانند به صورت همگن در نمونه توزیع شوند، آنها تمایل دارند همانند ریزساختار کروی تجمع یابند [3].



شکل 6- ریزساختار انجمادی آلیاژ هایپوپوتکتیک Pb-58%Sn. الف) شرایط معمولی، قسمت بالایی نمونه؛ ب) شرایط معمولی، قسمت انتهایی نمونه؛ ج) تحت تاثیر RMF، مورفولوژی بهینه؛ د) تحت تاثیر RMF، بزرگنمایی موضعی [3].

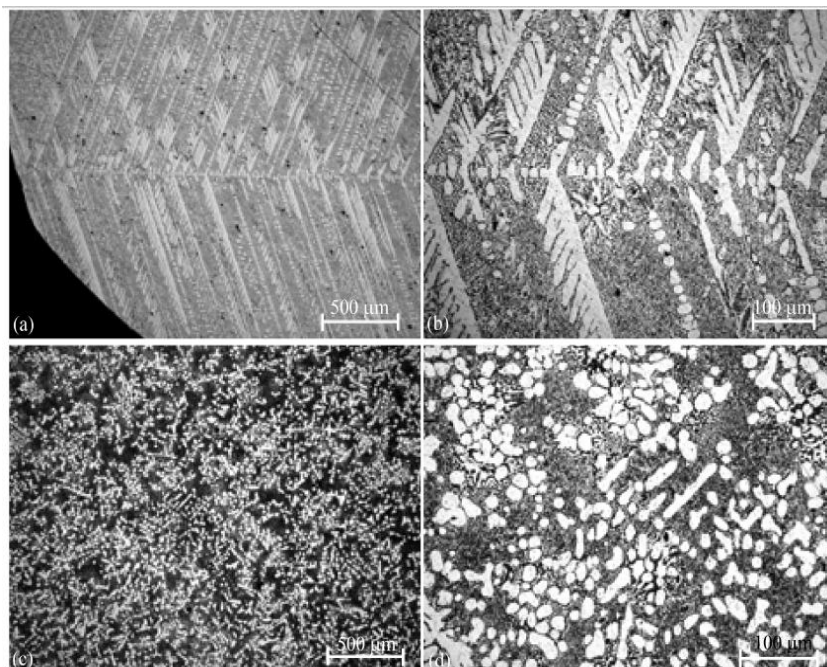
علاوه بر این بدلیل حضور RMF و متعاقب آن سیلان ایجاد شده در مذاب، دندریت های اولیه ی Pb در حین انجماد خرد می شوند در حالی که این دندریت ها تحت شرایط معمولی به صورت زاویه دار و نوک تیز می باشند به همین دلیل در تصاویر حاصل، دندریت ها شکل اولیه ی خود را از دست داده اند و به صورت اصلاح شده (فازهای کروی شکل) رویت می شوند [3].

شکل 7 ریزساختار انجمادی آلیاژ هیپووتکتیک Pb-50%Sn را با وبدون حضور RMF نشان می دهد. بر اثر انجماد تحت شرایط معمولی مورفولوژی فاز اولیه ی Pb شامل دندریت های درشت با بازوهای ثانویه می باشند (شکل 7a). شکل 7b مورفولوژی بازوهای ثانویه ی دندریت های اولیه را نشان میدهد. طبق این مشاهدات می توان فرض نمود که بازوها بیشتر به صورت بیضی شکل بوده و رسوبات Sn بسیار زیادی در دندریت ها رسوب می کنند. طبق شکل 7c، زمانی که انجماد تحت RMF صورت می گیرد، دندریت های Pb تا حد زیادی خرد و اصلاح شده و فاز اولیه ی Pb به صورت همگن در تمام نمونه توزیع می گردد. شکل 7d نشان می دهد که بازوی Pb نامنظم و اضلاع بازو بسیار خشن می باشد، از طرفی تعداد رسوبات Sn موجود در دندریت ها در مقایسه با شرایط معمولی کاهش می یابد، در نتیجه می توان دریافت که RMF توانایی شکستن و اصلاح دندریت های Pb را داراست و این توانایی سرعت نفوذ اتم های محلول در دندریت های Pb و مذاب آلیاژ را افزایش می دهد.



شکل 7- ریزساختار انجمادی آلیاژ هیپووتکتیک Pb-50%Sn. الف) شرایط انجمادی معمولی، مورفولوژی بهینه ب) شرایط انجمادی معمولی، مورفولوژی فاز اولیه ج) تحت تاثیر RMF، مورفولوژی بهینه د) تحت تاثیر RMF، مورفولوژی بهینه [3].

شکل 8 ریزساختار انجمادی آلیاژ هیپوپوتکتیک Pb-68%Sn را با و بدون حضور RMF نشان می دهد. شکل 8a و 8b نشان می دهد که دندریت های بزرگ Sn با بازوهای دندریتی ثانویه و ثالثیه در حین انجماد تحت شرایط معمولی رشد می یابند. زمانی که آلیاژ تحت حضور میدان مغناطیسی منجمد می شود (شکل 8c و 8d) دندریت های اولیه ی Sn شدیداً شکسته شده و اصلاح می گردند و بازوهای ثانویه در ساختار دیده نمی شوند، از طرفی تحت RMF فازهای اولیه ی Sn تقریباً به صورت همگن در نمونه توزیع می یابند.



شکل 8- ریزساختار انجمادی آلیاژ هایپوپوتکتیک Pb-68%Sn. الف) شرایط معمولی، ریزساختار بهینه؛ ب) شرایط معمولی، بزرگنمایی موضعی؛ ج) تحت تاثیر RMF، مورفولوژی بهینه؛ د) تحت تاثیر RMF، بزرگنمایی موضعی [3].

در حالت کلی نیروی جابه جایی طبیعی توسط دما و شیب عناصر محلول در مذاب آلیاژ ایجاد می شود که در طول فرآیند انجماد، بر اثر جوانه زنی و رشد فاز اولیه از مذاب آلیاژ Pb-Sn بدلیل تفاوت خواص فیزیکی بین فاز اولیه و مذاب باقیمانده، سرعت حرکت نسبی بین آنها با پیشروی فرآیند انجماد افزایش می یابد، در این حالت مطابق با نقطه نظر فلمینگز⁵ حرکت مذاب آلیاژ ممکن است باعث شکست بازوهای دندریتی گردد [3]. از طرفی بر اثر اعمال RMF یک ارتباط حرکتی بین مذاب و میدان مغناطیسی ایجاد می شود که جریان الکتریکی ل را

⁵ -Flemings

در مذب القا می کند، بنابراین مذب آلیاژ در معرض نیروی لورنتز قرار می گیرد. نیروی لورنتز به صورت زیر بیان می شود [2].

$$F=J \times B \quad (1)$$

ل: جریان الکتریکی

F: نیروی لورنتز

B: شدت القا مغناطیسی

تحت تاثیر نیروی لورنتز حرکت همرفتی سه بعدی شدیدی در مذب ایجاد می گردد به طوری که انتقال جرم و حرارت در مذب سرعت بخشیده می شود.

RMF تنها باعث ایجاد سیلان در مذب نمی شود بلکه بر ترمودینامیک سیستم انجمادی نیز تاثیر می گذارد و باعث تغییر انرژی داخلی در طول فرآیند انجماد می گردد [2].

$$du=Tds -Pdv +v HdB \quad (2)$$

این جابه جایی ایجاد شده توسط نیروی لورنتز باعث ساییده شدن بازوهای دندریتی رشد یافته شده و آنها را دچار شکست میکند. این ذرات جدا شده از دندریت توسط جریان مذب آلیاژ به مکان های دیگر برده شده و به عنوان جوانه جدید نقش بازی می کنند، در این حالت دندریت های اولیه اصلاح می گردند. فرآیند شکست دندریت ها از مورفولوژی نامنظم بودن فاز اولیه Pb متاثر می شود [2]. در حین فرآیند رشد این جوانه های ایجاد شده، بدلیل حرکت نسبی آنها با مذب آلیاژ، خرد می شوند و جوانه های جدیدی را تولید می کنند. این جوانه های جدید رشد می کنند و فرآیند شکست آنها تا زمانی که غلظت محلول به کمترین مقدار خود برسد ادامه می یابد [3].

از طرف دیگر اعمال RMF فوق تبرید را در حین فرآیند انجماد تقویت کرده و ترمودینامیک سیستم جامد - مایع را تغییر می دهد به طوری که انرژی آزاد گیبس که با تشکیل جوانه های کریستالی بحرانی و متقابلا انرژی آزاد نفوذ اتمی همراه است را کاهش می دهد، به عبارتی دیگر RMF انرژی فعال سازی برای نفوذ اتم ها را کاهش داده و در نتیجه باعث افزایش سرعت جوانه زنی و اصلاح ریزساختار می گردد [2].

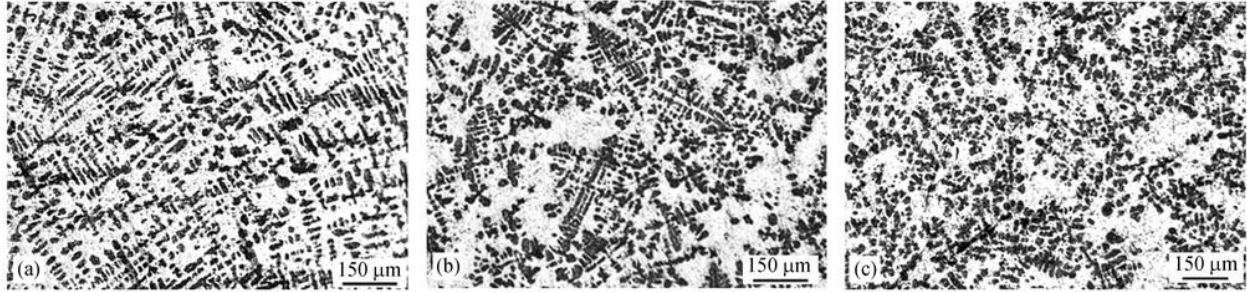
همانطور که قبلاً گفته شد، بر اثر اعمال RMF، مذاب در سه جهت دچار سیلان می شود بنابراین می توان گفت که RMF تنها سبب حذف ماکروجدایش ایجاد شده بر اثر جاذبه در جهت عمودی نمی شود بلکه ماکروجدایش افقی را نیز حذف می کند و از طرفی باعث ایجاد یکنواختی غلظت و دمای مذاب آلیاژ می گردد. علاوه بر این با افزایش سرعت حرکت نسبی بین فاز اولیه و مذاب آلیاژ، ضخامت مرز در فصل مشترک جامد-مذاب کاهش می یابد که متعاقب آن سرعت نفوذ محلول بین آنها سرعت بخشیده می شود به همین دلیل در حین فرآیند انجماد اتم های Sn می توانند از دندریت های اولیه Pb خارج شده و به مذاب آلیاژ بروند در نتیجه مقدار Sn رسوب کرده در دندریت های اولیه ی Pb تحت RMF کاهش می یابد [3].

زمانی که انجماد آلیاژ تحت RMF انجام می شود در صورتی که حجم فاز اولیه کم باشد، RMF می تواند سبب ایجاد ریزساختار کروی در آلیاژهای Pb-Sn گردد. ریزساختارهای کروی در آلیاژهای هیپویوتکتیک و هایپریوتکتیک متفاوت اند اما هر دو به یکنواختی دما و غلظت وابسته می باشند [3].

تاثیر اندازه فرکانس و شدت RMF

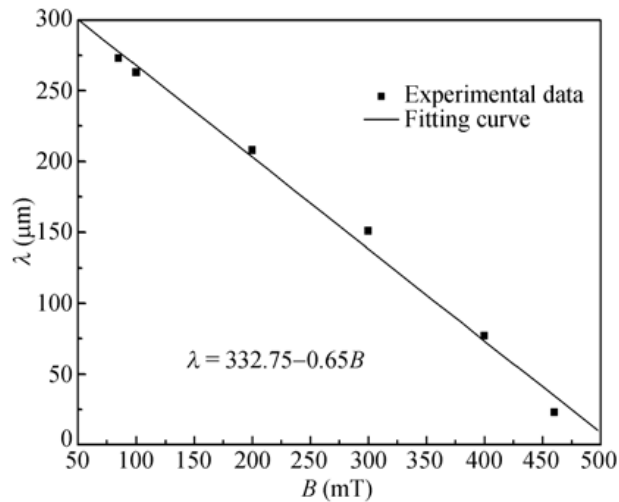
ریزساختار انجمادی آلیاژ هیپویوتکتیک

شکل 9 ریزساختار انجمادی آلیاژ هیپویوتکتیک Pb-46%Sn را تحت فرکانس 27Hz و شدت های متفاوتی از میدان مغناطیسی را نشان می دهد. زمانی که شدت میدان مغناطیسی 85mT باشد، فاز اولیه به صورت دندریت های درشت بوده و میانگین اندازه دانه $273\mu\text{m}$ می باشد (شکل 9a). زمانی که شدت میدان مغناطیسی به 320mT می رسد، درصد دندریت های زاویه دار و خشن کاهش یافته و میانگین اندازه دانه $152\mu\text{m}$ می شود (شکل 9b). اما زمانی که شدت میدان مغناطیسی تا 460mT افزایش می یابد ریزساختار عمدتاً شامل کریستال های کروی شده و دانه های ریزتر و یکنواخت تر با میانگین اندازه دانه ی $23\mu\text{m}$ توزیع می شوند (شکل 9c).



شکل 9-ریزساختار آلیاژ هیپوپوتکتیک Pb-45%Sn تحت RMF با فرکانس 27Hz و شدت های متفاوت میدان مغناطیسی؛ الف) B=85mT؛ ب) B=320mT؛ ج) B=460mT. [2].

رابطه ی بین شدت میدان مغناطیسی و اندازه دانه در شکل 10 نشان داده شده است. طبق این نمودار میتوان دریافت که با افزایش شدت میدان مغناطیسی، ساختار ریزدانه می شود.



شکل 10-رابطه ی بین اندازه دانه و شدت RMF در فرکانس 27Hz.

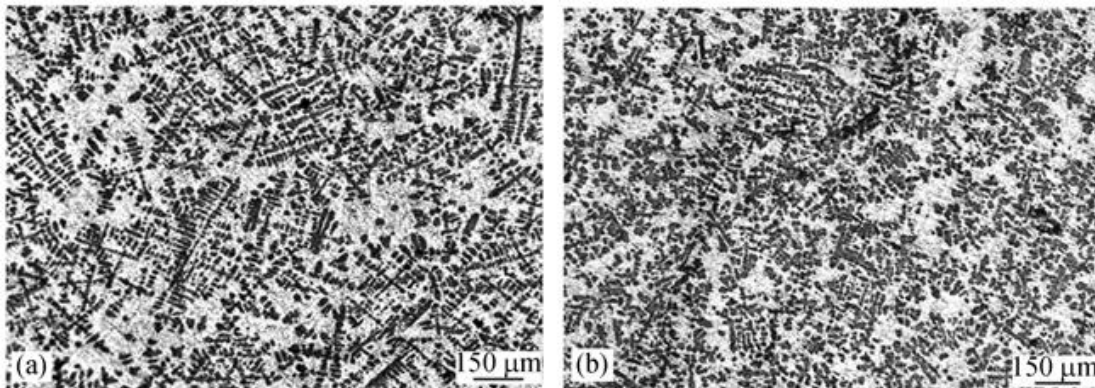
رابطه ی بین اندازه دانه و شدت میدان مغناطیسی مطابق رابطه زیر بیان می شود [2].

$$\lambda = 332.75 - 0.65B \quad (3)$$

به منظور بررسی تاثیر فرکانس بر ریزساختار انجماد یافته، شدت میدان مغناطیسی رادر 20mT ثابت نگه می داریم. شکل 5a ریزساختار انجمادی تحت فرکانس 9Hz را نشان می دهد.

طبق مشاهدات مورفولوژی فاز اولیه دندریتی بوده که تا حدودی دندریت ها دچار شکست شده اند. میانگین اندازه دانه در این حالت 232μm می باشد. با افزایش فرکانس تا مقادیر بالاتر از 45Hz دانه کاملا شکسته شده

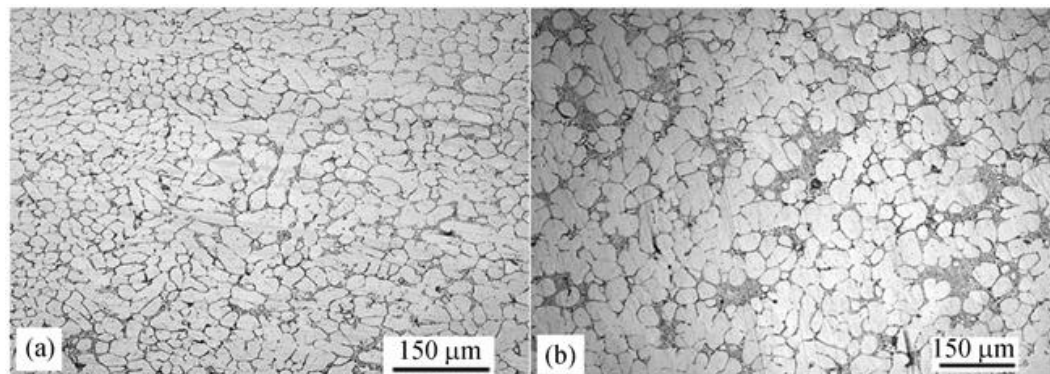
و به طور همگن، به صورت کریستال‌های یکروی پراکنده می‌شوند. در این حالت میانگین اندازه دانه $51\mu\text{m}$ می‌باشد، بنابراین اثر ریزسازی دانه با افزایش فرکانس تقویت می‌شود [2].



شکل 11- ریزساختار آلیاژ هیپریوتکتیک Pb-45%Sn تحت میدان مغناطیسی با شدت 320mT و فرکانس‌های متفاوت الف (f=9HZ، ب) f=45HZ [2].

ریزساختار انجمادی آلیاژ هایپر یوتکتیک

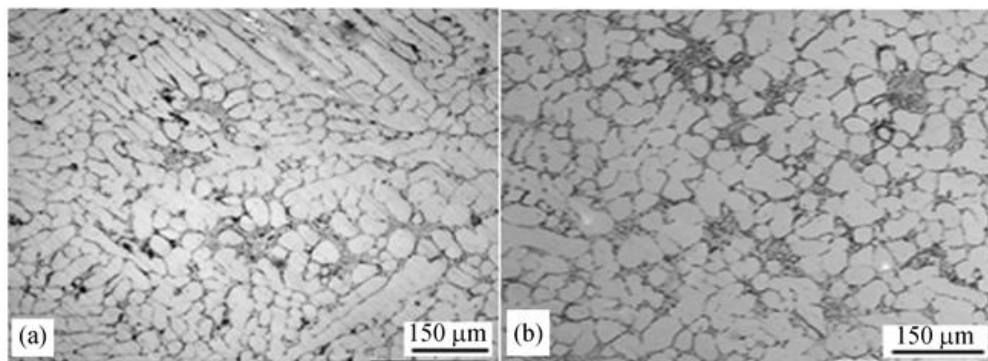
در شکل 12 ریزساختار انجمادی آلیاژ هایپر یوتکتیک Pb-85%Sn تحت فرکانس 27HZ و شدت‌های مختلف میدان مغناطیسی نشان داده شده است. زمانی که آلیاژ تحت میدان مغناطیسی با شدت 85mT منجمد می‌شود ریزساختار تا حدودی شامل کریستال‌های کروی می‌باشد، در این حالت میانگین اندازه دانه $54\mu\text{m}$ است (شکل 12a). با افزایش میدان مغناطیسی اندازه دانه ریزتر می‌شود.



شکل 12- ریزساختار آلیاژ هایپر یوتکتیک Pb-85%Sn تحت فرکانس چرخشی 27HZ و شدت‌های متفاوت میدان مغناطیسی الف (B=85mT، ب) B=460mT [2].

زمانی که شدت میدان مغناطیسی تا 460mT افزایش می یابد ریزساختار تماما شامل کریستال های کروی خواهد بود و میانگین اندازه دانه تا $62\mu\text{m}$ رشد می کند(شکل 12a)، بنابراین می توان بیان نمود که شدت میدان مغناطیسی تنها تا رسیدن به حد بحرانی و خاص می تواند سبب اصلاح و ریزدانه شدن ساختار گردد.

به منظور بررسی تاثیر فرکانس بر ریزساختار انجمادی آلیاژ های پیرویوتکتیک Pb-85%Sn، شدت میدان مغناطیسی را در 85mT نگه می داریم. همانطوری که در شکل 13a مشاهده می شود بر اثر انجماد تحت فرکانس 9HZ نواحی مرکزی و لبه ای ریزساختار به ترتیب دارای ساختاری دندریتی و زاویه دار می باشد. اختلاف اندازه دانه در نواحی مختلف کم است اما اختلاف اندازه دانه بین مرکز و لبه زیاد می باشد، میانگین اندازه دانه در مرکز $85\mu\text{m}$ و در لبه ها $3\mu\text{m}$ است. زمان یک فرکانس تا 45HZ افزایش می یابد در نواحی مرکزی و لبه کریستال ها یکروی ریزی تشکیل می گردد به طوری که میانگین اندازه در مرکز $66\mu\text{m}$ و در لبه ها $27\mu\text{m}$ خواهد شد(شکل 13b).



شکل 13- ریزساختار آلیاژ هیپیوتکتیک Pb-85%Sn تحت میدان مغناطیسی با شدت 85mT و فرکانس های چرخشی متفاوت. الف) $f=9\text{HZ}$ ، ب) $f=45\text{HZ}$ ، [2].

در نتیجه با افزایش فرکانس، ریزساختار آلیاژ ریزدانه شده و میانگین اندازه دانه کاهش می یابد اما چنانچه فرکانس از مقدار خاصی بیشتر یا کمتر شود تفاوت بین اندازه دانه در مرکز و لبه افزایش می یابد بنابراین تنها در یک حد خاصی از فرکانس ریزساختار آلیاژ اصلاح و ریزدانه می گردد. به طور کلی زمانی که انجماد تحت RMF صورت می گیرد، با افزایش شدت میدان مغناطیسی نیروی لورنتز تحمیل شده در مذاب آلیاژ افزایش می یابد، بنابراین دندریت اولیه دچار سایش شده و شکست آن تقویت می گردد، در این حالت مورفولوژی فاز اولیه از دندریتی به کریستال کروی تغییر می یابد(شکل 12a). این ریزساختار کروی توسط سایش ناشی از جابه جایی مذاب تحت تاثیر قرار گرفته و بر اثر چرخش ذرات، برخورد و اصطکاک بین ذرات بیشتر شده و ذرات به صورت همگن پراکنده می گردند، در این حالت می توان نتیجه گرفت که یک حد بحرانی برای فرکانس وجود دارد، زمانی

که فرکانس بیشتر از این حد بحرانی شود شکست و اصلاح دندریت ها بیشتر قابل مشاهده است اما در مقابل در فرکانس های کمتر از این مقدار بحرانی، اندازه دانه افزایش می یابد [2].

میدان مغناطیسی مختلط پالسی^۶

در مطالعات پیشین اثر اصلاحی میدان مغناطیسی پالسی^۷ بر ساختار انجمادی مورد بررسی قرار گرفته است. اولین تحقیق در سال 2000 توسط زی^۸ و همکارانش به منظور کنترل ساختار انجمادی آلیاژ 2124AL صورت گرفته است که در نتیجه ی آن به جای دندریت های درشت دانه های ریز در ساختار حاصل گردید، در ادامه لی^۹ و همکارانش اثر PMF بر فولاد زنگ نزن آستنیتی 1Cr 18Ni 9Ti را مورد بررسی قرار داد و دریافت، زمانی که فولاد در معرض میدان مغناطیسی پالسی قرار می گیرد، فاصله بین کریستال های ستونی کاهش می یابد. اخیرا نیز می^{۱۰} و همکارانش، از PMF به منظور بهسازی و اصلاح ریزساختار آلیاژ دمای بالای 417 درجه کلویین استفاده کرده است [4].

این تصور وجود دارد که PMF می تواند برای ریزدانه کردن ریزساختار انجمادی فلزات بسیار موثر باشد زیرا PMF یکی از روش های موثر برای ایجاد ارتعاش و لرزش در مذاب فلز می باشد، اما از طرف دیگر دسترسی به میدان مغناطیسی با شدت بالا و تجهیزات تامین کننده ی نیروی پالسی به ولتاژ بالایی نیاز دارد به همین دلیل به کارگیری این روش در صنعت ساده نمی باشد [4].

امروزه به منظور ایجاد ارتعاش الکترومغناطیسی و دستیابی به ساختار ریزدانه در فلزات انجمادیافته، از تکنولوژی جدید میدان مغناطیسی مختلط پالسی استفاده می شود. در این روش مذاب فلز در حین انجماد به طور همزمان تحت تاثیر میدان مغناطیسی استاتیک و پالسی قرار می گیرد. آزمایشات نشان می دهد که ریزسازی دانه تحت C-PMF در مقایسه با PMF بسیار موثرتر و بهتر اتفاق می افتد. به منظور بررسی تاثیر C-PMF بر ریزساختار آلیاژ منجمد شده، آلیاژ Pb-20%Sn مورد آزمایش قرار گرفته است [4].

برای آماده سازی نمونه ها، شمش های Sn-20%Pb در یک کوره ی مقاومت الکتریکی تحت حفاظت گاز آرگون ذوب می شوند. چنانچه دمای لیکوئیدوس آلیاژ 473 درجه ی کلویین باشد مذاب ابتدا تا دمای 473

⁶ -combined pulsed magnetic field(C-PMF)

⁷ - pulsed magnetic field (PMF)

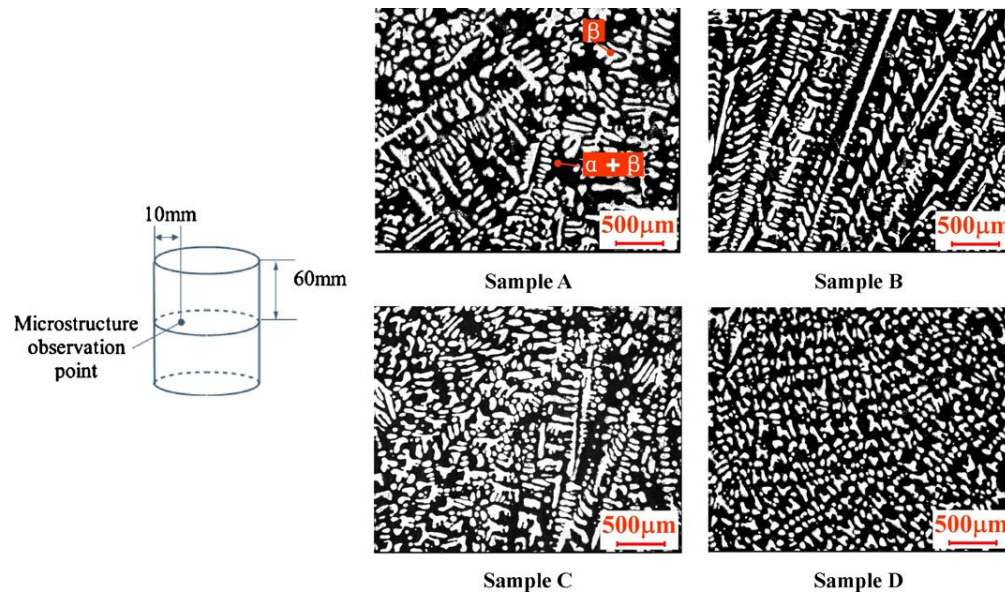
⁸ -Zi

⁹ -Li

¹⁰ -Ma

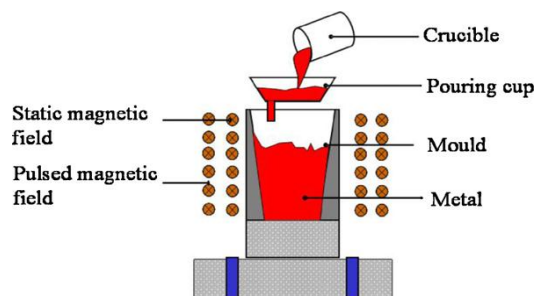
درجه ی کلویین تحت فوق گداز قرار می گیرد و سپس در دماهای مشابه به مدت 4 دقیقه نگهداری می شود [4].

در این مرحله C-PMF بر روی آلیاژ ذوب شده اعمال می گردد، پس از آن مذاب درون قالب گرافیتی پیش گرم شده ای با قطر 90mm ریخته می شود. سپس نمونه را تا دمای اتاق خنک و از قالب خارج کرده و جهت انجام آزمایشات متالوگرافی همانگونه که در شکل 14 نشان داده شده است برش داده می شوند.



شکل 14-ریزساختار تحت شرایط مختلف آزمایشگاهی (فرکانس پالسی تخلیه، $f=5\text{HZ}$)، [4].

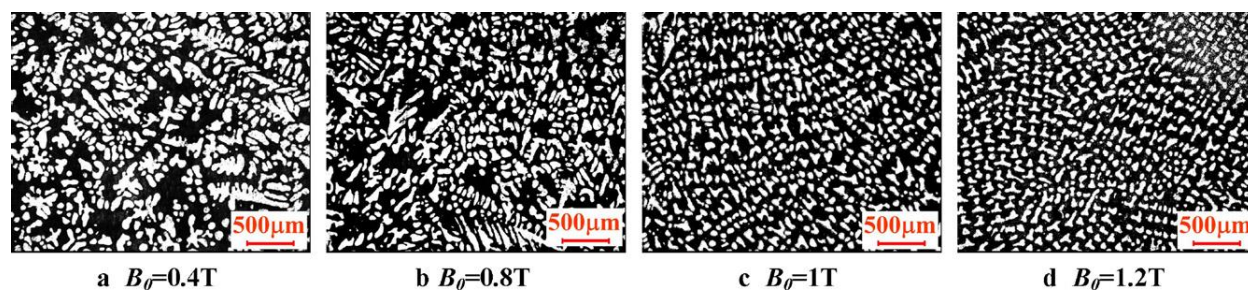
شرایط اعمال میدان مغناطیسی ثابت و میدان مغناطیسی پالسی در شکل 15 و ریزساختارهای حاصل در شکل 14 نشان داده است. زمانی که نمونه به صورت طبیعی انجماد می یابد (نمونه A)، در ریزساختار نمونه دندریت های درشت مشاهده می شود. زمانی که تنها میدان مغناطیسی استاتیک اعمال گردد (نمونه B) ریزساختار درشت دانه شده ولی از دندریت های کشیده و منظم اثری نخواهد بود. زمانی که تنها میدان مغناطیسی پالسی اعمال می شود (نمونه C) ریزساختار انجمادی نمونه به صورت جزئی ریزدانه می گردد اما دندریت ها هنوز در ساختار وجود دارند و زمانی که C-PMF اعمال می شود، ساختار تماما ریزدانه شده و هیچ دندریتی دیده نمی شود [4].



شکل 15- خلاصه ی طرح دستگاه آزمایشگاه، [4].

به خوبی مشخص است که جابه جایی و سیلان در مذاب تاثیر بسیار زیادی بر ریزدانه شدن ساختار می گذارد. زمانی که میدان مغناطیسی استاتیک اعمال می کنیم این میدان مانع سیلان یافتن مذاب می شود بنابراین ریزساختار آلیاژ شامل دندریت های درشت خواهد شد (شکل 14).

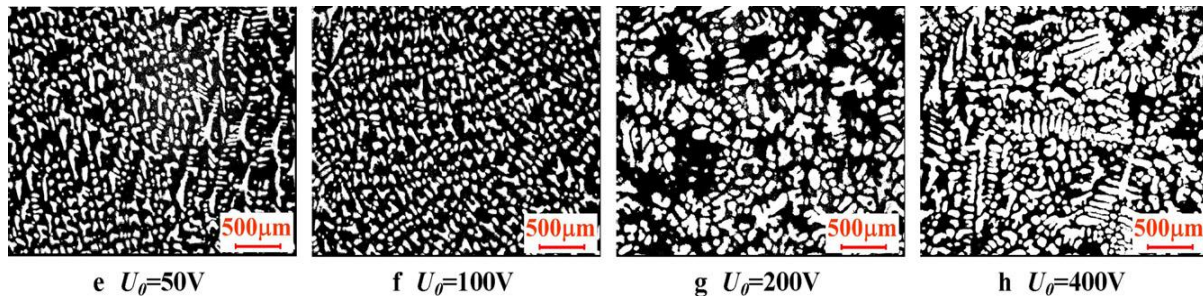
در مقابل، میدان مغناطیسی پالسی می تواند بدلیل ایجاد ارتعاش در مذاب، سیلان را افزایش دهد ولی زمانی که میدان مغناطیسی مختلط پالسی (C-PMF) را اعمال می کنیم ارتعاش در مذاب آلیاژ، تقویت شده و نیروی لورنتز قوی تری را تحمل می کند در نتیجه ساختار آلیاژ نسبت به حالتی که PMF اعمال می کنیم ریزدانه تر خواهد بود. شدت ارتعاش ایجاد شده تحت C-PMF به B_0 (شدت میدان مغناطیسی استاتیک) و U_0 (ولتاژ تخلیه پالسی) وابسته می باشد به طوری که با افزایش B_0 و U_0 شدت ارتعاش افزایش یافته و ساختار آلیاژ بیشتر اصلاح می گردد (شکل 3).



شکل 16- تصویر ریزساختار تحت C-PMF، برای شدت های متفاوت میدان مغناطیسی ثابت، $U_0=100V$; $f=5\text{HZ}$. [4].

با افزایش ولتاژ تخلیه پالسی تا مقادیر بالاتر از $100V$ درجه ریز شدن دانه ها افزایش می یابد. زمانی که مذاب آلیاژ تحت میدان مغناطیسی پالسی منجمد می شود یک جریان الکتریکی و متعاقب آن مقداری حرارت تولید می شود [4].

در ولتاژهای بالاتر از 200V گرمای موضعی بسیار شدیدی در مذاب ایجاد می گردد به طوری که تکه های تحت این گرما دوباره ذوب می شوند، در این حالت فوق تبرید برای رشد دانه ها به صورت زاویه دار کاهش یافته و به طور کلی اثرات بهسازی تحت C-PMF مختل می شود (شکل 17).



شکل 18- تصویر ریزساختار برای ولتاژهای پالسی متفاوت تحت C-PMF، $B_0 = 1 \text{ T}$ ؛ $f = 5 \text{ Hz}$ ؛ [4].

ایجاد دانه های هم محور تحت میدان مغناطیسی

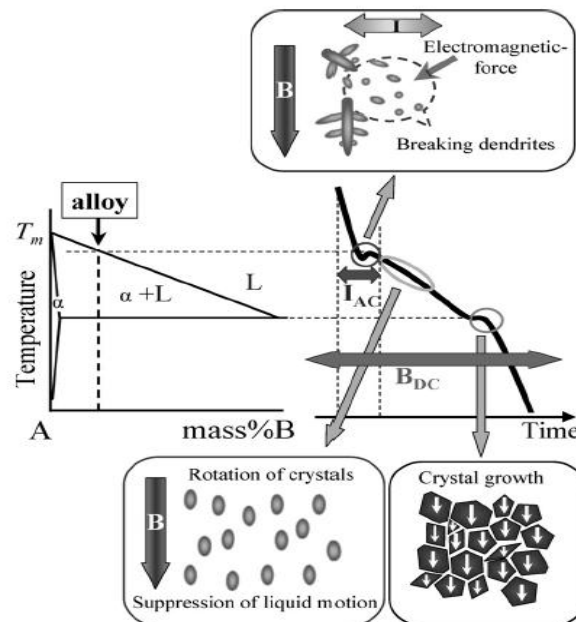
مواد باساختار کریستالی ان ایزوتروپ، در خواص فیزیکی خود از قبیل رسانایی الکتریکی، رسانایی حرارتی و... خاصیت ان ایزوتروپ بودن خود را نشان می دهند، در واقع ان ایزوتروپ بودن خواص فیزیکی مواد از هم محوری دانه ها ناشی می شود، بنابراین هم محور ساختن دانه ها یک شیوه ی بسیار موثر برای ساخت مواد پر کاربرد می باشد. از طرفی وجود دانه های هم محور فاکتور بسیار مفیدی برای بهبود ویژگی مغناطیسی آهنربای فریتی می باشد زیرا دانسیته فلاکس مغناطیسی پسماند با درجه ی هم محور بودن دانه ها در تناسب است. شیوه های مرسوم برای ایجاد دانه های هم محور دارای برخی مشکلات می باشند. روش های مکانیکی از قبیل نورد برای ایجاد ریزساختاری با دانه های هم محور در صنعت مورد استفاده قرار می گیرد، در این روش جهتگیری دانه ها تنها به یک جهت خاص محدود می گردد [5].

ریخته گری لغزشی تحت میدان مغناطیسی به منظور ایجاد ساختار هم محور در سرامیک ها مورد استفاده قرار می گیرد اما این فرآیند بدلیل بازدهی کم برای تولید جرم زیاد مناسب نمی باشد. امروزه شیوه ی نوینی برای ایجاد ریزساختار هم محور ارائه گردیده است. یک میدان مغناطیسی ثابت می تواند ابزار قدرتمندی برای ایجاد ریزساختار هم محور باشد. تحت تاثیر میدان مغناطیسی، دانه ها می توانند به سادگی چرخیده و در جهتی که از نظر مغناطیسی پایدارتر هستند، قرار بگیرند اما ایجاد این شرایط در حین انجماد دشوار است زیرا معمولاً ساختار ستونی از فاز مایع تشکیل می شوند. در این روش مذاب آلیاژ در حین انجماد تحت تاثیر میدان مغناطیسی

استاتیک قرار گرفته و به صورت همزمان جریان الکتریکی متغیر بر مذاب اعمال می شود. این شیوه الزاماً برای آلیاژی که فاز اولیه ی آنها خاصیت ان ایزوتروپی داشته باشد مورد استفاده قرار می گیرد، به همین دلیل از آلیاژ Pb-Sn به عنوان دارنده ی این شرایط برای بررسی مکانیزم این روش استفاده می شود [5].

همانگونه که در شکل 19 نشان داده شده است این فرآیند طی دو مرحله انجام می شود:

اولین مرحله تشکیل تک کریستال ها در فاز مایع و دومین مرحله چرخش هر کریستال به منظور قرارگیری در جهت پایدار مغناطیسی بر اثر حذف اختلالاتی از قبیل سیلان مذاب آلیاژ است.

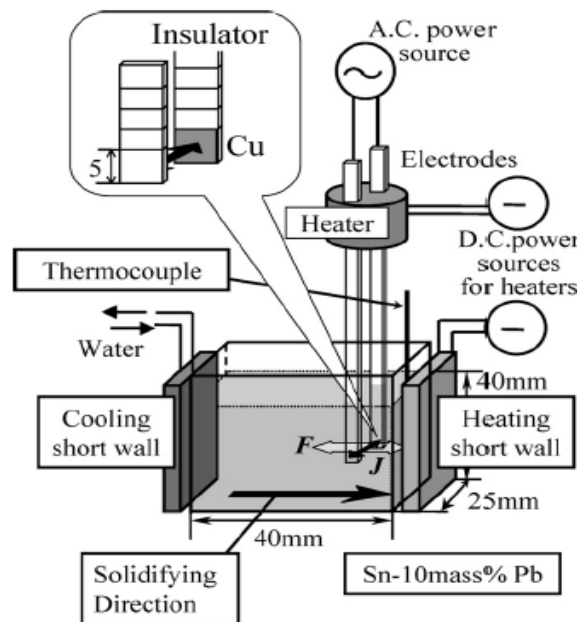


شکل 19- مفهوم فرآیند هم محوری کریستال [5].

در اولین مرحله ی این فرآیند به منظور تولید تک کریستال های بسیار، به طور همزمان میدان مغناطیسی استاتیک و جریان الکتریکی متغیر بر روی مذاب آلیاژ اعمال می شود، در این وضعیت دندریت های ایجاد شده در حین انجماد آلیاژ Pb-Sn بر اثر سیلان ایجاد شده در مذاب دچار شکست شده و در تمامی قسمت های مذاب پراکنده می گردند. از آنجایی که جابه جایی و سیلان مذاب باعث تخریب هم محوری کریستال ها می شود، پس از شکست دندریت ها، جریان الکتریکی حذف شده و تنها میدان مغناطیسی ثابت بر روی نمونه اعمال می

شود. در این وضعیت تحت تاثیر میدان مغناطیسی ثابت امکان چرخش کریستال ها در جهت پایدار مغناطیسی فراهم شده و سیلان مذاب ناشی از اعمال جریان الکتریکی حذف می شود. سرانجام هر تک کریستال رشد کرده و یک ساختار هم محور ایجاد می شود. از آنجایی که در این آزمایش ترکیب فاز اولیه ی آلیاژ Pb-Sn بسیار مشابه تیتانیوم خالص می باشد پیش بینی می گردد که قابلیت فاز اولیه ی آلیاژ کاملا مشابه تیتانیوم خالص باشد به طوری که قابلیت مغناطیسی در راستای محور $a, b \times 2.476 \times 10^{-6}$ و در راستای محور $c \times 2.212 \times 10^{-6}$ می باشد. با استفاده از این مقادیر شدت بحرانی دانسیته فلاکس مغناطیسی برای چرخش فاز اولیه با قطر $3.9T, 100nm$ تخمین زده می شود [5].

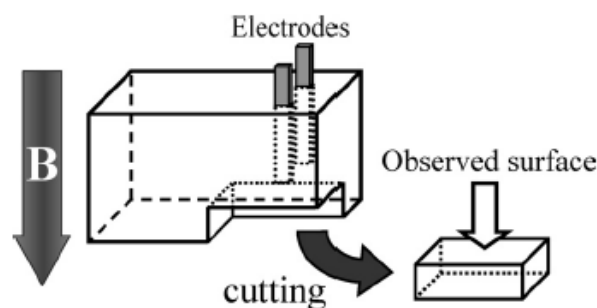
در اینجا پارامترهای آزمایشگاهی مشابه پارامترهای قبلی است. آلیاژ Sn-10%Pb با وزن 3Kg درون یک مجرای شیشه ای مستطیل شکل به ابعاد $40mm \times 25mm$ ریخته شده و درون یک لوله ی آهنربایی که می تواند میدان مغناطیسی ثابت به اندازه ی 7.5T را ایجاد می کند، قرار می گیرد (شکل 20). به منظور اعمال جریان متغیر بر روی نمونه، یک جفت الکتروود مسی در همسایگی دیواره ی کوتاه مجرا قرار داده می شود. دامنه فرکانس جریان متغیر به ترتیب 80A و 2KHZ می باشد. این الکتروودها با یک عایق الکتریکی پوشانیده شده اند [5].



شکل 20-نمای شماتیک از تجهیزات آزمایشگاهی [5].

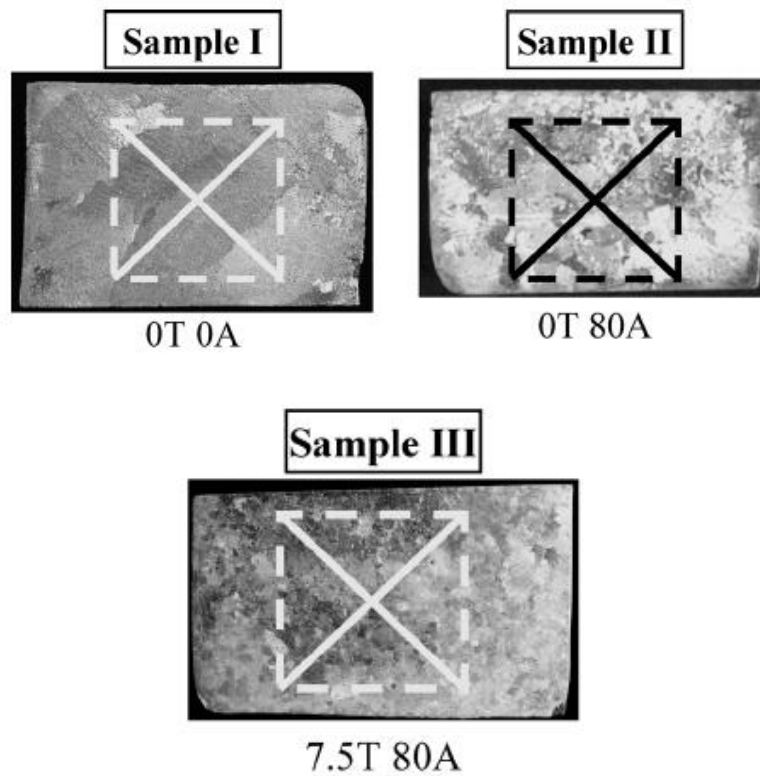
به منظور توزیع دما در نمونه، یکی از دیواره های کوتاه مجرا و برای کاهش اختلال دمایی ناشی از خروج حرارت از میان الکترودها، الکترودهای مسی حرارت داده می شوند. در این آزمایش چهار نمونه را تحت شرایط متفاوت آزمایشگاهی منجمد می کنیم. نمونه اول بدون میدان مغناطیسی ثابت و بدون اعمال جریان متناوب منجمد می شود. نمونه دوم در حین انجماد تنها تحت تاثیر جریان متناوب قرار می گیرد. در نمونه سوم میدان مغناطیسی و جریان متناوب به طور همزمان اعمال می گردد. این سه نمونه منجمد شده در هوا سرد می شوند [5].

پس از انجماد نمونه ها تنها از قسمت زیرین الکترودها بریده شده و به منظور مشاهده ساختار میکروسکوپی و آنالیز پراش اشعه X بر روی آنها صورت می گیرد (شکل 21).

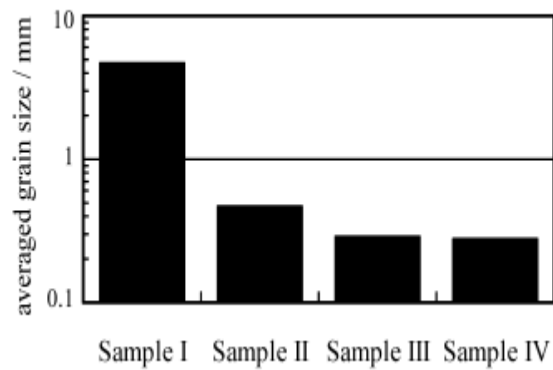


شکل 21- سطح مشاهده شده برای میکروسکوپ نوری و پراش اشعه X [5].

ساختارهای ماکرو تحت شرایط آزمایشگاهی مختلف در شکل 22 نشان داده شده است. میانگین اندازه دانه به عنوان شاخصی از بهبود ساختار انجماد یافته معرفی می شود. برای ارزیابی میانگین اندازه دانه در نمونه ها مربع هایی به اضلاع $10 \times 10 \text{mm}$ بر روی سطح نمونه ها در نظر گرفته می شوند. این مربع ها در شکل 22 و نتایج حاصل از آن در شکل 23 نشان داده شده است. در مواردی که انجماد بدون میدان مغناطیسی و بدون جریان متغیر اتفاق بیفتد، دانه های بزرگ در ساختار مشاهده می شود (نمونه اول)، از طرفی با اعمال میدان مغناطیسی و جریان الکتریکی به طور همزمان ساختار ریزدانه در تمام نقاط دیده می شود (نمونه دوم). در نمونه دوم بهسازی و ریزدانه شدن ساختار به مقدار اندکی در ساختار نمونه قابل رویت است [5].



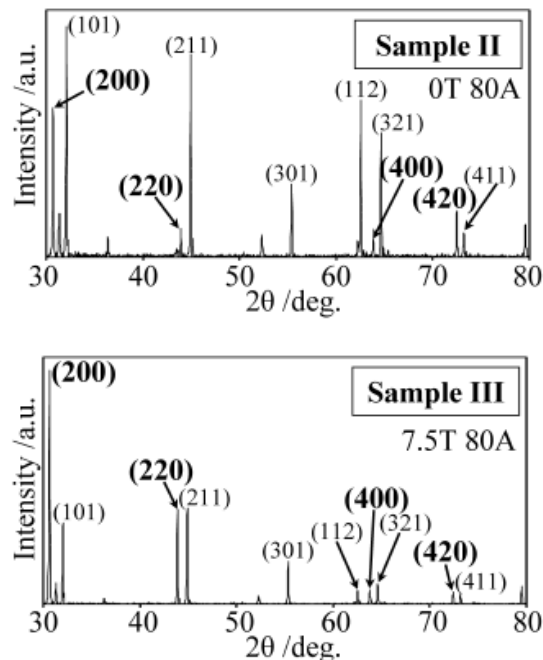
شکل 22-ماکروساختار هریک از نمونه ها و قطرهایی برای ارزیابی اندازه کریستال [5].



شکل 23-میانگین اندازه دانه [5].

هم محوری کریستال

برای ارزیابی هم محوری کریستال در نمونه ها از آنالیز پراش اشعه X استفاده می شود (شکل 24). منطقه تایش پراش اشعه X مربعاتی به اضلاع $10 \times 10 \text{ mm}$ می باشد. در این شکل الگوی پراش اشعه X برای نمونه I نشان داده شده است زیرا تعداد کریستال ها در منطقه آنالیز شده برای ارزیابی هم محوری کریستال بسیار کم می باشد. در مورد نمونه II، اگرچه از نظر مغناطیسی ترجیح داده می شود که پیک ها مربوط به صفحات a, b از قبیل $(200), (220), (400), (420)$ می باشند اما در الگوی پراش اشعه نمونه III پیک های صفحات a, b از قبیل $(200), (220), (400), (420)$ در مقایسه با نمونه II افزایش می یابند. این افزایش اندیس بدین معنی است که در حین انجماد تعداد متعددی از کریستال ها در نمونه III در جهتی که از نظر مغناطیسی پایدارتر است جهتگیری کرده اند [5].



شکل 24- الگوی پراش اشعه X نمونه های II و III، [5].

- [1] K. Iwai, K. Sugiura, "Sn-Pb alloy structure solidified under the simultaneous imposition of dc magnetic field and ac electric current", pp.464-8603.
- [2] CHEN Zhao, CHEN ChangLe†, WEN XiaoLi, ZHU JianHua & GAO WenShuai, "Effect of frequency and intensity of rotating magnetic field on the microstructure of Pb-Sn alloy", Science China Press, 2008.
- [3] MENG Xiaohua, CHEN Changle, HONG Zhenyu & WANG Jianyuan . "Effect of rotating magnetic field on the solidification microstructures of Pb-Sn alloy", science in china, vol 49, pp.274-289, 2006.
- [4] Junshan Huaa, Yongjie Zhangb, Cunyou Wub, Grain refinement of Sn-Pb alloy under a novel combined pulsed magnetic field, Journal of Materials Processing Technology, pp.463-466, 2011.
- [5] Manabu USUI, 1) Kazuhiko IWAI 2) and Shigeo ASAI 2), Crystal Alignment of Sn-Pb Alloy by Controlled Imposition Static Magnetic Field and an Alternating Electric Current Solidification, ISIJ International, vol 46, pp.859-863, 2006.

