سال بیست و هشتم، شماره یک، ۱۳۹٥

نشریهٔ مهندسی متالورژی و مواد

بررسی جدایش میکروسکوپی آلیاژهای آلومینیوم- مس بوسیله آنالیز حرارتی و مدلسازی عددی*

محمد حسن عوض کننده قراول(۱) محمد حسن حداد سبزوار(۲)

چکیدہ

در این تحقیق جدایش میکروسکویی در آلیاژهای دوتایی آلومینیوم- مس حاوی ۲/۲، ۳/۷ و ٤/٨ درصد وزنی مس با استفاده از آنالیز حرارتی تفاضلی و مدلسازی عددی بررسی شد. آلیاژهای مورد نظر با استفاده از یک کوره آنالیز حرارتی تفاضلی با قابلیت کوینچ نمونه ها ذوب و با سرعت های ۰/۰۰۸ و ۰/۰۸۳ درجه بر ثانیه منجمد و از دماهای معینی در حین انجماد کوینچ شدند. شکل گیری ریزساختار و جدایش میکروسکویی با در نظر گرفتن و بدون در نظر گرفتن تهی جاهای اضافی به صورت عددی مدل سازی شد و مشخص گردید که در نظر گرفتن تهی جاهای اضافی در مدل سازی منجر به توافق بهتر نتایج مدل سازی با نتایج تجربي مي شود.

واژدهای کلیدی آلیاژهای آلومینیوم- مس، جدایش میکروسکویی; آنالیز حرارتی; تھی جاهای اضافی.

The Study of Micro-segregation in Al-Cu Alloys Using Thermal **Analysis and Numerical Modeling**

M.H. Avazkonandeh-Gharavol

M. Haddad Sabzevar

Abstract

The micro-segregation in binary Al-Cu alloys containing 2.2, 3.7, and 4.8 wt.% copper was investigated by differential thermal analysis (DTA) and numerical modeling. For this purpose, the alloys were melted using a DTA furnace with the capability of quenching samples during solidification. The melted samples were cooled at 0.008 and 0.083 K/s and subsequently quenched from predetermined temperatures during cooling. The evolution of the microstructure and micro-segregation was modeled with and without considering excess vacancies formed during solidification. It was found that the experimental and modeling results show a better correlation when excess vacancies are considered.

Keywords Al-Cu Binary Alloys; Micro-Segregation; Thermal Analysis; Excess Vacancy.

DOI: 10.22067/ma.v28i1.33513

^{*} نسخهٔ نخست مقاله در تاریخ ۹۲/۱۲/۲۹ و نسخهٔ پایانی آن در تاریخ ۹۳/۱۰/۳ به دفتر نشریه رسیده است.

⁽۱) استادیار گروه مهندسی مواد و پلیمر، دانشکده مهندسی، دانشگاه حکیم سبزواری، سبزوار.

⁽۲) نویسنده مسئول: استاد گروه مهندسی متالورژی و مواد، دانشکده مهندسی، دانشگاه فردوسی مشهد. haddadm@um.ac.ir

سرد شدن رخ می دهند، نفوذ برگشتی به درون جامد و درشت شدن بازوهای دندریتی هستند که در ادامه توضیح داده می شوند. در نفوذ برگشتی به درون جامد، به خاطر اختلاف غلظت در جامد و مذاب در فصل مشترک جامد/ مذاب، مقداری از عناصر آلیاژی که در فصل مشترک انباشته شدهاند، به درون جامد نفوذ می کنند[1]. این مکانیزم در مراحل انتهایی انجماد که اختلاف غلظت در فصل مشترک جامد/ مذاب زیاد است، اهمیت بیشتری دارد. همچنین با ریزشدن ساختار به خاطر افزایش مساحت فصل مشترک جامد/ مذاب در واحد حجم، نفوذ برگشتی افزایش می یابد. نفوذ برگشتی منجر به کاهش جدایش میکروسکوپی می شود[6].

نیروی محرکه درشت شدن، نیروی کشش سطحی جامـد/ مـذاب اسـت و منجـر بـه کـاهش جـدایش میکروسکوپی می شود. درشت شدن بازوهای دنـدریتی با دو مکانیزم ذوب مجـدد و یکپارچـه شـدن اتفاق میافتد. در مکانیزم ذوب مجـدد، کـه بیشـتر در ابتـدای انجماد رخ می دهد، بازوهای دنـدریتی کـوچکتر ذوب شده و بازوهای بزرگتر، درشت تر می شوند. در مکانیزم یکپارچه شدن که معمولاً در انتهای انجماد رخ می دهد، تودهای شدن بازوهای دندریتی ثانویه در نواحی کـه در فصل مشترک جامد- مذاب انحنای منفی شـدیدی دارد، منجر به یکپارچه شده چند بازوی دندریتی شده و یک بازوی دندریتی بزرگتر به وجود می آید[1].

اخیراً تئروری جدیدی برای انجماد توسط فردریکسون و همکارانش ارایه شده است که تأثیر تهی جاهای اضافی شکل گرفته در حین انجماد را نیز بر فرایند انجماد در نظر می گیرد[19-13] . بر این اساس با افزایش سرعت سرد شدن، مقدار تهی جای ها از مقدار تعادلی آن ها بیش تر شده و این مسئله منجر به تغییر بعضی از خواص ترمودینامیکی در حین انجماد می شود. به عنوان نمونه می توان به کاهش گرمای نهان انجماد و افت دمای ذوب و انجماد اشاره کرد[13-18].

هـــدف از تحقیـــق حاضــر بررســی جـــدایش میکروسـکوپی در سـرعتهـای سـرد شــدن پـایین در آلیاژهای آلومینیـوم- مـس، مخصوصـاً در نظـر گـرفتن مقدمه

علم انجماد یکی از علوم پایه در مهندسی مواد و متالورژی بوده و تعدادی از فرایندهای متالورژیکی مانند ریخته گری و جوشکاری با آن در ارتباط هستند. یکی از مهم ترین پدیده هایی که در حین انجماد رخ می دهد محادیش میکروسکوپی است که بر روی خواص مکانیکی و کارپذیری قطعات ریختگی مؤثر است. با توجه به اهمیت صنعتی جدایش میکروسکوپی، مطالعه آن و بویژه مدلسازی آن بسیار پیشرفت کرده و امروزه مدلهای پیشرفتهای برای تخمین مقدار جدایش میکروسکوپی (با دقت های مختلفی از نظر کمی) موجود می باشد [6-1].

جدایش میکروسکوپی به توزیع غیریکنواخت ترکیب شیمیایی در مقیاس میکروسکوپی (مثل ابعاد دندریتها در انجماد دندریتی) گفته می شود و منشأ آن ترمودینامیک انجماد و در نتیجه ضریب جدایش است [7]. ابتدایی ترین روش نظری مطالعه انجماد توسط گولیور ارایه گردید که به قانون نمایی جدایش موسوم است. اما فرمول بندی ریاضی این نظریه برای اولین بار در سال ۱۹٤۲ توسط شایل ارایه گشت. این رابطه امروزه بیشتر تحت عنوان معادله گولیور – شایل شناخته می شود و در معادله (۱) آمده است [8].

$$C_{s} = k_{0}C_{0}(1-f)^{-(1-k_{0})}$$
(1)

پس از کشف ریز آنالیز گر پروب الکترونی (EPMA) پایین بودن دقت این معادله مشخص گردیده و از آن پس نظریههای زیادی برای تصحیح این مدل ارایه شدند. این تصحیحها شامل در نظر گرفتن نفوذ برگشتی به درون جامد، مادون انجماد، درشت شدن دندریتها در حین انجماد و اصلاحات ترمودینامیکی بودند-11] [1-6, با پیچیده شدن معادلههای حاکم بر مسئله، حل تحلیلی آنها دشوار شده و از روش های عددی برای وجود دارد که با درجات مختلفی از دقت مسیر انجماد و جدایش میکروسکوپی را محاسبه میکنند[1-5].





ی کوینچ	شده و دم	کو پنچ	نمو نەھاي	نامگذاري	جدول ۱
---------	----------	--------	-----------	----------	--------

دماي كوينچ	سرعت سرد		غلظت مس
(°C)	شدن (K/s)	نام نمونه	(wt.%)
780		22CuS1	
75.	. /	22CuS2	
710	.,	22CuS3	
٥٧٠		22CuS4	¥/¥
780		22CuM1	17.1
٦٤٠	• / • ^ *	22CuM2	
710		22CuM3	
٥٧٠		22CuM4	
٦٤٠		37CuS1	
٦٣٥	. /	37CuS2	
710	.,	37CuS3	
٥٧٠		37CuS4	* /V
٦٤٠		37CuM1	, , ,
٦٣٥	• / • ٨٣	37CuM2	
710		37CuM3	
٥٧٠		37CuM4	
٦٣٥		48CuS1	
73.	• / • • ٨	48CuS2	
710		48CuS3	
٥٧٠		48CuS4	5 / A
780		48CuM1	2/1
73.	• / • ^ ~	48CuM2	
710	•/•٨٢	48CuM3	
٥٧٠		48CuM4	

نظریه فردریکسون در مورد جدایش میکروسکوپی میباشد. در این باره تمرکز اصلی روی اطلاعات ترمودینامیکی (نمودار فازی) و اطلاعات سینتیکی (ضریب نفوذ) در سرعتهای سرد کردن مختلف است. اطلاعات ترمودینامیکی با استفاده از تئوری ارایه شده شده توسط فردریکسون قابل تصحیح است و اطلاعات مربوط به ضریب نفوذ برای اولین بار در تحقیق حاضر به طور مؤثری اصلاح شده و در مدلسازی در نظر گرفته می شود.

روش تحقيق

برای این تحقیق آلیاژهای دوتایی آلومینیـوم- مـس از مواد با خلوص بالا تهيه شد. تركيب دقيق آلياژ با استفاده از روش طيفسنجي گسيل نوري (optical emission spectrometry) تعيين گرديد. آلياژها حاوى ۲/۲، ۲/۲ و ۲/۸ درصد وزنی مس بوده و عنصر آهن به عنوان تنها ناخالصي به مقدار ٠٨٠ درصد وزني اندازه گیری شد. برای آزمون های انجماد از یک کوره آناليز حرارتي تفاضلي با قابليت كوينچ نمونهها در حين انجماد استفاده گردید. طرحواره این کوره در شکل (۱) آمده است. برای کوینچ کردن نمونهها، پس از رسیدن به دمای از پیش تعیین شده، پین نگهدارنده درب پایین کوره آزاد شده و نمونه، میله فولادی و درپوش برنجی بلافاصله به درون حمام كوينچ سقوط مي كننـد. حـدود یک گرم از نمونهها با استفاده از این کوره ذوب، برای مدت ۱۰ دقیقه در دمای C°۰۰° نگ_هداشـته و سـیس بـا سرعت های ۰/۰۰۸ و ۰/۰۸۳ درجه بر ثانیه سرد شدند. در حین سرد شدن، نمونهها از دماهای مشخصی در حین انجماد کوینچ گردیدند. در هر سری یک نمونه بلافاصله پس از پایان انجماد کوینچ شد. در طول انجام آزمون آنالیز حرارتی تفاضلی از جریان گاز آرگون با خلوص بالا ((۹۹/۹۹۹) برای جلوگیری از اکسید شدن نمونهها استفاده گردید. نحوه نام گذاری نمونه و یارامترهای مورد استفاده در تولید آنها در جدولهای (۱) و (۲) آمده است.

مىبر	الومينيوم-	اليازهاي	كروسكوپى	جارایش مید	بررسی

سنجى اشعه ايكس تعيين شـد. قبـل از انجـام اناليزهـا،
دستگاه مورد استفاده با استفاده از نمونههای استانداردی
حاوی ۳، ۳ و ۱۰ درصد وزنی مس کالیبره گردید. بـرای
تعیین پروفیل غلظتی حدود ۱۰۰ آنـالیز نقطـهای انجـام
گرفت و سپس این آنالیزهای نقطهای با استفاده از روش
آماری ارایه شده توسط گانگور [20] به پروفیل غلظتـی
تبدیل شدند. مثالی از آنالیزهای انجام شده روی نمونه
37CuM2 در شکل (۲) آمده است.

مدلسازى

ملل سازی ترمود ینامیکی نمودار فازی. مدل سازی ترمودینامیکی بر اساس روش کلفد (CALPHAD) ارایه شده توسط فلدستد و فردریکسون انجام گرفت [16,17]. نمودار فازی آلومینیوم – مس در گوشه غنی از آلومینیوم بسیار ساده بوده و حاوی یک استحاله یوتکتیک است (مطابق شکل (۳)). برای شبیه سازی انجماد فقط منطقه دوفازی L + α (که با فلش در شکل (۳) مشخص (مطابق شکل (۳)). برای شبیه سازی انجماد فقط منطقه شده است) تحلیل شد. در این بخش از سیستم آلیاژی آلومینیوم – مس، فقط فاز جامد ایم یا شبکه PCC و فاز مذاب یک محلول دوتایی از آلومینیوم و مس و فاز مذاب یک محلول سهتایی از آلومینیوم ، مس و تهی جا در مذاب مدار یک محلول سهتایی از آلومینیوم ، مس و تهی جا در مذاب مطابق روا سهتایی از آلومینیوم مس و مس و ماز مذاب مدار گرفته شده و انرژی آزاد گیبس فازهای جامد و مدار و مدار و مدار مدار مذاب مطابق روابط (۲) و (۳) تعریف گردید.

$$G_{m}^{L} = x_{A}^{L} {}^{0}G_{A}^{L} + x_{B}^{L} {}^{0}G_{B}^{L} + RT\left(x_{A}^{L}\ln x_{A}^{L} + x_{B}^{L}\ln x_{B}^{L}\right) + RT\left(x_{A}^{L}\ln x_{A}^{L} + x_{B}^{L}\ln x_{B}^{L}\right) + x_{A}^{L}x_{B}^{L}\sum_{i=0}^{n} \left[{}^{i}L_{A,B}^{L}\left(x_{A}^{L} - x_{B}^{L}\right)^{i}\right]$$
(Y)

$$G_{m}^{S} = x_{A}^{S} \times {}^{0}G_{A}^{S} + x_{B}^{S} \times {}^{0}G_{B}^{S} + x_{va} \times {}^{0}G_{va}^{A} + RT \begin{pmatrix} x_{A}^{S} \ln x_{A}^{S} + x_{B}^{S} \ln x_{B}^{S} + \\ x_{va} \ln x_{va} - (1 + x_{va}) \ln (1 + x_{va}) \end{pmatrix} + (\Upsilon) x_{A}^{S} x_{B}^{S} \sum_{i=0}^{n} \begin{bmatrix} {}^{i}L_{A,B}^{S} (x_{A}^{S} - x_{B}^{S})^{i} \end{bmatrix} + x_{B}^{S} x_{va} L_{B,va}$$

جدول ۲ نامگذاری نمونههایی که پس از پایان انجماد کوینچ

	C		
دمای کوینچ (C°)	سرعت سرد شدن (K/s)	نام نمونه	غلظت مس (wt.%)
٥٣٠	•/••٨	22CuSF	۲/۲
٥٣٠	•/•٨٣	22CuMF	
٥٣٠	•/••٨	37CuSF	٣/٧
٥٣٠	•/•^٣	37CuMF	
08.	•/••٨	48CuSF	٤/٨
٥٣٠	• / • ۸۳	48CuMF	

شدهاند و دمای کوینچ

ریزساختار نمونههای کوینچ شده را میتوان بـه دو جزء ریزساختاری تقسیم کرد. جزء اول شامل دندریتهای درشت فاز a_{Al} اولیه است که قبل از كوينچ كردن نمونه تشكيل شده است. جـزء دوم ریزساختاری، مذاب کوینچ شدہ است کے خود شامل دندریت های بسیار ظریف فاز a_{AI} اولیه و ساختار یوتکتیک است که در اثر کوینچ تشکیل شده است. در ادامه مقاله جزء ریزساختاری اول «فاز اولیه» و جزء ریزساختاری دوم «مذاب کوینچ شده» نامیـده مـیشـود. نمونهها با استفاده از روشهای متداول برای بررسیهای ریزساختاری آماده و ریزساختار آن ها با استفاده از میکروسکوپ نوری به صورت کیفی و کمّی بررسی شدند. برای تعیین درصد فازها، نمونهها در محلول -HF 0.5% (٥/٠ میلی لیتر اسید هیدروفلوئوریک و ۹۹/۵ میلی لیتر آب مقطر) حککاری گردیدند. درصد فازها با استفاده از روش نقطهشماری سریع بر اساس استاندارد ASTM E562-11 اندازه گرفت شد. فاصله بازوهای دندریتی با استفاده از نرمافزار کیلیمیکس (Clemex) و پس از حککاری در محلول کِلِر (۲ میلیلیتر اسید هیدروفلوئوریک، ۳ میلیلیتر اسید هیدروکلریک، ٥ میلی لیتر اسید نیتریک و ۱۹۰ میلی لیتر آب مقطر) انداز ه گيرې شد.

در نمونههایی که پس از پایان انجماد کوینچ شده بودند، پروفیل غلظتی در فاز α_{AI} اولیه با استفاده از آنالیز نقطهای میکروسکوپ الکترونی روبشی و طیف

نشریهٔ مهندسی متالورژی و مواد



شکل ۲ آنالیزهای طیف سنجی اشعه ایکس نقطهای انجام شده در نمونه 37CuM2 برای رسم پروفیل غلظتی



در این روابط، بالانویس L و S به ترتیب نشاندهنده حالت مذاب و جامد، x_A، x_B و x_D به ترتیب کسر مولی A، B و تهی جاها، $^{O}G_{A} = ^{O}G_{B}^{0}$ انرژی در حالت خالص A و B، $^{S}L_{A,B}^{i} = ^{O}G_{A}^{i}$ نرژی در حالت عناصر A و B، $^{S}L_{A,B}^{i}$ و $^{L}L_{A,V}^{i}$ ضرایب برهم کنش بین عناصر A و B در جامد و مذاب و $L_{A,Va}$ و $L_{B,va}$ به نرتیب ضریب برهم کنش بین اتمهای A و تهی جاها هستند. فریب برهم کنش بین اتمهای B و تهی جاها هستند. (2 = n) و برهم کنش بین اتمهای آلومینیوم و مس با برهم کنش بین عناصر آلومینیوم و مس از مرتبه دوم تهی جاها از مرتبه صفرم (n = 0) در نظر گرفته شد. در تمام موارد ضریبهای برهم کنش به صورت خطی به دما ارتباط یافت (d + T). اطلاعات ترمودینامیکی مورد نیاز برای انرژی آزاد عناصر خالص از مرجع [2]، مقدار تهی جاهای تعادلی در آلومینیوم و مس و ضرایب مقدار تهی جاهای تعادلی در آلومینیوم و مس و ضرایب

برهم کنش بین مس و تهی جاها از مرجع های [17,18] و کلیه اطلاعات فیزیکی مورد نیاز (مثل جرم اتمی یا چگالی) از مرجع[23] استخراج گردید. پس از رسم منحنی انرژی آزاد گیبس فازهای جامد و مذاب در دماهای مختلف، مرز بین فازها با استفاده از روش رسم مماس مشترک محاسبه گردید. برای اعمال اثر سرعت سرد شدن مقدار تهی جاها تغییر داده شد به طوری که منحنی لیکوئیدوس محاسبه شده با اطلاعات تجربی حاصل از آنالیز حرارتی هم خوانی مناسبی داشته باشد.

مدل سازی عددی جدایش میکروسکوپی. در این مدل قانون دوم فیک در فاز جامد و مذاب به طور جداگانه حل گردید. برای این منظور المانی مطابق شکل (٤) با طول نصف فاصله بازوهای ثانویه دندریتی (2/2d=b) در نظر گرفته و به دوقسمت جامد و مذاب تقسیم شده است. طول قسمت جامد کے بودہ و حاوی r گرہ است. تعداد کل گرہها N و گرہ شمارہ r که فصل مشترک بر روی آن قرار دارد در فاز جامد و مذاب مشترک می باشد. برای هر فاز می توان قانون دوم فیک را به فرم معادله های (٤) و (٥) نوشت.

$$\frac{\partial C_{s}}{\partial t} = D_{s} \left(\frac{\partial^{2} C_{s}}{\partial x^{2}} \right)_{0}^{s}$$
(£)

$$\frac{\partial C_{L}}{\partial t} = D_{L} \left(\frac{\partial^{2} C_{L}}{\partial x^{2}} \right)_{\xi}^{d}$$
(**o**)

که در آن C_L ، C_S و D_L به ترتیب غلظت عنصر محلول در جامد و مذاب و ضریب نفوذ عنصر محلول در جامد و مذاب هستند. با توجه به این که در انجماد فصل مشترک جامد/ مذاب متحرک است باید شرط مرزی مطابق معادله (٦) را نیز در فصل مشترک در نظر گرفت که نشان دهنده سرعت حرکت فصل مشترک در اثر شار عبوری از آن می باشد [٢٤].



شکل ٤ طرحواره مورد استفاده برای حل معادلات نفوذ در جامد و مذاب

اعمال شرایط مرزی: شرایط مرزی بر اساس فرض های (۱) و (۵) اعمال گردید. بر اساس فرض شماره (۱)، ترکیب گرههای فصل مشترک را با ترکیب تعادلی خوانده شده از نمودار فازی در آن دما برای جامد و مذاب مساوی قرار می دهیم. بر اساس فرض شماره (۵) ترکیب گره شماره ۱ با گره شماره ۲ و گره شماره (۸) با گره شماره ۱ با گره شماره ۲ و گره می شود. لذا رابطه های (٤) و (۵) در سمت جامد برای گرههای ۲ تا ۱ – ۲ و در سمت مذاب برای گرههای + ۲ 1 تا ۱ – ۸ حل می شود. یعنی پس از گذشت زمان *t* از شروع انجماد که دمای المان به ۲ رسیده است داریم:

$$\left(\mathbf{C}_{S}\right)_{r}^{t} = \mathbf{C}_{S}^{\mathrm{Eq}} \tag{A}$$

$$\left(\mathbf{C}_{\mathrm{L}}\right)_{\mathrm{r}}^{\mathrm{t}} = \mathbf{C}_{\mathrm{L}}^{\mathrm{Eq}} \tag{9}$$

$$\left(\mathbf{C}_{\mathrm{S}}\right)_{\mathrm{I}}^{\mathrm{t}} = \left(\mathbf{C}_{\mathrm{S}}\right)_{\mathrm{2}}^{\mathrm{t}} \tag{1}$$

$$\left(\mathbf{C}_{\mathrm{L}}\right)_{\mathrm{N}}^{\mathrm{t}} = \left(\mathbf{C}_{\mathrm{L}}\right)_{\mathrm{N}-1}^{\mathrm{t}} \tag{11}$$

که بالانویس t نشاندهنده زمان و پاییننویس شماره گره میباشند و C^{Eq} و C^{Eq} به ترتیب ترکیب سالیدوس و لیکوئیدوس در دمای T بر اساس نمودار فازی هستند.

موازنه جرمی: قبل از به روز رسانی پروفیل غلظتی قانون بقای جرم بررسی میشود. به این صورت که مساحت زیر نمودار در هر بازهی زمانی با مساحت آن در شرایط اولیه (که مقدار ۲۵ است) مقایسه میشود. در صورتی که اختلاف آنها کمتر از ۰/۰ باشد به روز رسانی پروفیل غلظتی انجام گرفته و در غیر این صورت

(7)
$$\frac{\partial C_s}{\partial x} = \int_{\beta} \left(D_L \frac{\partial C_L}{\partial x} \right)_{\beta} - \int_{\beta} \left(\frac{\partial C_s}{\partial x} \right)_{\beta} = \int_{\beta} \left(D_s \frac{\partial C_s}{\partial t} \right)_{\beta} + \int_{\beta} \left(D_s$$

$$\left(\frac{\partial C}{\partial x}\right)_{x=0} = \left(\frac{\partial C}{\partial x}\right)_{x=d} = 0 \tag{V}$$

اعمال شرایط اولیه: در ابتدای اجرای برنامه یک مقدار بسیار اندک جامـد (μ۳۱۰٬۰۰۵) در نظـر گرفتـه شده و ترکیب مـذاب همـان ترکیب متوسط آلیـاژ و ترکیب جامد بر اساس ترکیب خط سالیدوس در دمـای شروع انجماد تنظیم میشود.

مقدار جدید ٤ با استفاده از موازنه ی جرمی محاسبه شده و بدون به روز رسانی غلظت و سایر شمارنده های برنامه این بازه ی زمانی مجدداً تکرار می شود. برای موازنه جرمی می توان از رابطه (۱۲) استفاده کرد.

$$\overline{\mathbf{C}}_{t} = \int_{0}^{\xi} \mathbf{C}_{s} \times d\mathbf{x}_{s} + \int_{\xi}^{d} \mathbf{C}_{L} \times d\mathbf{x}_{L} = \mathbf{C}_{0} \times d \qquad (1\Upsilon)$$

که در آن \overline{C}_{t} ترکیب متوسط آلیاژ (درصد وزنی) در زمان t و x فاصله (میکرومتر) است. در صورتی که انتگرال پیوسته فوق را به شکل مجموع گسسته بنویسیم و آن را ساده کنیم در نهایت رابطه (۱۳) برای تعیین محل دقیق فصل مشترک بر اساس موازنه جرمی حاصل می شود.

$$\xi = \frac{C_0 \left(N - r \right) \left(r - 1 \right) d - C_L^{\text{com}} \left(r - 1 \right) d}{C_S^{\text{com}} \left(N - r \right) - C_L^{\text{com}} \left(r - 1 \right)}$$
(17)

که در آن C^{com} و C^{com} به ترتیب غلظت مس در جامد و مذاب است که بـا انتگـرالگیـری عـددی از پروفیـل غلظتی محاسبه شده به دست میآید.

دینامیک نفوذ: با توجه به این که حضور تهی جاهای اضافی بر ضریب نفوذ هم مؤثر هستند باید اثر حضور آنها بر ضریب نفوذ هم در نظر گرفته شود. این مسئله در گزارشهای پیشین گروه تحقیقاتی فردریکسون -13] [19 در نظر گرفته نشده است. برای در نظر گرفتن حضور تهی جاهای اضافی در حین فرآیند انجماد از رابطه (12) استفاده شد. بر اساس این رابطه مقدار ضریب نفوذ تعادلی در یک ثابت که مقدار آن وابسته به سرعت سرد شدن بوده و بر اساس تحلیل ترمودینامیکی محاسبه شده است، ضرب می شود. این ضریب که با *V نشان داده می شود، حاصل تقسیم مقدار تهی جاهای غیر تعادلی به مقدار تهی جاهای تعادلی است.

$$D_{S}^{NEq} = \frac{X_{V}^{NEq}}{X_{V}^{Eq}} D_{S}^{Eq} = V^{*} D_{S}^{Eq}$$
 (12)

اما یک نکته مهم در مورد تهیجاهای اضافی فروکشی

(Vacancy condensation or sink) آن ها در حین فرآیند انجماد در پشت فصل مشترک است[16]. منظ ور از فروکشی تهی جاها، نفوذ آن ها به محل های فروکشی تهی جاها، مانند مرز دانهها، می باشد.

در این پایان نامه روش جدیدی برای در نظر گرفتن فروکشی تهیجاها که به طور مستقیم در محاسبات جدایش میکروسکوپی قابل استفاده است به شرح زیر ارایه می شود. در ابتدا فرض می شود که در جامد ضریب نفوذ در گره شماره 1 - r همواره مقدار ضریب نفوذ غیر تعادلی (D_{s}^{Neq}) مطابق رابطه (12) و در گره شماره ۲ مقدار D_{s} با زمان تغییر می کند را دارد. اگر فرض شود که مقدار ضریب نفوذ به طور خطی بین این دو گره تغییر کند رابطه (10) را خواهیم داشت. D_i = D₂ + $(D_{s}^{Neq} - D_{2})\frac{i-2}{r}$

که در آن i شماره گره و D_i ضریب نفوذ در گره شماره ام هستند. همان طور که مشخص است اگر i = 2 آنگاه-iو اگر $D_i = D_s^{NEq}$ آنگاه $D_i = r - 1$ خواهد $D_i = D_2$ بود. اما در مورد D₂ نیز می توان فرض کرد که مقدار آن به طور خطی بین ضریب نفوذ غیر تعادلی (D_s^{NEq}) در ابتدای انجماد تا ضریب نفوذ تعادلی (D_s^{Eq}) در انتهای انجماد تغيير مي كند. اين فرض بر اين اساس انجام گرفته که در ابتدای انجماد که مقدار جامد بسیار انـدک است مقدار ضریب نفوذ در تمام فاز جامد یکسان و معادل ضريب نفوذ غير تعادلي است اما با انجام شدن فرآيند انجماد و افزايش مقدار جامد، در پشت جبه ه انجماد مقدار آن کاهش یافته تا به حداقل مقدار ممکن يعنى مقدار تعادلي برسد. البته وابسته به شرايط ممكن است مقدار آن خیلی زودتر از پایان انجماد به مقدار تعادلی برسد یا حتی تا پایان انجماد نیز مقدار آن به مقدار تعادلي نرسد اما اين ساده ترين فرضيه قابل پیادهسازی در الگوریتم محاسباتی فوق است. همچنین فرض تغییرات خطی آن با زمان و مکان به دلیل سادگی در پیادهسازی الگوریتم رایانهای آن می باشد. بر این

سال بیست و هشتم، شماره یک، ۱۳۹۵

پس از پایان انجماد کوینچ شدهاند در شکل (۷) دیده می شود. اطلاعات حاصله از آنالیز حرارتی در جدول (٤) آمده است. بر اساس نتایج ارایه شده در شکل (۷) و جدول (٤) می توان گفت که دو پیک در این منحنی ها قابل مشاهده است که به شرح زیر هستند: الف) پیک مربوط به شروع انجماد فاز محلول جامد آلومینیوم (α_{Al})،

ب) پیک مربوط به انجماد یوتکتیک

دمای شروع هر دو پیک بـا افـزایش مقـدار مـس و سرعت سرد شدن کاهش می یابد. در آلیاژ حاوی ۲/۲ درصد وزنی مس در سرعت ۰۸ ۲۰/۰ درجه بر ثانیه پیک مربوط به انجماد يوتكتيك مشاهده نمي شود. اما بر اساس ریزساختار آن (که در بخش بعدی ارایه می گردد) در این نمونه نیز ساختار یوتکتیک تشکیل شده است. احتمالاً علت أن به خاطر حساسيت ناكافي أناليز حرارتی مورد استفاده بوده چرا که مقدار یوتکتیک در ساختار نهایی این نمونه بسیار اندک است. برای آلیاژهای مورد بررسی، اطلاعات ترمودینامیکی که می توان از نمودار فازی تعادلی استخراج کرد در جـدول (٥) آمده است. اولین نکته قابل مشاهده از مقایسه اطلاعات تعادلي (جـدول (٥)) بـا اطلاعـات تجربي حاصل از این تحقیق (جـدول (٤))، اخـتلاف در رونـد تغییر دامنه انجماد با تغییر مقدار مس است. از مقایسه ستونهای مربوط به دامنه انجماد در جدول های (٤) و (٥)، مشخص است که دامنه انجماد تجربی (جدول (٤)) به مراتب بیش تر از دامنه انجماد نظری است (جدول (٥)). همچنین روند تغییرات دامنه انجماد با تغییر مقدار مس از نظر تجربی و نظری متفاوت است. بر اساس اطلاعات تعادلی (جدول (٥)) با افزایش مقدار مس (از ۲/۲ به ٤/٨ درصد وزنے مـس) دامنے انجماد افزایش می یابد اما در اطلاعات تجربی با افزایش مقدار مس دامنه انجماد کاهش می یابد. علت اصلی آن انجماد غیر تعادلی است که در نتیجه آن انجماد کلیه آلیاژها، در اساس می توان رابطه (۱۹) را برای تغییر مقدار D₂ با زمان ارایه کرد.

$$\mathbf{D}_{2} = \mathbf{D}_{S}^{\mathrm{Eq}} \left(\mathbf{V}^{*} + \left(1 - \mathbf{V}^{*} \right) \frac{\mathbf{t}}{\mathbf{t}_{\mathrm{f}}} \right)$$
(17)

بر اساس موارد ذکر شده در بالا سه سری محاسبه برای جدایش میکروسکوپی با استفاده از اطلاعات ورودی مختلف به شرح زیر انجام گرفت:

اطلاعات ترمودینامیکی و سینتکی تعادلی. که در ادامه گزارش به آن عنوان «EqPD» اطلاق شده و در آن اطلاعات ترمودینامیکی از نمودار فازی تعادلی و اطلاعات سینتیکی تعادلی نیز از مراجع رایج استخراج گردید[23].

اطلاعات ترمودینامیکی غیر تعادلی و سینتیکی عیر تعادلی و سینتیکی تعادلی. که «NEPD» نامیده شد و در آن اطلاعات ترمودینامیکی از نمودار فازی غیر تعادلی محاسبه شده در این تحقیق و اطلاعات سینتیکی از مراجع استفاده گردیدند.

اطلاعات ترمودینامیکی و سینتیکی غیر تعادلی. که در آن اطلاعات ترمودینامیکی و سینتیکی برای در نظر گرفتن حضور تهی جاها تصحیح گردیـد کـه « NEPD DyDiXt» نامیده شد.

مراحل پیادهسازی مدل فوق به طور خلاصه در شکل (۵) آمده است. خروجی اصلی برنامه شامل پروفیل غلظتی در جامد و مذاب و منحنی انجماد میباشد. پارامترهای فیزیکی مورد استفاده به همراه مرجع آن در جدول (۳) ارایه شده است.

نتايج و بحث

آنالیز حرارتی. منحنیهای سرد شدن تعدادی از نمونههای سری 48CuM در شکل (٦) به عنوان مثال آمده است. منحنیهای سرد شدن صاف و تکرارپذیر هستند. منحنیهای آنالیز حرارتی تفاضلی نمونههایی که

مقدار مس دمای شروع انجماد کاهش مییابد لـذا بـا افزایش مقدار عناصر آلیاژی دامنه انجماد کاهش مییابد.

یک سرعت سرد شدن مشخص، در دمای یوتکتیک مقدار م مشابهی خاتمه می یابد. اما با توجه به این که با افزایش افزایش



شکل ٥ مراحل پیادەسازى مدلسازى عددى جدایش میکروسکوپي

مرجع	مقدار	یکا	پارامتر
[7٣]	21/971		جرم مولى ألومينيوم
[7٣]	٦٣/٥٤	g	جرم مولی مس
[7٣]	۲٤/۳۰٥		جرم مولى منيزيم
[7٣]	۲/۷		چگالی آلومینیوم
[7٣]	٨/٩٤	g.cm ⁻³	چگالی مس
[7٣]	١/٧٣٨		چگالی منیزیم
[77]	$6.54 \times 10^7 \exp\left(-\frac{1.36 \times 10^4}{RT}\right)$		ضريب نفوذ مس در ألومينيوم جامد
[77]	$1.24 \times 10^8 \exp\left(-\frac{1.304 \times 10^5}{RT}\right)$	$(\mu m)^2.s^{-1}$	ضریب نفوذ منیزیم در ألومینیوم جامد
[77]	۲/٤×۱۰*	VI. 7 10	ضريب نفوذ مس در آلومينيوم مذاب
[YY]	$9.9 \times 10^7 \exp\left(-\frac{7.16 \times 10^4}{RT}\right)$		ضریب نفوذ منیزیم در آلومینیوم مذاب

جدول ۳ پارامترهای فیزیکی مورد استفاده در مدلسازی جدایش میکروسکوپی





شکل ۲ منحنی سرد شدن تعدادی از نمونههای سری 48CuM



سال بیست و هشتم، شماره یک، ۱۳۹۵

زمان انجماد	دامنه انجماد*	د (°C)	مادون انجما	ع انجماد (℃)	دمای شرو	سرعت سرد	نام
(s)	(°C)	يوتكتيك	نوک دندريت	يوتكتيك	اوليه	شدن (K/s)	آلياژ
١٣٢٢٧**	۱۱۰**	-	۲/٤	-	٦٥٣	•/••٨	220
1875)))	٩/٢	٥/٤	०٣٩	700	•/•٨٣	22Cu
17777	1.0	٥/٢	٤	٥٤٣	٦٤٨	•/••٨	270
1811	١.٧	٩/٢	٦	०٣٩	787	•/•٨٣	37Cu
1117.	1.7	٤/٢	۲/۸	٥٤٤	757	•/••٨	40.0
170.	١٠٤	٩/٢	٥/٨	०٣٩	٦٤٣	۰/۰۸۳	48Cu

	_			
- 1	. 11.1	1	۷	1 1
حرادیہ	ا بالد:	بتايح	z	حدول
ررو	J	(•		• .
		\sim		

جدول ٥ اطلاعات استخراج شده از نمودار فازی برای آلیاژهای مورد استفاده

دامنه انجماد	دماي ساليدوس	دماي ليكوئيدوس	نام
(°C)	(°C)	(°C)	آلياژ
٤٢/١	717/7	200/2	22Cu
7.4	٥٨٤	707	37Cu
۸٥/٣	0737/0	٦٤٨/٨	48Cu

اطلاعات تجربی مورد استفاده تا حد ممکن زیاد باشند و لذا برای افزایش محدوده سرعت سرد شدن و ترکیب شیمیایی، از اطلاعات موجود در سایر مقالات [۱۸، ۱۸] به همراه اطلاعات حاصله از تحقیق حاضر استفاده شد و مقدار _{UP} و _{NU} و ۱۸۰۶ تخمین زده شد. میتوان به روش مشابه دمای یوتکتیک را نیز تعیین کرد. در این رابطه مقدار _{KUE} و ۱۸۰۶ تخمین در انجماد به همراه منحنی حاصل از تابع نیمه تجربی در شکل (۸) آمده است. بر اساس این رابطه میتوان برای هر سرعت سرد شدن یک منحنی لیکوئیدوس نیمه تجربی رسم کرد که در شکل (۹) دیده میشود. همچنین بر اساس نتایج موجود در جدول (٤)، می توان دید که با افزایش مقدار عنصر آلیاژی در یک سرعت سرد شدن ثابت یا افزایش سرعت سرد شدن برای یک آلیاژ مشخص مقدار مادون انجماد افزایش می یابد. می توان مقدار مادون انجماد را به روش نیمه تجربی (semi-empirical) با استفاده از تابعی مطابق رابطه (۱۷) بر اساس سرعت سرد شدن تخمین زد.

$$\Delta T = k_{\rm UP} \left(\frac{dT}{dt}\right)^{n_{\rm UP}} \tag{1V}$$

در این رابط ه ΔT و dT/dt به ترتیب مادون انجماد (درجه سانتیگراد) و سرعت سرد شدن (درجه بر دقیقه) بوده و kup و nup دو متغیر آزاد هستند که با توجه به شرایط تجربی مورد استفاده تعیین می شوند. برای تخمین بهتر پارامترهای آزاد این معادله، باید تعداد

نشریهٔ مهندسی متالورژی و مواد

با در نظر گرفتن تھی جاہا برای نمودار فازی آلومینیوم-مس در شکل (۱۰) آمده است. در این شکل نمودار فازی تعادلی و منحنی های لیکوئیدوس نیمه تجربی (شکل (۹)) نیز برای مقایسه آورده شدهاند. برای رسم این نمودار، مقدار تهی جاها در رابطه (۳) تغییر یافته تا منحنى ليكوئيدوس محاسبه شده بر منحنى ليكوئيدوس نیمه تجربی (شکل (۹)) منطبق گردد. بر اساس این شكل مشخص است كه خط ليكوئيدوس غير تعادلي محاسبه شده با استفاده از روش کلفد (خطهای NEPD) به خوبی بر خط لیکوئیدوس غیر تعادلی نیمـه تجربی (خطهای SEPD) منطبق است. با تقسیم مقدار تھی جاہا به مقدار تعادلی تھی جاہا ضریبی بے دست می آید که نشان دهنده مقدار ته یجاهای غیر تعادلی است. مقدار این ضریب در سرعت های ۰٬۰۰۸ و ۰/۰۸۳ درجه بر ثانیه به ترتیب ۱/۵ و ۲/٦ می باشند. در واقع این ضریب نشانمیدهد که در سرعتهای سرد شدن ۰/۰۰۸ و ۰/۰۸۳ درجه بر ثانیه مقدار تهی جاها ۱/۵ و ۲/٦ برابر مقدار تعادلی است. در مورد خط ساليدوس اطلاعات تجربي در شرايط غير تعادلي براي مقایسه در دسترس نمی باشد اما می توان مشاهده کرد که با افزایش مقدار تهی جاها مقدار حلالیت در دمای يوتكتيك افزايش مي يابد. با افزايش سرعت از ۰۸ ۰/۰ به ۰/۰۸۳ درجه بر ثانیه مقدار حلالیت در دمای یوتکتیک از ٥/٦٥ براي حالت تعادلي به ترتيب بـ ٥/٦٧ و ٨/٥ درصد وزنى خواهد رسيد اما تركيب نقطه يوتكتيك تغییری نمی کند. اثر در نظر گرفتن تھی جاہا بر خط ليكوئيدوس بيشتر از ساليدوس است. در مورد ليكوئيدوس، دما كاهش يافته اما شيب خط تقريباً ثابت است. اما در مورد خط سالیدوس تغییر اصلی در شیب آن رخ میدهد. بر اساس شکل (۱۰) مشخص است که در سرعت ۰/۰۰۸ درجه بر ثانیه تغییر بسیار انـدکی در خط ساليدوس مشاهده مي شود و خط ساليدوس محاسبه شده تقريباً بر خط ساليدوس تعادلي منطبق است. اما با افزایش سرعت سرد شدن به ۰/۰۸۳ درجه بر ثانيه تغيير در خط ساليدوس نيز مشهودتـر مـيشـود.



شکل ۸ مقدار مادون انجماد نوک دندریت اندازهگیری شده به همراه نمودار تطابق داده شده به آن برای مادون انجماد الف) نوک دندریت و ب) یوتکتیک.



شکل ۹ الف) نمودار فازی تعادلی و نمودارهای فازی غیرتعادلی نیمه تجربی برای آلیاژهای آلومینیوم-مس. منحنی لیکوئیدوس تعادلی، منحنی لیکوئیدوس نیمه تجربی و اطلاعات تجربی برای سرعت سرد شدن ب) ۰/۰۸۸ ج) ۰/۰۸۳ درجه بر ثانیه

مدلسازی ترمودینامیکی نمودار فازی نتایج حاصل از مدلسازی ترمودینامیکی نمودار فازی

سال بیست و هشتم، شماره یک، ۱۳۹٥

خط وط لیکوئیـدوس و سـالیدوس محاسـبه شـده در بخشهای بعدی برای محاسبات استفاده می گردند.

ريزساختار

ریزساختار قطعات ریختگی اهمیت فراوانی داشته چرا که به طور عمده خواص نهایی قطعه را کنترل میکند. پارامترهای مهم در ریزساختار نهایی قطعه ریختگی، فازهای تشکیل شده در آن و ابعاد ریزساختار میباشد. معمولاً در ساختار قطعات ریختگیای که امکان رخ دادن استحاله یوتکتیک وجود دارد، وابسته به شرایط

تجربی مورد استفاده مثل ترکیب شیمیایی آلیاژیا سرعت سرد شدن آن، مقداری فاز ثانویه (یا یوتکتیک) غیر تعادلی در آخرین مراحل انجماد شکل میگیرد. همچنین ساختارهای ریزتر به خاطر قابلیت تغییر فرم یکنواخت تر مناسب تر هستند. یکی از مشخصههای مهم در ساختار قطعههای ریختگی فاصله بازوهای دندریتی است و تعدادی از خواص مکانیکی قطعه در ارتباط با این مشخصه ارزیابی میشوند. لذا دو پارامتر اصلی در مشخصهیابی ریزساختار مقدار فاز ثانویه غیر تعادلی و ابعاد ریزساختار میباشد.



شکل ۱۰ نمودار فازی تعادلی (Eq) و غیر تعادلی رسم شده با روش کلفد (NEPD) در مقایسه با منحنی لیکوئیدوس غیر تعادلی نیمه تجربی (SEPD) و نقاط تجربی اندازهگیری شده در تحقیق حاضر در سرعت سرد کردن الف) ۰/۰۰۸، ب) ۰/۰۸۳ درجه بر ثانیه

نشریهٔ مهندسی متالورژی و مواد



شكل ۱۱ ريزساختار نمونه هاى كوينچ شده آلياژ 48CuS1. الف) 48CuS1، ب) 48CuS3، ج) 48CuS3، د) 48CuS4، هـ) 48CuM1، و) 48CuM2، ز) 48CuM3، ح) 48CuM4، کلیه تصویرها در بزرگنمایی ۵۰ برابر هستند

به عنوان مثالی از ساختارهای کوینچ شده، ریز نمونهها در جدول (٦) آمده است. از مقایسه نتایج ارایه شده در این شکلها و جدولها، موارد زیـر حاصـل مى شود:

ساختار نمونههای کوینچ شده آلیاژ 48Cu در شکل (۱۱) آورده شدهاند. نتایج حاصل از متالوگرافی کمّی کلیـه

- ۱- در ترکیب شیمیایی ثابت، با افزایش سرعت سرد شدن از ۰/۰۰۸ به ۰/۰۸۳ درجه بر ثانیه ساختار ریزتر می شود. در سرعت سرد شدن ۰/۰۰۸ درجه بر ثانیه ساختار بسیار درشت بوده و دندریتها مورفولوژی گلوبولار دارند و شاخهزنی دندریتها بسیار محدود است. در سرعت سرد شدن ۰/۰۸۳ درجه بر ثانیه ساختار ریزتر شده و شاخهزنی درجه با فرکانس بالاتری انجام می شود.
- ۲- در ترکیب شیمیایی ثابت، با افزایش سرعت سرد شدن از ۰/۰۰۸ به ۰/۰۸۳ درجه بر ثانیه مقدار فاز مذاب افزایش می یابد که به طور عمده به خاطر افزایش مادون انجماد با افزایش سرعت سرد شدن می باشد.
- ۳- در آلیاژهای مختلف، تعدادی از دماهای کوینچ مشابه است. در یک سرعت سرد شدن ثابت با افزایش غلظت عنصر آلیاژی مقدار مذاب در این دماهای کوینچ مشابه افزایش مییابد.

برای تحلیل نتایج فوق از منحنی های انجماد استفاده گردید. منحنی های حاصل از محاسبات قانون اهرم و معادله شایل بر اساس نمودار فازی تعادلی و محاسبه بر اساس مدل عددی برای حالتهای MEPD ، EqPD و NEPD-DyDiXt در شکل (۱۲) آمده است. بر اساس شکل مشخص است که در ابتدای انجماد نتایج تجربی انحراف زیادی از کلیه منحنی های انجماد محاسبه شده دارند. اما در انتهای انجماد منحنی هایی که نفوذ برگشتی به درون جامد را در نظر می گیرند تخمین بسیار بهتری از درصد فاز نهایی (مقدار فازهای یوتکتیک) ارایه میکند. در بین این حالتها مدلی که دینامیک نفوذ در از سایر مدلها مقدار نهایی فازها را تخمین می زند. البته از سایر مدلها مقدار نهایی فازها را تخمین می زند. البته حتی در این حالتها نیز نمونه های سری MEPD-48CuS

جدول ٦ نتایج متالوگرافی کمّی نمونههای کوینچ شده آلیاژ آلومینیوم-مس

		-
فاصله بازوهای دندریتی (μm)	کسر فاز مذاب کوینچ شدہ ((wt.%)	نام نمونه
107/7	۱۸/۸	22CuS1
178/0	٨/٤	22CuS2
۲۲۰/۵	٤/٣	22CuS3
٣•٦/٨	1/1	22CuS4
٦٤/٥	٢٤/٩	22CuM1
٩١/٧	۱۸/٥	22CuM2
11./۲	٦	22CuM3
171/2	٣	22CuM4
۱۳۳/۷	٣•/٨	37CuS1
102/0	۲•/۸	37CuS2
١٨٦/٩	$1/\Lambda$	37CuS3
۲٦٥/٥	٤/V	37CuS4
77/1	٤٠/٤	37CuM1
٧٧/٣	٢٤/١	37CuM2
۱۰۱/۳	۱.	37CuM3
۱۱۳	V/£	37CuM4
135	۳۰/۸	48CuS1
122/0	۲۳	48CuS2
177/1	۱۱/٣	48CuS3
22272	٦/٩	48CuS4
٦٩/٣	٣٦/٦	48CuM1
۸۳/۲	۲۸/۸	48CuM2
٩٦/٩	١٨/٤	48CuM3
۱ • ۸/۳	V/۲	48CuM4



شکل ۱۲ منحنیهای انجماد محاسبه شده بر اساس حالتهای NEPD ،EqPD و NEPD DyDiXI به همراه منحنیهای محاسبه شده با قانون اهرم و معادله شایل بر اساس نمودار فازی تعادلی در مقایسه با مقادیر تجربی برای نمونههای سری الف) 22CuS، ب) 22CuA، ج) 37CuS، د) 37CuA، و) 48CuA

فاز مذاب به طور پیوسته کاهش یافته و غلظت عنصر آلیاژی در آن افزایش مییابد. در مراحل انتهایی انجماد (مقایسه ریزساختار نمونهها در دماهای ۲۱۰ و ۵٬۰۷۵) درشت شدن بازوهای دندریتی با مکانیزم یکپارچه شدن رخ داده و زمینهای پیوسته از مم اولیه بوجود میآید. جزیرههای مذاب باقی مانده بین دندریتها در صورت رسیدن به ترکیب یوتکتیک به مخلوط فازهای یوتکتیک بر اساس نتایج این بخش شکل گیری ریزساختار را می توان به شرح زیر توصیف نمود: با شروع انجماد دندریتهای اولیه در مذاب تشکیل شده و شروع به رشد می کنند. سرعت انجماد در ابتدا بسیار زیاد است و با ادامه یافتن فرایند انجماد، کاهش می یابد (شیب منحنی های انجماد). با کاهش دما ابعاد ریزساختار با رشد و درشت شدن همزمان دندریتها افزایش می یابد.

(α_{Al}+Al₂Cu) تبدیل میشوند

علت انحراف تعدادي از نمونهها از كليه مدلها در ابتدای انجماد دقیقاً مشخص نمی باشد. انحراف در دمای بالا ممكن است به خاطر خطاي ذاتمي أزمون مورد استفاده یا خطای اندازه گیری درصد فازها باشد. یک علت آن مي تواند به ماهيت اين آزمون ارتباط يابـد. بـر اساس منحنی های انجماد مشخص است که سرعت انجماد در ابتدای انجماد بسیار زیاد است لذا به یک کوینچ بسیار سریع نیاز است تا سـاختار دمـای کـوینچ، پس از فرایند کوینچ حفظ شود. در واقع در حین فرایند کوینچ مقداری فاز جامد در نمونه شکل خواهد گرفت که مقدار آن به کیفیت کوینچ و دمای کوینچ وابسته است. البته با توجه به ایـن کـه نمونـه پـس از ورود بـه حمام کوینچ به طور کامل در آب فرو رفته و در تماس مستقیم با آب قرار می گیرد باید سرد شدن پس از ورود نمونه به حمام كوينچ بسيار موثر باشد. لذا اثر اين عامل به نظر اندک می باشد. همچنین تعیین درصد فاز جامد در دمای بالا مشکل است. چرا که در دمای بالا مقدار مذاب بسیار زیاد است و فقط قسمتی از آن در فراینـد انجماد شرکت میکند. لذا کسری از مذاب که در فاصله دورتری از فاز جامد قرار گرفته است در فرایند انجماد شرکت نمیکند و نباید در نظر گرفته شود. لـذا کمّیـت جدیدی به نام کسر حجمی موضعی جامد استفاده میشود. در این حالت فقط مذاب بین بازوهای دندریتها در نظر گرفته شده و مذابی که در اطراف آنها است در نظر گرفته نمی شود. لذا مقدار مذاب اندازه گیری شده کمتر از مقدار واقعی آن خواهد بـود و در نتیجه مقدار جامد بیشتر از مقدار واقعی اندازه گیـری میشود. انحرافهای مشابهی در نتایج سایر محقق هایی که از آزمون کوینچ در حین انجماد برای بررسی انجماد استفاده کردهاند، دیده شده است[28,29].

ریزساختار نمونههای کوینچ نشده در شکل (۱۳) دیده میشود. ساختار کلیه نمونهها از فاز اولیـه ۵_۸ و مخلوط فازهای یوتکتیک تشکیل شده است. با تغییر غلظت عنصر آلیاژی یا با تغییر سرعت سرد شدن مقدار

سال بیست و هشتم، شماره یک، ۱۳۹۵

٦٧

این فازها تغییر میکند. نتایج متالوگرافی کمّی در جدول (۷) آمده است. بر اساس نتایج کمّی جـدول (۷)، بـرای کلیه آلیاژها، در یک سرعت سرد شدن ثابت با افـزایش مقدار عنصر آلیاژی، درصد مخلـوط یوتکتیک افـزایش مییابد. چون کلیه این آلیاژها باید به صورت تـکفاز منجمد شوند، یوتکتیک به وجود آمده، غیر تعادلی بوده و مـیتـوان آن را بـه عنـوان معیـاری از جـدایش میکروسکوپی در نظـر گرفت. لـذا مـیتـوان چنین نتیجه گیری کرد که با افزیش مقدار مس مقدار جـدایش

فاصله بازوهای دندریتی پارامتر مهمی در مطالعه ریزساختار و همچنین به عنوان اطلاعات ورودی در مدلسازی آن میباشد. نتایج حاصل از اندازه گیری فاصله بازوهای ثانویه دندریتی برای نمونههای کوینچ شده در حین انجماد و پس از پایان انجماد به ترتیب در جدولهای (٦) و (٧) ذکر شده است. بر اساس نتایج مشخص است که در یک آلیاژ معین در هر یک از سرعتهای سرد شدن ۲۰۰۸ یا ۲۰۸۳ درجه بر ثانیه با کاهش دمای کوینچ فاصله بازوهای دندریتی افزایش میابد. این مسئله نشاندهنده درشت شدن بازوهای ثانویه دندریتی در حین انجماد است. درشت شدن بازوهای ثانویه دندریتی به صورت یک تابع نیمه تجربی بر اساس زمان انجماد با استفاده از معادله (۱۸) محاسبه میشود[30].

$$\left(\lambda_{t}\right)^{3} - \left(\lambda_{0}\right)^{3} = \mathbf{k}_{t} \times \mathbf{t} \tag{1A}$$

که در ایس رابطه λ_i λ_i و t فاصله بازوهای ثانویه دندریتی در زمان t، فاصله بازوهای ثانویه دندریتی در ابتدای انجماد و زمان انجماد هستند. پارامتر k_i ضریب ثابت درشت شدن می باشد که با توجه به اطلاعات تجربی تعیین می شود. بعضی از محققین مقدار λ_0 را دو برابر شعاع نوک دندریت در نظر گرفتهاند[1]. مقدار λ_0 در ابتدای انجماد مهم است اما با گذر زمان اهمیت آن کاهش یافته و می توان از آن در مقابل λ صرفنظر کرد.

بررسی جاایش میکروسکوپی آلیاژهای آلومینیوم- مس

در صورتی که از مقدار ۵۵ صرفنظر شود و ارتباط بین ترکیب شیمیایی و فاصله بازوهای دندریتی هم به صورت نمایی در نظر گرفته شود[31]. می توان رابطه (۱۹) را برای درشت شدن ارایه کرد.

$$\lambda_{t,C_0} = k_{t,C_0} \times C_0^{-m} \times t^{0.33}$$
(19)

که در آن m و k_{t,C_0} دو ضریب ثابت هستند که با استفاده از اطلاعات تجربی تعیین می شوند. مقدار m و k_{t,C_0} در این پژوهش با استفاده از روش حداقل مربعات به ترتیب ۰/۲۲ و ۱۳/۹ تخمین زده شد.

جدول ۷ نتایج متالوگرافی کمّی نمونههای کوینچ نشده آلیاژ

الومينيوم شمس					
فاصله بازوهای دندریتی (μm)	کسر يوتکتيک (wt.%)	نام نمونه			
۳۲٦/٨	•/•	25CuSF			
122/0	١/٠	25CuMF			
۲٦٩/٥	٣/٥	35CuSF			
122/2	٤/٤	35CuMF			
27 7 7/V	٤/٣	45CuSF			
١١٢	٥/٠	45CuMF			



شكل ۱۳ ريزساختار نمونههايي كه پس از پايان انجماد كوينچ شدهاند. الف) 22CuSF، ب) 22CuMF، ج) 37CuSF ، د) 37CuMF، ه) 48CuSF، و) 48CuMF، كليه تصاوير در بزرگنمايي ٥٠ برابر هستند

نشریهٔ مهندسی متالورژی و مواد



شکل ۱٤ پروفیل های غلظتی تجربی نمونه های آنالیز حرارتی تفاضلی برای سری های الف) 22CuS، ب) 22CuM (ج) 37CuS، د) 37CuS، هـ) 48CuS، و)

دیده میشود که در حین فرایند انجماد پروفیل غلظتی به سمت بالا حرکت میکند. این امر نشاندهنده نفوذ برگشتی به درون جامد است. در سرعت سرد شدن ۸۰۰/۰ درجه بر ثانیه در انتهای انجماد اختلاف چندانی در قسمت ابتدایی منحنیها دیده نمی شود (نمونههای کوینچ شده در دمای ۲۰۰۷۵ و پس از پایان انجماد در

پروفیل های غلظتی. پروفیل های غلظتی اندازه گیری شده تجربی در شکل (۱٤) آمده است. در این شکل پروفیل غلظتی محاسبه شده با استفاده از معادلـه شایل نیز برای مقایسه رسم شده است. برای رسم این منحنی از رابطه (۱) استفاده و فرض گردید که ضریب جدایش ثابت و مقدار آن ۰/۱۷ می باشد. بـر اساس ایـن نتایج

نشریهٔ مهندسی متالورژی و مواد

کسر حجمی کمتر از %۵۰). با توجه به این که در ایـن سرعت سرد شدن ابعاد ریز ساختار بسیار درشت است، مدت زمان بین آخرین دمای کوینچ و پایان انجماد به اندازه کافی نمی باشد تا نفوذ برگشتی به درون جامد باعث بالا رفتن ابتدای پروفیل شود. اما در ابتدای انجماد که ابعاد ریزساختار کوچکتر و دما بالاتر است و نفوذ در اعماق بیش تری از ریزساختار اتفاق میافت. اختلاف زیادی بین پروفیل ها مشاهده میشود. مورد مشابهی در سرعت سرد شدن ۰/۰۸۳ درجه بر ثانیه اما با شدت کمتر دیده می شود که به خاطر ساختار ریزتر آن نسبت به سرعت ۰/۰۰۸ درجه بر ثانیه می باشد. در سرعت ۰/۰۰۸ درجه بر ثانیه پروفیل،ها شکل مسطحتری دارند اما با افزایش سرعت سرد شدن به ۰/۰۸۳ درجه بر ثانیه شکل آنها (به ویژه پس از پایان انجماد) بیشتـر به منحنی شایل شبیه میشود که نشاندهنده کاهش نفوذ برگشتی به درون فاز جامد با افزایش سرعت سرد شدن مى باشد.

پروفیل های غلظتی محاسبه شده در شکل (۱۵) آمده است. بر اساس نتایج محاسبات (شکل های (۱۲) و (۱۵)) مشخص است که در نظر گرفتن شرایط غیر تعادلی بهتر از سایر حالت ها نتایج تجربی را تخمین میزند. در این رابطه، اگر فقط شرایط ترمودینامیکی غیر تعادلی در نظر گرفته شود (حالت ONP)، بهبود کافی در توافق بین نتایج تجربی و محاسباتی نسبت به حالت سینتیک غیر تعادلی (حالت NEPD)، بهبود کافی سینتیک غیر تعادلی (حالت NEPD) منجر به یافته ها می توان نتیجه گرفت که با تصحیح همزمان نمودار فازی و ضریب نفوذ، همبستگی بین نتایج تجربی و محاسباتی بهبود قابل ملاحظهای یافته است.

تهیجاها تنها عیوب بلوری هستند که در هـر دمـا مقدار تعادلیای از آنهـا در شـبکه وجـود دارد. وجـود تهیجاها تعدادی از خواص مثل ظرفیت گرمایی ماده را

تحت تأثير قرار مىدهـد[32]. در فلـزات و آلياژهـاى فلزي، نفوذ اتمى به شدت وابسته به غلظت تهيى جاها می باشد و مکانیزم اصلی نفوذ در مواد فلزی مکانیزم تهىجا است[33]. در صورت تغيير مقدار تهىجاها از غلظت تعادلی به غیرتعادلی، بسیاری از خواص مواد، مثل نقطه ذوب یا ظرفیت گرمایی ویژه، تحت تأثیر قرار مي گيرد[19-13]. بـه غيـر از تحقيقـات فردريكسـون و همکارانش[19-13]، در مورد اثر سرعت سرد شدن بر نمودار فازی تعادلی از نقطه نظر تهییجاهای اضافی، تحقیقات دیگری انجام نشده و حتی در تحقیقات آن ها نیز در مورد اثر تهی جاهای اضافی بر نفوذ بررسی تحلیلی انجام نگرفته است. در تعدادی از تحقیقات اثر سرعت انجماد بر تشکیل شدن، نوع و مقدار عیوب غیر تعادلی بررسی گردیده که به طور عمده در فلزات خالص مىباشد[34]. ھمچنين اين بررسىھا فقط براى مطالعه خود عيوب انجام شده و در مورد اثـر آنهـا بـر فرایند انجماد بحثی نشده است.

بر اساس نتایج تحقیق حاضر چنین به نظر میرسد که اثر تهیجاهای اضافی بر نفوذ بیشتر از اثـر آنهـا بـر ترمودینامیک است. اثر تهیجاهای اضافی بر فرایند نفوذ در فرایندهایی مثل رسوب سختی [۳۵]، بمباران سطح با یونهای پر انرژی [۳٦] و تغییر فرم پلاستیک شدید [۳۷] قبلاً بررسی شده اما بر اساس اطلاعـات محققـین حاضر در انجماد مطالعه چندانی بر آن انجام نشده است. در فرایند رسوب سختی، در حین فرایند محلولسازی در دمای بالا مقدار تعادلی تھے جاہا در ماده وجود دارد که با آبدهی نمونه برای تولید محلول جامد فوق اشباع، کسر زیادی از تهیجاهای تعادلی در دمای محلولسازی در دمای محیط باقی میماند و این تهی جاها منجر به افزایش سینتیک رسوب گذاری در فرايند پيرسازي مي شود. اين امر به خاطر تشكيل شدن «جفتهای تهیجا- عنصر محلول» و در نتیجه افـزایش سرعت نفوذ عنصر محلول مي باشـد. مـدل «پمـپهـاي

انجماد در دمای بالا رخ میدهد و پس از پایان انجماد و در حین سرد شدن تا دمای محیط مشخصههای آنها تغییرات زیادی را نشان میدهد. لذا لازم است تا از روش های درجا برای مشخصهیابی آنها استفاده کرد که تا کنون گزارشی در این مورد منتشر نشده است. تهیجا» در این زمینه مورد قبول مجامع علمی میباشد[38]. بررسی تجربی مستقیم تهیجاها دشوار است و معمولاً اثر آنها به طور غیر مستقیم در نظر گرفته میشود. به ویژه در تحقیق حاضر فرایند بسیار پیچیده است، چرا که اثر تهیجاها به طور عمده در حین



شكل ۱۵ نتايج محاسبه پروفيل غلظتي در نمونههايي كه پس از پايان انجماد كوينچ شدهاند. براي نمونه الف) 22CuSF، ب) 22CuMF، ج) 48CuSF، و) 48CuSF، هـ) 37CuSF، و)

نشریهٔ مهندسی متالورژی و مواد

بر اساس مطالب فوق چنین به نظر میرسد که تهی جاهای غیر تعادلی در حین فرآوری مواد با روش های مختلف در ماده شکل می گیرند و بر روی خواص مواد مؤثر هستند. در تحقیق حاضر نیز اثر تهی جاهای اضافی بر انجماد، به طور عمده با استفاده از مدلسازی، بررسی گردید و نتایج محاسبات نشان می دهد که در نظر گرفتن اثر تهی جاهای اضافی بر فرایند انجماد توصیف بهتری از شکل گیری ریزساختار و توزیع عناصر آلیاژی در آن ارایه می کند.

نتيجه گيرى

در تحقیق حاضر جدایش میکروسکوپی در آلیاژهای دوتایی آلومینیوم – مس حاوی ۲/۲، ۷/۳ و ۶/۸ درصد وزنی مس با استفاده از آنالیز حرارتی و مدلسازی عددی بررسی گردید. نتایج آزمونهای تجربی بررسی جدایش میکروسکوپی با نتایج مدلسازی بدون و با تصحیح اطلاعات ترمودینامیکی و سینتیکی مقایسه گردید و نتایج زیر حاصل شد:

- ۱- بر اساس نتایج آنالیز حرارتی تفاضلی و بررسی
 ریزساختار در کلیه نمونه های مورد بررسی، ساختار
 نهایی شامل دندریت های فاز α_{AI} اولیه و مخلوط
 یوتکتیک است. حتی در آلیاژی به رقیقی ۲/۲
 درصد وزنی مس و سرعت سرد شدن بسیار آهسته
 درصد وزنی مس و سرعت سرد شدن بسیار آمسته
 درصد قابل مشاهده است که نشان دهنده ماهیت غیر
 تعادلی فرایند انجماد است.
- ۲- در نمونه های کوینچ شده، در ترکیب شیمیایی ثابت، با افزایش سرعت سرد شدن از ۲۰۰۸ به ۲۰۸۳ درجه بر ثانیه مقدار فاز مذاب افزایش می یابد که به طور عمده به خاطر افزایش مادون انجماد با افزایش سرعت سرد شدن ثابت، با افزایش غلظت عنصر آلیاژی مقدار مذاب در دماهای کوینچ

مشابه افزایش مییابد. اطلاعات ترمودینامیکی و سینتیکی تصحیح شده به تخمین ضعیفتر درصد فازها در ابتدای انجماد و تخمین بهتر آنها در انتهای انجماد، نسبت به اطلاعات تصحیح نشده منجر می شوند.

- ۳- در نمونه های کوینچ شده پروفیل های غلظتی تجربی با کاهش دما به سمت بالا (غلظت های بالاتر) حرکت میکنند. این مسئله نشان دهنده نفوذ برگشتی به درون جامد می باشد.
- ٤- نتایج مدلسازی نشان می دهد که استفاده از اطلاعات ترمودینامیکی و سینتیکی تعادلی نتایج رضایت بخشی در محاسبه پروفیل غلظتی به دست نمی دهد. با در نظر گرفتن تصحیح ترمودینامیکی نمودار فازی، بهبود کافی در نتایج حاصل نمی شود. اما در تصحیح همزمان نمودار فازی و ضریب نفوذ منجر به بهبود مؤثری در انطباق نتایج شبیه سازی و تجربی می گردد.

تقدیر و تشکر

نگارندگان این اثر از پشتیبانی پروفسور هسه فردریکسون از موسسه تحقیقات سلطنتی فن آوری سوئد (KTH) برای پشتیبانی در اجرای آزمون های تجربی قدردانی میکنند. محمد حسن عوض کننده قراول از وزارت علوم، تحقیقات و فن آوری برای کمک مالی در طول دوران فرصت ٦ ماهه مطالعاتی تشکر میکند. همچنین از آقایان حاجی محمد محموند و سعود سلیم از گروه ریخته گری فلزات KTH به خاطر کمک در انجام آزمون های تجربی تشکر می شود.

مراجع

- Kraft T., Rettenmayr M., Exner H.E., "An Extended Numerical Procedure for Predicting Microstructure and Microsegregation of Multicomponent Alloys", *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, Vol. 4, pp. 161–177, (1996).
- Voller V.R., "A Semi-Analytical Model of Microsegregation and Coarsening in a Binary Alloy", *Journal of Crystal Growth*, Vol. 197, pp. 333–340, (1999).
- Shin Y.H., Kim M.S., Oh K.S., Yoon E.P., Hong C.P., "An Analytical Model of Microsegregation in Alloy Solidification", *ISIJ International*, Vol. 41, pp. 158–163, (2001).
- Dong H.B., "Numerical Modelling and Experimental Investigation of Microsegregation in Al-4.45 wt pct Cu: Effect of Dendrite Joining", *Journal of Materials Science and Technology*, Vol. 21, pp. 753–758, (2005).
- Du Q., Eskin D.G., Jacot A., Katgerman L., "Two-Dimensional Modelling and Experimental Study on Microsegregation During Solidification of an Al–Cu Binary Alloy", *Acta Materialia*, Vol. 55, pp. 1523–1532, (2007).
- Kasperovich G., Volkmann T., Ratke L., Herlach D., "Microsegregation During Solidification of an Al-Cu Binary Alloy at Largely Different Cooling Rates (0.01 to 20,000 K/s): Modeling and Experimental Study", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 39, pp. 1183–1191, (2008).
- Battle T.P., "Mathematical Modelling of Solute Segregation in Solidifying Materials", *International Materials Reviews*, Vol. 37, pp. 249–270, (1992).
- Glicksman M.E., Hills R.N.," Non-Equilibrium Segregation During Alloy Solidification", *Philosophical Magazine A*, Vol. 81, pp. 153–159, (2001).
- Yan X., Xie F., Chu M., Chang, Y.A., "Microsegregation in Al–4.5Cu wt.% Alloy: Experimental Investigation and Numerical Modeling", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 302, pp. 268– 274, (2001).
- Liang H., Kraft T., Chang Y.A., "Importance of Reliable Phase Equilibria in Studying Microsegregation in Alloys: Al–Cu–Mg", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 292, pp. 96– 103, (2000).
- 11. Kurum E.C., Dong H.B., Hunt J.D., "Microsegregation in Al-Cu Alloys", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 36, pp. 3103–3110, (2005).
- Mortensen A., "On the influence of coarsening on microsegregation", *Metallurgical Transactions A*, Vol. 20, pp. 247–253, (1989).
- Fredriksson H., Arai Y., Emi T., Haddad-Sabzevar M., Shibata H., "Melting Temperature, Transformation and Metastable Phase Diagram of Rapidly Solidified Ag-Cu Alloys", *Materials Transactions JIM*, Vol. 39, pp. 587–595, (1998).
- 14. Fredriksson H., Haddad-Sabzevar M., Hansson K., Kron J., "Theory of Hot Crack Formation",

Materials Science and Technology, Vol. 21, pp. 521-529, (2005).

- 15. Mahmoudi J., Fredriksson H., "Modelling of Solidification for Copper-Base Alloys During Rapid Solidification Processing", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 226-228, pp. 22–27, (1997).
- Mahmoudi J., Fredriksson H., "Thermal Analysis of Copper-tin Alloys During Rapid Solidification", Journal of Materials Science, Vol. 35, pp. 4977–4987, (2000).
- Fjellstedt J., Fredriksson H., "An Experimental and Theoretical Study of the Microsegregation in Al-6% Cu and Al-2% Si Alloys", Proceeding of the international conference on solidification science and processing: outlook for the 21st century, Bangalore, India, (2001).
- Fjellstedt J., Fredriksson H., "On the crystallization process of hypoeutectic Al-6% Cu, unmodified and Sr-modified Al-2% Si solidified alloys", *Advanced Engineering Materials*, Vol. 5, pp. 24–32, (2003).
- Fredriksson H., Jacobson N., "The effect of interface kinetics on crystallization processes of alloys at high cooling rate", *Key Engineering Materials*, Vol. 871-83, pp. 59–70, (1993).
- 20. Gungor M.N., "A statistically significant experimental technique for investigating microsegregation in cast alloys", *Metallurgical Transactions A*, Vol. 20, pp. 2529–2533, (1989).
- 21. Dinsdale A.T., SGTE data for pure elements, Calphad, Vol. 15, pp. 317-425, (1991).
- 22. Wollenberger H.J., Point Defects, in: "Physical Metallurgy", 4th ed., Vol. 2, R.W. Cahn and P. Hanssen (eds.), *Elsevier Science B.V.*, Netherland, p. 1629, (1996).
- 23. Gale W.F., Totemeier T.C., "Smithells Metals Reference Book", 8th edition, *Elsevier Butterworth-Heinemann Publications*, USA, (2004).
- 24. Sundarraj S., Voller V.R., "The binary alloy problem in an expanding domain: the microsegregation problem", *International Journal of Heat and Mass Transfer*, Vol. 36, pp. 713–723, (1993).
- 25. Tanzilli R.A., Heckel R.W., "Numerical solutions to the finite, diffusion-controlled, two-phase, moving-interface problem (with planar, cylindrical, and spherical interfaces)", *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*, Vol. 242, pp. 2312–2321, (1968).
- 26. Lee J.-H., Liu S., Miyahara H., Trivedi R., "Diffusion-coefficient measurements in liquid metallic alloys", *Metallurgical and Materials Transactions B*, Vol. 35, pp. 909–917, (2004).
- 27. Du Y., Chang Y.A., Huang B., Gong W., Jin Z., Xu H., Yuan Z., Liu Y., He Y., Xie F.-Y, "Diffusion coefficients of some solutes in FCC and liquid Al: critical evaluation and correlation", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 363, pp. 140–151, (2003).
- 28. Chen S.W., Huang C.C., "Solidification curves of Al-Cu, Al-Mg and Al-Cu-Mg alloys", *Acta Materialia*, Vol. 44, pp. 1955-1965, (1996).
- Korojy B., Ekbom L., and Fredriksson, H., "Microsegregation and Solidification Shrinkage of Copper-Lead Base Alloys", *Advances in Materials Science and Engineering*, Vol. 2009, pp. 1-9, (2009).

نشریهٔ مهندسی متالورژی و مواد

- Fredriksson H., Akerlind U., "Solidification and crystallization processing in metals and alloys", John Wiley & Sons Ltd. publication, UK, pp. 475-586, (2012).
- Roosz A., Halder E., Exner H.E., "Numerical calculation of microsegregation in coarsened dendritic microstructures", *Materials Science and Technology*, Vol. 2, pp. 1149-1155, (1986).
- 32. Kraftmakher Y., "Equilibrium vacancies and thermophysical properties of metals", *Physics Reports*, Vol. 299, pp. 79-188, (1998).
- 33. Porter D.A., Easterling K.E., "Phase Transformation in Metals and Alloys", Chapman & Hall, UK, pp. 60-109, (1992)
- 34. Nagai Y., Tang Z., Inoue K., Hasegawa M., Ohkubo H., "Vacancy-solute binding energies in aluminum by positron annihilation", *Materials Science Forum*, Vol. 445, pp. 165-167, (2004).
- Ferragut R., Dupasquier A., Macchi C.E., Somoza A., Lumleyd R.N., Polmear I.J., "Vacancy–solute interactions during multiple-step ageing of an Al–Cu–Mg–Ag alloy", *Scripta Materialia*, Vol. 60, pp. 137–140, (2009).
- Sternberg Z., Stupnisek M., "Enhanced diffusion of Cu in aluminium under low-energy ion bombardment", *Europhysics Letters*, Vol. 71, pp. 757–762, (2005).
- Gapontsev V.L., Koloskov V.M., "Nonequilibrium vacancy-stimulated diffusion (induced diffusion) as the main mechanism of activated alloy formation", *Metal Science and Heat Treatment*, Vol. 49, pp. 503-513, (2007).

Girifalco L.A., Herman H., "A model for the growth of Guinier-Preston zones-the vacancy pump", *Acta Metallurgica*, Vol. 13, pp. 583-590, (1965).

Archive of SID

بررسی جدایش میکروسکوپی آلیاژهای آلومینیوم- مس...

نشریهٔ مهندسی متالورژی و مواد

٧٦