

بررسی اثر سرعت سرد شدن و میزان مس بر تشکیل یوتکتیک غیر تعادلی در آلیاژهای دوتایی آلومینیوم- مس به کمک آنالیز حرارتی منحنی های سرد شدن

مهدی دهنوی*، محسن حداد سبزواری^۲

۱- کارشناسی ارشد، گروه مهندسی متالورژی و مواد، دانشگاه فردوسی مشهد، مشهد، ایران

۲- استاد، گروه مهندسی متالورژی و مواد، دانشگاه فردوسی مشهد، مشهد، ایران

*mehdi_6664@yahoo.com

(تاریخ دریافت: ۱۳۹۳/۰۹/۲۹، تاریخ پذیرش: ۱۳۹۳/۱۰/۱۵)

چکیده

در این پژوهش تاثیر سرعت سرد شدن و میزان مس بر مقدار گرمای نهان آزاد شده در طی استحاله یوتکتیک غیر تعادلی در آلیاژهای دو تایی آلومینیوم- مس به کمک آنالیز حرارتی منحنی های سرد شدن مورد بررسی قرار گرفته است. بدین منظور آلیاژهای دو تایی آلومینیوم- مس با ترکیب ۳/۷، ۲/۲ و ۴/۸ wt.% مس در یک کوره الکتریکی ذوب و در شرایط کنترل شده ای با سرعت ۰/۰۴ و ۰/۴۲ °C/sec سرد شدند. نتایج نشان می دهد که مقدار گرمای نهان آزاد شده در طی استحاله یوتکتیک غیر تعادلی، به دو عامل سرعت سرد شدن و ترکیب آلیاژ وابسته است. با افزایش مقدار مس و افزایش سرعت سرد شدن، مقدار یوتکتیک غیر تعادلی نیز افزایش می یابد که با آزاد سازی گرمای نهان بیشتری همراه می باشد که این تغییرات باعث ایجاد انحراف دوم در منحنی سرد شدن می شود. این انحراف در منحنی مشتق اول- زمان به صورت یک پیک کاملاً تیز، قابل تشخیص می باشد.

واژه های کلیدی:

سرعت سرد شدن، گرمای نهان انجماد، منحنی سرد شدن، یوتکتیک غیر تعادلی، منحنی مشتق اول- زمان.

۱- مقدمه

تحقیقاتش نشان داد که انجماد آلیاژهای آلومینیوم- مس با رسوب ذرات α_{Al} از فلز مذاب شروع شده و با رشد و ضخیم شدن دندریت های اولیه ادامه می یابد. در ادامه با کاهش بیشتر دما و رسیدن به دمای یوتکتیک فازهای α_{Al} و ترکیب بین فلزی Al_2Cu ، یوتکتیک $\alpha_{Al}+Al_2Cu$ تشکیل می شود [۴-۵]. آنالیز حرارتی بر مبنای توزیع سطوح حرارتی در سرد شدن یا گرم

ریز ساختارهای آلیاژهای آلومینیوم- مس به طور عمده توسط دو عامل ترکیب شیمیایی و سرعت سرد شدن قابل کنترل می باشد. سرعت سرد شدن از مهم ترین عامل های کنترل کننده ساختار قطعات ریختگی است. مورفولوژی فازهای موجود، اندازه دانه، فاصله بازوهای دندریتی و ساختار یوتکتیک بیشترین تاثیر پذیری از این عامل را دارند [۱-۲]. بکرود [۳] در طی

شدن می توان از رسم مشتق دوم منحنی سرد شدن نیز استفاده کرد [۱۴]. هدف از این پژوهش بررسی اثر سرعت سرد شدن و میزان مس بر تشکیل یوتکتیک غیر تعادلی به کمک آنالیز حرارتی منحنی های سرد شدن می باشد. مقدار یوتکتیک غیر تعادلی در ریز ساختار نهایی آلیاژهای دوتایی آلومینیوم - مس به سرعت سرد شدن و ترکیب شیمیایی آلیاژ (میزان مس اولیه در ترکیب) بستگی دارد. در اکثر پژوهش ها معمولا برای بررسی رفتار انجمادی آلیاژها از رسم منحنی های سرد شدن استفاده می شود اما تمامی استحاله های متالورژیکی رخ داده در طی انجماد، به کمک رسم منحنی های سرد شدن قابل تشخیص و بررسی نیست و رسم منحنی مشتق اول و مراتب بالاتر ضروری به نظر می رسد.

۲- روش تحقیق

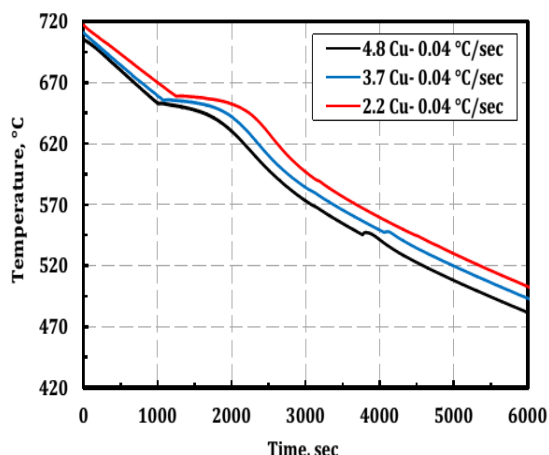
ماده اولیه استفاده شده در این تحقیق شامل آلیاژهای دوتایی آلومینیوم- مس است که ترکیب شیمیایی آن ها در جدول (۱) نشان داده شده است.

جدول (۱): ترکیب شیمیایی آلیاژهای آلومینیوم- مس استفاده شده

غلظت عناصر آلیاژی (wt.%)			
Al	Fe	Si	Cu
مابقی	۰/۰۸	۰/۰۵	۲/۲
مابقی	۰/۰۶	۰/۰۴	۳/۷
مابقی	۰/۰۶	۰/۰۵	۴/۸

برای انجام آزمایش های مورد نظر، نمونه هایی استوانه ای با ابعاد $22 \times 20 \text{ mm}$ ($h \times d$) و جرم 10 g تهیه گردیدند. نمونه ها در یک کوره الکتریکی ذوب شده و با سرعت های 0.04 ، 0.42 و سرد شدند. در حین انجماد به منظور جلوگیری از اکسید شدن نمونه ها، از گاز محافظ آرگون با خلوص بالا (99.999%) استفاده گردید. دمای نمونه ها در حین انجام آزمایش با استفاده از ترموکوپل نوع K با قطر 0.15 mm اندازه گیری شد. برای این منظور در مرکز نمونه حفره ای به قطر 4 mm و به عمق نصف

شدن قطعات که مستقیما به دگرگونی های فازی که در نمونه اتفاق می افتد مربوط می شود. بسته به نوع آنالیز، اطلاعات متفاوتی نظیر گرمای نهان انجماد، کسر حجمی جامد، میزان ریز دانگی و مقدار و نوع فازهایی که در حین انجماد به وجود می آیند را می توان به دست آورد [۶-۸]. اگر چه از روش های استاندارد مانند (DTA) و (DSC) برای مطالعه رفتار انجمادی آلیاژها نیز می توان استفاده کرد ولی در سال های اخیر آنالیز حرارتی منحنی های سرد شدن به کمک کامپیوتر (CA-CCA)^۱ که روشی ساده و کم هزینه است برای تعیین خواص ترموفیزیکی آلیاژها کاربرد زیادی پیدا کرده است [۸-۱۰]. در طی آنالیز حرارتی منحنی های سرد شدن، با قرار دادن ترموکوپل درون قالبی که نمونه در آن قرار دارد دمای نمونه در هر لحظه در طی انجماد توسط یک سیستم داده گیر جمع آوری می شود و در یک کامپیوتر ذخیره می شود. با رسم منحنی دما- زمان می توان استحاله های رخ داده در طی فرآیند انجماد را بررسی کرد. تغییرات دمایی رخ داده در منحنی های سرد شدن نشان دهنده استحاله های فازی رخ داده در طی انجماد آلیاژ می باشد که با آزاد شدن گرمای نهان انجماد باعث ایجاد انحرافات در منحنی سرد شدن می شوند [۱۱-۱۳]. ممکن است که رخ دادن برخی از استحاله های فازی با آزاد سازی گرمای نهان کمی همراه باشد که تشخیص آنها از منحنی های سرد شدن امر دشواری خواهد بود. لذا منحنی های سرد شدن نمی تواند به خوبی نشان دهنده تمامی استحاله های رخ داده در طی انجماد باشند [۱۴]. بکرود و چالمرز [۷]، یک روش جدید برای تشخیص استحاله های رخ داده در طی انجماد آلیاژها به کمک رسم منحنی مشتق بر حسب زمان ارائه دادند. مشتق منحنی سرد شدن در هر لحظه عبارت است از شیب خط مماس بر آن نقطه از منحنی و بنابراین نشان دهنده سرعت سرد شدن لحظه ای نمونه در حال انجماد می باشد. با رسم منحنی مشتق، استحاله های رخ داده در طی انجماد به صورت پیکههایی مشخص می شوند. مشتق های درجه بالاتر از منحنی سرد شدن نیز قابل ترسیم هستند. به منظور رسیدن به پارامترهای دقیق تر آنالیز حرارتی منحنی سرد



شکل (۱): مقایسه منحنی های سرد شدن آلیاژهای مورد بررسی در سرعت های متفاوت سرد شدن

با توجه به نحوه انجماد در آلیاژهای ۳/۷ و ۴/۸ wt.%، در منحنی های سرد شدن آن ها دو انحراف مشاهده می شود که نشان دهنده استحاله های فاز رخ داده در حین انجماد می باشند. اولین انحراف مربوط به تشکیل دندریتهای اولیه α_{Al} است که با رشد و ضخیم شدن آن ها ادامه می یابد و در ادامه دومین انحراف مربوط به استحاله یوتکتیک غیر تعادلی $\alpha_{Al} + Al_2Cu$ می باشد که در مراحل پایانی انجماد رخ می دهد. با توجه به نتایج آنالیز حرارتی می توان گفت که ریز ساختار نهایی در این دو آلیاژ شامل زمینه دندریته α_{Al} و یوتکتیک غیر تعادلی $\alpha_{Al} + Al_2Cu$ می باشد. اما در این شکل و برای آلیاژ ۲/۲ wt.% مشاهده می شود که در منحنی سرد شدن این آلیاژ انحراف دوم مشاهده نمی شود. این موضوع در شکل (۱) و در محدوده مربوط به تشکیل یوتکتیک غیر تعادلی (انحراف دوم) بهتر قابل مشاهده است. با مقایسه این قسمت از منحنی ها به نظری رسد که انجماد آلیاژ ۲/۲ wt.% به صورت تک فاز به پایان رسیده است و یوتکتیک غیر تعادلی در این آلیاژ تشکیل نشده است. شکل (۲) ریز ساختار کلیه نمونه ها را نشان می دهد. با توجه به شکل همان گونه که نتایج آنالیز حرارتی هم نشان داد ریز ساختار نهایی آلیاژ شامل دندریتهای اولیه فاز α_{Al} و یوتکتیک غیر تعادلی ($\alpha_{Al} + Al_2Cu$) است. این ریز ساختار در تمام نمونه ها مشاهده می شود با این تفاوت که تغییر سرعت سرد شدن باعث

ارتفاع نمونه ایجاد شد و ترموکوپل که درون غلافی از جنس کوآرتز (قطر داخلی ۲ mm و ضخامت ۱ mm) قرار داده شده بود درون این حفره قرار گرفت. تغییرات دمای نمونه با گذشت زمان به وسیله یک سیستم داده گیر^۲ Advantech 4718 با قابلیت ثبت حداکثر ۱۰ داده در ثانیه ثبت گردید. برای محاسبه سرعت سرد شدن (متوسط)، دامنه انجماد ($T_L - T_S$) بر کل زمان انجماد تقسیم شد [۱۵]. به منظور دستیابی به سرعت های سرد شدن متفاوت دو آزمایش به شرح ذیل طراحی و اجرا شد: در آزمایش اول پس از ذوب نمونه (دمای اولیه کوره $720^\circ C$) و نگهداری آن در دمای حدود $710^\circ C$ به مدت ۱۰ min، کوره خاموش شده و نمونه تا دمای محیط درون کوره سرد گردید (سرعت سرد شدن $0.04^\circ C/sec$). در آزمایش دوم، پس از ذوب نمونه با شرایط مشابه، قسمت حرارتی از روی نمونه منتقل شد و نمونه خارج از محیط حرارتی کوره تا دمای محیط سرد شد (سرعت سرد شدن $0.42^\circ C/sec$). به منظور بررسی ریزساختار، نمونه ها از ناحیه نزدیک به نوک ترموکوپل تهیه شدند و پس از سمباده زنی و پولیش با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل LEO 1450VP مجهز به سیستم آنالیز تفکیک انرژی (EDS) بررسی شدند. درصد فاز یوتکتیک با استفاده از تصاویر SEM در حالت الکترون های برگشتی^۳ از روی سطح از- پولیش اندازه گیری گردید. کلیه اندازه گیری های کمی به وسیله نرم افزار Clemex Vision انجام گرفت. لازم به ذکر است در این پژوهش سرعت سرد شدن به صورت میانگین گزارش گردیده و منحنی های سرد شدن و مشتق اول همگی در محیط Excel محاسبه و رسم شده است.

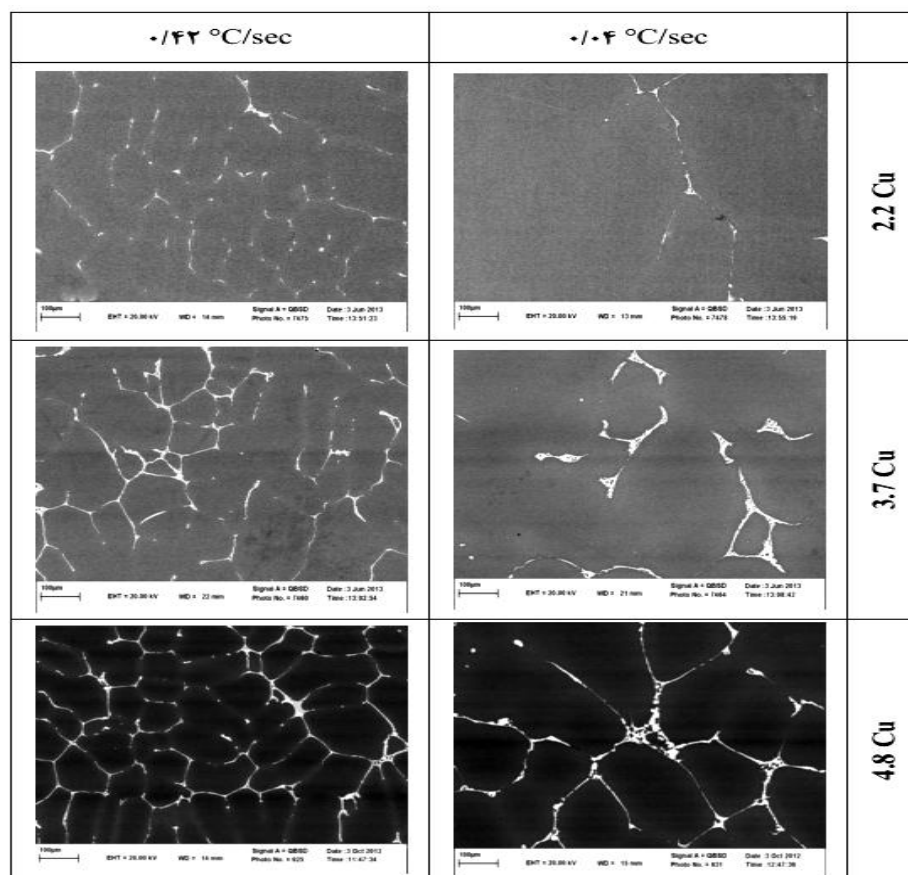
۳- نتایج و بحث

۳-۱- منحنی های سرد شدن

شکل (۱) منحنی های سرد شدن تمامی نمونه ها در سرعت سرد شدن $0.04^\circ C/sec$ را نشان می دهد.

سرعت سرد شدن، اندازه دانه و فاصله بازوهای دندریتی کاهش می‌یابد. این اثر مخصوصاً برای اندازه دانه چشم گیرتر است.

تغییر چشم گیری در مشخصه‌های ریز ساختاری آلیاژ مانند اندازه دانه، فاصله بازوهای دندریتی و مقدار یوتکتیک غیر تعادلی نمونه‌ها می‌گردد. بر اساس نتایج مشخص است که با افزایش

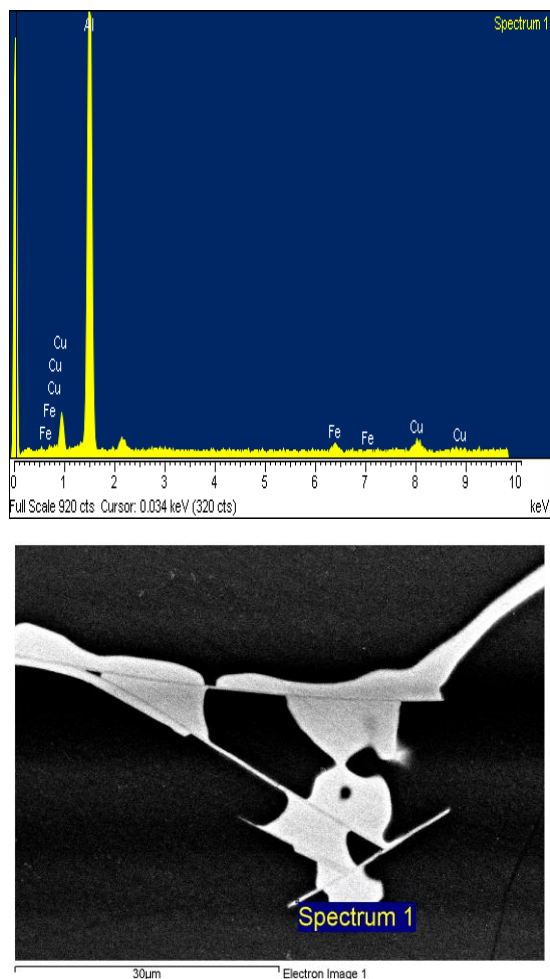


شکل (۲): تصویرهای تهیه شده توسط SEM با استفاده از الکترونهاى برگشتی (BSE) از ریزساختار نمونه‌ها

است که با مذاب باقی مانده در مراحل پایانی انجماد یوتکتیک غیر تعادلی را تشکیل می‌دهد. به منظور بررسی بهتر استحاله‌های فازی رخ داده در حین انجماد به کمک آنالیز حرارتی منحنی‌های سرد شدن، از رسم منحنی‌های مشتق اول بر حسب زمان برای تمامی آلیاژها در هر دو سرعت سرد شدن استفاده گردید. به طوری که در بخش مقدمه ذکر شد منحنی مشتق اول در واقع تغییرات لحظه‌ای سرعت سرد شدن آلیاژ را نشان می‌دهد که نسبت به استحاله‌های فازی رخ داده در طی انجماد در مقایسه با منحنی سرد شدن اصلی حساسیت بیشتری دارد. شکل‌های (۳) و (۴) منحنی سرد شدن به همراه منحنی مشتق اول آلیاژهای ۳/۷

به نظر می‌رسد که اثر سرعت سرد کردن بر مشخصه‌های ریز ساختاری بسیار بیشتر از اثر ترکیب شیمیایی است. البته در تمام نمونه‌ها با افزایش مقدار مس در آلیاژ نیز یک کاهش در فاصله بازوهای دندریتی مشاهده می‌شود اما در اکثر موارد قابل اغماض است. به طوری که تصاویر میکروسکوپ الکترونی در شکل (۲) نشان می‌دهد، برای تمامی آلیاژها در هر دو سرعت سرد شدن یوتکتیک غیر تعادلی در حین انجماد تشکیل شده است در حالی که منحنی سرد شدن برای آلیاژ ۲/۲ wt.% در سرعت سرد شدن $-/04^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ این مطلب را نشان نمی‌دهد. در این تصاویر مناطق تیره، فاز دندریتی زمینه و مناطق روشن فاز ثانویه غیر تعادلی

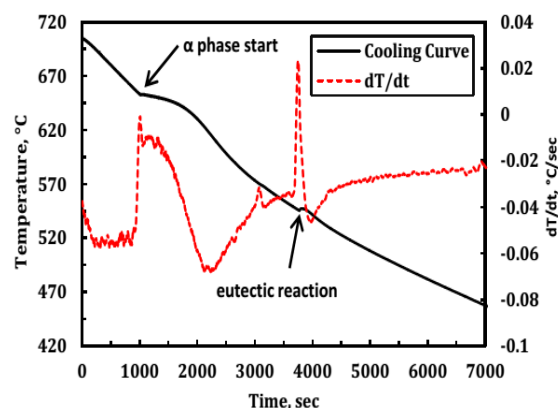
بین فلزی سوزنی شکل غنی از آهن است که در منحنی سرد شدن دیده نشد. این ترکیبات به علت عدم حلالیت در مذاب در مراحل پایانی انجماد و معمولاً بر روی ترکیب یوتکتیک رسوب می کنند [۱۶]. شکل (۵) آنالیز EDS از تیغه های سوزنی شکل در آلیاژ ۳/۷ wt.% را نشان می دهد.



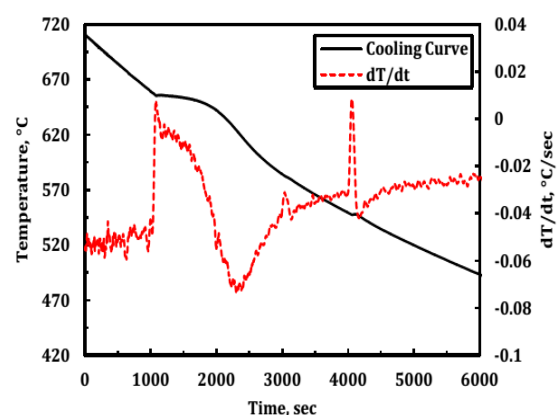
شکل (۵): نتایج آنالیز EDS از فازهای غنی از آهن

شکل (۶) منحنی سرد شدن آلیاژ ۲/۲ wt.% به همراه منحنی مشتق آن را در سرعت سرد شدن $0.04^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ نشان می دهد. قبلاً بررسی شد که منحنی سرد شدن به خوبی نشان دهنده رفتار انجمادی این آلیاژ نیست و رسم منحنی مشتق - زمان ضروری به نظر می رسد. همان طور که منحنی مشتق - زمان نشان می دهد،

و ۴/۸ wt.% در سرعت سرد شدن $0.04^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ را نشان می دهد.



شکل (۳): منحنی سرد شدن به همراه منحنی مشتق اول آلیاژ ۴/۸ wt.% در سرعت سرد شدن $0.04^{\circ}\text{C}/\text{sec}$



شکل (۴): منحنی سرد شدن به همراه منحنی مشتق اول آلیاژ ۳/۷ wt.% در سرعت سرد شدن $0.04^{\circ}\text{C}/\text{sec}$

به طوری که قبلاً بررسی گردید استحالتهای فازی که در منحنی سرد شدن به صورت انحرافهایی دیده شد، در منحنی مشتق اول - زمان به صورت پیک های کاملاً مشخصی مشاهده می شوند. با توجه به منحنی های مشتق، سه پیک کاملاً مشخص در آن ها قابل مشاهده است که نشان دهنده سه استحالتهای فازی رخ داده در طی انجماد می باشد در حالی که منحنی سرد شدن اصلی فقط نشان دهنده دو استحالتهای فازی برای این آلیاژها بود. پیک اول مربوط به تشکیل فاز α_{Al} و پیک دوم که قبل از استحالتهای یوتکتیکی رخ داده است مربوط به تشکیل یک سری ترکیبات

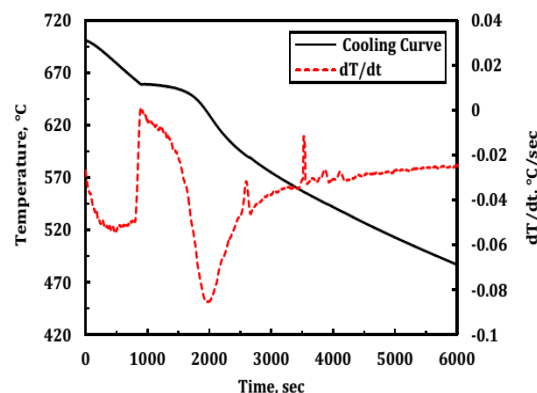
با مقایسه شکل های (۶) و (۷) می توان مشاهده کرد که با توجه به تغییر سرعت سرد شدن از 0.04 به 0.42 °C/sec انحراف دوم در منحنی سرد شدن ایجاد شده است که در سرعت سرد شدن 0.04 °C/sec فقط یک انحراف در منحنی سرد شدن مشاهده گردید. مهم ترین دلیل این تفاوت مربوط به افزایش مقدار یوتکتیک غیر تعادلی با افزایش سرعت سرد شدن می باشد. میزان یوتکتیک غیر تعادلی تشکیل شده در آلیاژهای مورد بررسی در این پژوهش، وابسته به دو عامل سرعت سرد شدن و میزان مس در ترکیب اولیه آلیاژ می باشد که نتایج بررسی های قبلی نشان می دهد میزان یوتکتیک غیر تعادلی با افزایش سرعت سرد شدن و افزایش مقدار مس افزایش می یابد و تغییرات مقدار یوتکتیک غیر تعادلی به تغییرات ترکیب (میزان مس) وابستگی بیشتری دارد [۱۷]. جدول (۲) نتایج کمی سازی مقدار یوتکتیک غیر تعادلی را نشان می دهد.

جدول (۲): نتایج کمی سازی یوتکتیک غیر تعادلی.

یوتکتیک غیر تعادلی (wt.%)	سرعت سرد شدن °C/sec	نام آلیاژ (wt.% Cu)
۲/۳	۰/۰۴	۲/۲
۲/۹	۰/۴۲	
۴/۲	۰/۰۴	۳/۷
۴/۶	۰/۴۲	
۵/۱	۰/۰۴	۴/۸
۵/۷	۰/۴۲	

در سرعت سرد شدن 0.04 °C/sec به علت آهسته بودن سرعت سرد شدن، مقدار یوتکتیک غیر تعادلی تشکیل شده در ساختار نهایی بسیار کم خواهد بود و لذا مقدار گرمای نهان آزاد شده بسیار پایین می باشد به طوری که باعث تغییر قابل تشخیصی در منحنی سرد شدن اصلی نمی شود به همین خاطر انحراف دوم در منحنی سرد شدن مشاهده نگردید. اما با افزایش سرعت سرد شدن به 0.42 °C/sec، مقدار یوتکتیک غیر تعادلی نیز افزایش می یابد که باعث افزایش گرمای نهان انجماد می شود که شدت

در طی انجماد این آلیاژ مانند دو آلیاژ دیگر استحالته یوتکتیک غیر تعادلی رخ داده است در حالی که این استحالته در منحنی سرد شدن اصلی مشاهده نگردید. اگر چه سرعت سرد شدن برای هر سه آلیاژ یکسان است اما مهم ترین دلیل برای این موضوع می تواند مربوط به غلظت پایین تر مس نسبت به دو آلیاژ دیگر و در نتیجه آن آزاد سازی کمتر گرمای نهان در مقایسه با دو آلیاژ دیگر باشد.

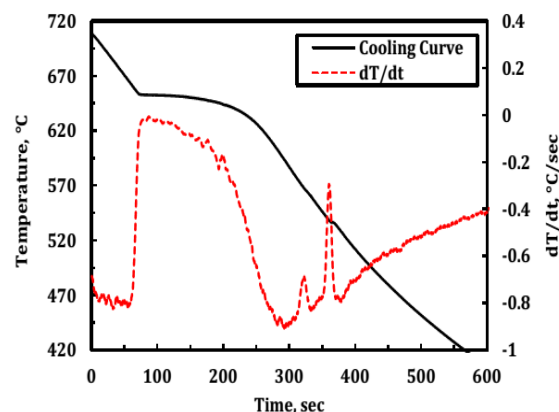


شکل (۶): منحنی سرد شدن به همراه منحنی مشتق اول آلیاژ ۲/۲ wt.% در سرعت سرد شدن 0.04 °C/sec

۳-۲- اثر گرمای نهان بر شکل منحنی های سرد شدن و مشتق آن

۳-۲-۱- اثر سرعت سرد شدن

شکل (۷) منحنی سرد شدن به همراه منحنی مشتق اول آلیاژ ۲/۲ wt.% در سرعت سرد شدن 0.42 °C/sec را نشان می دهد.



شکل (۷): منحنی سرد شدن به همراه منحنی مشتق اول آلیاژ ۲/۲ wt.% در سرعت سرد شدن 0.42 °C/sec

تعادلی است که با آزاد شدن گرمای نهان همراه است که گرمای نهان آزاد شده باعث بالا رفتن دمای نمونه و کاهش سرعت سرد شدن می شود. در ادامه سرعت سرد شدن به کمترین مقدار خود می رسد (نقطه b). با پایان یافتن استحاله سرعت سرد شدن مجدداً افزایش می یابد تا اینکه در نهایت انجماد آلیاژ به پایان می رسد (نقطه c).

۴- نتیجه گیری

در این پژوهش اثر سرعت سرد شدن و ترکیب شیمیایی بر تشکیل یوتکتیک غیر تعادلی در طی انجماد آلیاژهای دو تایی آلومینیوم- مس به کمک آنالیز حرارتی منحنی های سرد شدن بررسی گردید و خلاصه ای از نتایج مهم آن به صورت زیر می باشد:

۱- گرمای نهان آزاد شده در طی استحاله یوتکتیک غیر تعادلی به دو عامل ترکیب شیمیایی و سرعت سرد شدن وابسته است که تغییرات مقدار گرمای نهان ناشی از استحاله یوتکتیک باعث ایجاد انحراف دوم در منحنی سرد شدن می شود.

۲- در سرعت های سرد شدن بسیار پایین برای آلیاژ ۲/۲ wt.% یوتکتیک غیر تعادلی در ساختار نهایی تشکیل می شود اما مقدار گرمای نهان آزاد شده ناشی از تشکیل آن به قدری کمی است که تشخیص آن از منحنی سرد شدن کاری دشوار است و نیاز به رسم منحنی مشتق- زمان می باشد.

۳- با افزایش سرعت سرد شدن از ۰/۰۴ °C/sec به ۰/۴۲ °C/sec و افزایش مقدار مس از ۲/۲ به ۴/۸ wt.% مقدار یوتکتیک غیر تعادلی از ۲/۳ به ۵/۷ wt.% افزایش یافت که با افزایش گرمای نهان همراه است.

۴- با مقایسه شدت پیک های رسم شده در منحنی مشتق- زمان می توان از لحاظ کیفی میزان تغییرات یوتکتیک غیر تعادلی با تغییرات سرعت سرد شدن و میزان مس را بررسی کرد.

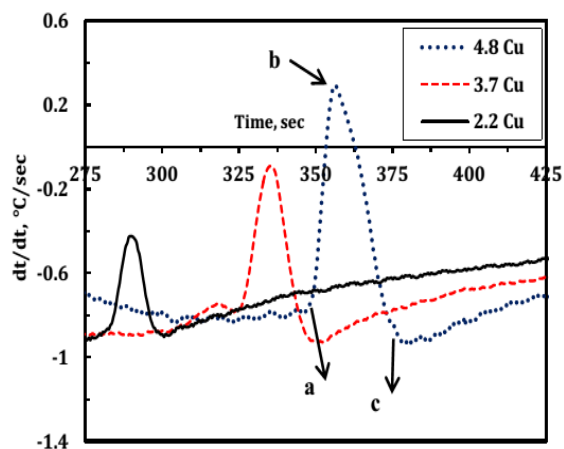
۵- مراجع

- [1] M. C. Flemings, "Solidification Processing", Mc Grow-Hill, New York, 1974.

این افزایش در حدی است که منجر به ایجاد انحراف دوم در منحنی سرد شدن می گردد.

۳-۲-۲- اثر ترکیب شیمیایی

با مقایسه مجدد منحنی های شکل (۱) می توان فهمید که چرا در یک سرعت سرد شدن ثابت، در منحنی سرد شدن آلیاژ wt.% ۲/۲ انحراف دوم دیده نشد در حالی که برای دو آلیاژ دیگر مشاهده گردید. افزایش مقدار مس از ۲/۲ به ۴/۸ wt.% منجر به افزایش مقدار یوتکتیک غیر تعادلی از ۲/۳ به ۵/۷ wt.% شد که باعث افزایش گرمای نهان انجماد می شود. به منظور بررسی دقیق تر اثر ترکیب شیمیایی بر گرمای نهان ناشی از استحاله یوتکتیک غیر تعادلی، بخشی از منحنی های مشتق اول- زمان برای هر سه آلیاژ در سرعت سرد شدن ۰/۴۲ °C/sec در شکل (۸) نشان داده شده است.



شکل (۸): بخشی از منحنی های مشتق اول- زمان برای آلیاژهای آلومینیوم- مس در سرعت سرد شدن ۰/۴۲ °C/sec: (a) شروع استحاله یوتکتیک، (b) پایان استحاله، (c) پایان انجماد)

با مقایسه این منحنی ها به خوبی دیده می شود که در یک سرعت سرد شدن ثابت با افزایش میزان مس گرمای نهان نیز افزایش می یابد که این افزایش در گرمای نهان از مقایسه شدت پیک های رسم شده در منحنی های مشتق به خوبی قابل تشخیص است. در واقع نقطه شروع افزایش در مقادیر مشتق اول (با توجه به علامت) نشان دهنده شروع استحاله یوتکتیک غیر

- Baseline Equation”, AFS Trans, Vol. 66, pp. 161-167, 1999.
- [12] K. G. Upadhyaya, D. M. Stefanescu, K. Lieu & D. P. Yeager, “Computer- Aided Cooling Curve Analysis: Principles and Applications in Metal Casting”, AFS Transactions, Vol. 97, pp. 61-66, 1989.
- [13] S. L. Backerud & G. K. Sigworth, “Recent Developments in Thermal Analysis of Aluminum Casting Alloys”, AFS Transactions. Vol. 97, pp. 459- 464, 1989.
- [14] Haq, J. S. Shin & Z. H. Lee, “Computer-aided cooling curve analysis of A356 aluminum alloy”, Metals and Materials International, Vol 10, No. 1, pp. 89-96, 2004.
- [15] M. Dehnavi, H. Vafaenezhad & M. Haddad-Sabzevar, “Investigation solidification of Al-4.8 wt.%Cu alloy at different cooling rates by computer aided cooling curve analysis”. Metall. Mater. Eng, Vol. 20, No. 2, pp. 107-117, 2014.
- [16] ASM Hnadbook, Formerly Ninth Edition, Metals Hnadbook, Volume 9, Metallography and microstructures.
- [17] م. دهنوی و م. حداد سبزواری، "اثر اندازه دانه بر جدایش میکروسکوپی آلیاژهای آلومینیم - مس"، پایان نامه کارشناسی ارشد، دانشگاه فردوسی مشهد، زمستان ۱۳۹۲.
- ۶- پی نوشت**
-
- [1] Computer- Aided Cooling Curve
[2] Data Acquisition.
[3] Back Scatter Electron
- [2] R. N. Grugel, “Meterials Characterization 28”, pp. 213-219, 1992.
- [3] L. Backuerud, G. Chai & J. Tamminen “Solidification Characteristics of Aluminum Alloys”, Foundry Alloys, AFS/Skanaluminium, Stockholm, Sweden, Vol. 2, 1990.
- [4] D. Eskin, Q. Du, D. Ruvalcaba & L. Katgerman, “Experimental study of structure formation in binary Al–Cu alloys at different cooling rates”, Mater. Sci. Eng, Vol. A 405, pp 1-10, 2005.
- [5] O. Fornaro & H. A. Palacio, “Study of dilute Al–Cu solidification by cooling curve analysis”, J. Mater. Sci, Vol. 44, pp. 4342- 4347, 2009.
- [6] Y. W. Riddle & M. M. Makhlof, “Characterizing Solidification by Non-Equilibrium Thermal Analysis”, Magnesium Technology, pp 101- 106, 2003.
- [7] L. Bäckerud & B. Chalmers, “Some Aspects of Dendritic Growth in Binary Alloys: Study of the Aluminum-Copper System”, Transactions of the Metallurgical Society of AIME, Vol. 245, pp. 309-318, 1969.
- [8] J. Tamminen, “Thermal Analysis for Investigation of Solidification Mechanisms in Metals and Alloys”, Ph.D. Thesis, U. of Stockholm, Sweden, 1988.
- [9] D. Emadi, “Applications of thermal analysis in quality control of solidification processes”, Journal of Themal Analysis and Calorimetry, Vol. 81, pp. 235- 242, 2005.
- [10] J. O. Barlow & D. M. Stefanescu, “Computer-aided cooling curve analysis revisited”, AFS Trans. 105, pp. 348- 354, 1997.
- [11] W. T. Kierkus & J. H. Sokolowski, “Recent Advances in CCA: A New Method of Determining