یژوهشنامه ریختهگری



انجمن علمى ريختهگرى ايران

مقاله پژوهشی:

# بررسی تشکیل ترک گرم در آلیاژهای یوتکتیک آلومینیم-آهن در محدوده دمایی خمیری به کمک شبیهسازی انجماد

## مصطفى عليزاده

alizadeh@meybod.ac.ir : دانشیار گروه مهندسی مواد، دانشکده فنی مهندسی، دانشگاه میبد

نشر به علمی

چکیدہ:	دریافت: ۱۳۹۸/۰۲/۲۴
در این تحقیق، انجماد آلیاژهای یوتکتیک آلومینیم-آهن (حاوی ۵/۰، ۱ و ۱/۵ درصد وزنی آهن) در یک قالب فلزی به روش	پذیرش: ۱۳۹۸/۰۵/۱۲
اختلاف محدود شبیهسازی شد و حساسیت به ترک گرم مورد بررسی قرار گرفت. قالب به گونهای طراحی شد که جهت	
انجماد به سمت مرکز قالب باشد. نتایج نشان داد که انجماد در دو مرحله انجام میشود. در مرحلهی اول ضخامت ناحیهی	
خمیری افزایش و در مرحلهی دوم کاهش مییابد. با افزایش مقدار آهن، زمان مرحلهی اول کاهش مییابد ولی زمان مرحلهی	
دوم مستقل از مقدار آهن است. در این تحقیق، شرط تشکیل ترک گرم وجود شبکهی پیوستهی جامد پرویوتکتیک در نظر	
گرفته شد و شاخصی بر اساس ضخامت ناحیهی خمیری و زمان موضعی انجماد برای بررسی تمایل به تشکیل ترک گرم	
معرفی شد. در این شاخص ترکهایی که با مذاب یوتکتیک پر میشوند به عنوان ترک گرم پر شده در نظر گرفته شد. نتایج	
نشان داد هر سه آلیاژ در مرحلهی اول انجماد در نزدیکی سطح که انجماد به صورت غیر تعادلی است به ترک گرم حساس -	
هستند؛ ولی در مرحلهی دوم انجماد، هر سه آلیاژ تقریباً به صورت تعادلی سرد می شوند. در این شرایط، کسر جامد در آلیاژ	واژەھاى كليدى:
Al-1.5wt%Fe کمتر از ۲۵/۰ بوده و حساس به ترک گرم پر شده نیست. بیشترین حساسیت به ترک گرم پر شده در	آلومينيم-آهن،
مرحلهی اول انجماد مربوط به آلیاژهای ۱ و ۱/۵ درصد آهن است. در مرحلهی دوم انجماد نیز حساسیت به تشکیل ترک	يوتكتيك،
گرم در آلیاژ حاوی ۱ درصد وزنی آهن از ۵/۰ درصد وزنی آهن بیشتر است.	ترک گرم،
	شبیهسازی انجماد

### ارجاع به این مقاله:

مصطفی علیزاده، بررسی تشکیل ترک گرم در آلیاژهای یوتکتیک آلومینیم-آهن در محدوده دمایی خمیری به کمک شبیهسازی انجماد، پژوهشنامه ریختهگری، تابستان ۱۳۹۸، جلد ۳، شماره ۲، صفحات ۱۰۱–۱۱۲. شناسه دیجیتال: DOI): 10.22034/frj.2019.185684.1083)

#### ۱– مقدمه

یکی از مهمترین عوامل تعیین کننده یکیفیت محصولات ریختگی، عیب ترک گرم است. وجود این عیب در یک محصول ریختگی معمولاً سبب قراضه شدن آن محصول می شود؛ لذا از بین بردن آن و یا کاهش مقدار آن یک هدف مهم در هر فرایند ریخته گری است. طبیعتاً برای رسیدن به این هدف، ابتدا باید شناخت کافی از این عیب حاصل شود؛ یعنی لازم است مکانیزم تشکیل آن و عوامل تشدید آن مورد بررسی قرار گیرد. ترک گرم عیبی است که غالباً در اثر تنش کششی تک محوری در یک ناحیه ضعیف تشکیل می شود [۱]. تمام محققین بر این عقیده هستند که این ناحیه ی ضعیف در منطقه خمیری نزدیک

به مراحل پایانی انجماد قرار دارد. بر اساس مرور جامعی که Eskin و همکارانش [۲] از سایر منابع انجام دادهاند، ناحیه ضعیف مذکور فیلم نازکی از مذاب است که در آخرین مراحل انجماد تشکیل می شود. در یک تحقیق دیگر علاوه بر تایید این موضوع، بیان شده است که این ناحیهی ضعیف، آخرین قطرات مذاب یا فیلم مذابی است که در مرزدانهها منجمد می شود و به لحاظ قیلم مذابی است که در مرزدانهها منجمد می شود است [۳]. بر اساس مقدار جامدی که در ناحیهی خمیری تشکیل شده است، مکانیزمهای مختلفی می تواند برای تشکیل ترک گرم مطرح شود [۴]. برای آلیاژهای آلومینیم ، بسته به شکل دانههای اولیه، در کسر جامد مابین ۲۵/۱۰ الی ۲۶ دانههای اولیه شروع به

اتصال به یکدیگر می کنند؛ دمای منطبق به این کسر جامد، دمای چسبندگی<sup>۱</sup> نام دارد [۵]. همچنین بسته به تر کیب شیمیایی و شرایط خنک کاری، در کسر جامد حدود ۰/۸ الی ۰/۹۵ شبکه پیوستهای از دانهها شکل می گیرد؛ دمای منطبق بر این کسر حجمی دمای صلبیت<sup>۲</sup> نام دارد [۵]. بر اساس آنچه Won و همکارانش در مطالعات مروری خود تاکید کردهاند [۶]، با افزایش محدودهی دمایی ناحیهی حساس به ترک (همان بازهی دمایی ناحیهی ضعیف در انتهای انجماد) به دلیل کاهش کرنش بحرانی، حساسیت به تشکیل ترک گرم زیاد می شود. همچنین با افزایش ضخامت ناحیه حساس به ترک، حساسیت به تشکیل ترک گرم افزایش می یابد [۷].

با توجه به مطالب ذکر شده در فوق، می توان بیان کرد که تمایل به تشکیل ترک گرم در آلیاژهایی که محدودهی خمیری بزرگتری دارند، بیشتر است. بر این اساس، آلیاژهایی که طبق نمودار فازی دارای واکنش یوتکتیک هستند (و به عبارت دیگر دمای سالیدوس آنها به ترکیب شیمیایی وابسته نیست) هر چه از نقطه یوتکتیک فاصله بیشتری بگیرند تمایل بیشتری به تشکیل ترک گرم دارند. بررسی این موضوع تا کنون کمتر مورد توجه محققین بوده است و تحقیق منسجمی که مخصوص این موضوع باشد یافت نمی شود. در تحقیق حاضر، آلیاژهای هيبويوتكتيك ألومينيم -آهن با محدوده دمايي خميري متفاوت مورد ارزیابی قرار می گیرند. دلیل اهمیت بررسی این آلیاژها به این نکته بر می گردد که معمولاً برای افزایش استحکام دما بالا و مقاومت به خوردگی آلیاژهای آلومینیم از افزودنی آهن استفاده می شود. همچنین در بسیاری از آلیاژهای آلومینیم مقداری آهن به صورت ناخالصی وجود دارد که در رفتار انجماد تاثیر گذار است [۸ و ۹]. به عبارت دیگر ترکیبات بینفلزی حاوی آهن تشکیل می شود که در نواحی مرزدانه رسوب میکنند [۱۰] و نواحی حساس به ترک گرم را به وجود می آورند.

## ۲- مواد و روش تحقیق

## ۲-۱- مواد

در این تحقیق رفتار تشکیل ترک گرم در آلیاژهای حاوی مقادیر مختلف آهن بررسی شد. اطلاعات مورد نیاز برای شبیهسازی

انجماد این آلیاژها در جدول (۱) نشان داده شده است [۸]. هر سه آلیاژ ذکر شده در جدول (۱) خط یوتکتیک در نمودار فازی تعادلی Al-Fe را قطع کرده و انجماد یوتکتیک را تجربه میکنند. لذا محدودهی خمیری در این سه آلیاژ مربوط به انجماد

1.5wt%Fe	1wt%Fe	0.5wt%Fe	علامت (واحد)	پارامتر حرارتی
۲۱۹/۲	۲۲.	771	Ks (W/mK)	هدایت حرارتی جامد
٩ ١/٢	۹١/۵	٩١/٧	K <sub>L</sub> (W/mK)	وروی هدایت حرارتی مذاب
787.	2092	۲۵۷۳	ρs (kg/m <sup>3</sup> )	چگالی جامد
740.	2428	26.2	ρ <sub>L</sub> (kg/m <sup>3</sup> )	چگالی مذاب
1747	120.	١٢٥٣	cs (J/kg K)	ظرفیت حرارتی جامد
1188	1189	1172	cL (J/kg K)	ظرفیت حرارتی مذاب
۳۸۷۰۰۰	۳۸۴۰۰۰	۳۸۳۰۰۰	$\Delta H_m$ (J/kg)	گرمای نهان گداز
803/6	۶۵۵	۶۵۶/۴	Tliq (°C)	دمای لیکوییدوس
۶۵۲	801	801	T <sub>E</sub> (°C)	دمای بوتکتیک

پرویوتکتیک است. محدوده دمایی ناحیهی خمیری پرویوتکتیک برابر است با اختلاف دمای لیکوییدوس و دمای یوتکتیک. همانطور که جدول (۱) نشان میدهد، با افزایش درصد آهن اختلاف این دو دما کاهش مییابد؛ یعنی اینکه با افزایش درصد آهن، محدوده دمایی ناحیهی خمیری پرویوتکتیک کاهش مییابد.

## ۲-۲- معادلات حاکم

در این تحقیق رفتار تشکیل ترک گرم آلیاژهای یوتکتیک Al-Fe با استفاده از شبیه سازی انجماد بررسی می شود. برای رسیدن به این هدف، انجماد آلیاژهای ذکر شده در جدول (۱)، در یک قالب فولادی با ابعاد مقطع ۸۰۳۳×۸۰m۳ و طول mm ۱۰۰ به روش عددی اختلاف محدود شبیه سازی شد. شکل (۱) طرحواره قالب مورد نظر (الف) و محددهی محاسباتی (ب) را نشان می دهد. همان طور که شکل (۱) نشان می دهد، فرض می شود که دو انتهای قالب عایق بوده و لذا در راستای طول قالب انتقال حرارت وجود ندارد؛ به عبارت دیگر، انتقال حرارت فقط از دیواره های قالب انجام می شود؛ بنابراین یک مقطع افقی از قالب به عنوان محدوده ی محاسباتی در نظر گرفته می شود. با توجه به تقارنی که در محدوده ی انتقال حرارت وجود دارد می توان شبیه سازی را با حل عددی معادله ی یک بعدی انرژی انجام داد.



شکل ۱- الف) طرحواره قالب مورد شبیه سازی و ب) محدوده محاسباتی

$$f_{s} = \begin{cases} 0 & T_{liq} < T \\ 1 - \left(\frac{T - T_{f}}{T_{liq} - T_{f}}\right)^{\frac{1}{k_{0} - 1}} & T_{liq} \le T \le T_{sol} \end{cases}$$
(\*)

در معادلهی فوق، *T<sub>f</sub>* دمای ذوب آلومینیم خالص است و سایر پارامترها در جدول (۱) معرفی شدهاند. همان طور که معادلهی (۳) نشان می دهد، کسر جامد تابع دما است در حالی که نرخ تولید گرما (معادلهی (۲)) به تغییرات کسر جامد نسبت به زمان وابسته است. به همین دلیل، معادلهی (۲) به صورت زیر نوشته می شود [۱۱–۱۴]:

$$S = \rho L \frac{\partial f_s}{\partial T} \times \frac{\partial T}{\partial t} \tag{(f)}$$

با جای گذاری معادلهی (۴) در معادلهی (۱)، میتوان معادلهی انجماد را به صورت زیر نوشت [۱۱–۱۴]:

$$\rho c' \frac{\partial T}{\partial t} = k \left( \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} \right) \tag{(b)}$$

در این معادله، ظرفیت حرارتی معادل به صورت زیر تعریف می شود [۱۱–۱۴]:

$$c' = c - L \frac{\partial f_s}{\partial T} \qquad T_{sol} \le T \le T_{liq} \tag{9}$$

معادله ریاضی استفاده شده برای شبیهسازی حرارتی انجماد در تحقیق حاضر به صورت زیر است [۸]:

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} = k \left( \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} \right) + S \tag{1}$$

در معادله فوق، t زمان (بر حسب s)، y مسافت روی محور مختصات (بر حسب m)، T دما (بر حسب کلوین) و S نشاندهندی نرخ تولید گرما است. سایر پارامترهای معادلهی فوق در جدول (۱) معرفی شدهاند. پدیدهی انجماد شامل دو فرایند انتقال حرارت و تغییر فاز است لذا معادلهی انتقال حرارت فوق در صورتی می تواند به عنوان مدل حرارتی انجماد در نظر گرفته شود که پدیدهی تغییر فاز را در نظر بگیرد. به همین منظور، تعدادی از محققین [۱۱–۱۴] از ظرفیت حرارتی معادل استفاده کردهاند. در این صورت، نرخ تولید گرما به صورت زیر نوشته می شود [۱۱–۱۴]:

$$S = \rho L \frac{\partial f_S}{\partial t} \tag{(Y)}$$

در معادلهی فوق، L گرمای نهان ذوب (بر حسب J/kg) و fs کسر حجمی جامد در ناحیهی خمیری است که در تحقیق حاضر از معادله شیل به صورت زیر به دست میآید [۱۴]:

Archive of SID  

$$\rho = f_s \rho_s + (1 - f_s)\rho_l$$

 $c = f_s c_s + (1 - f_s)c_l \tag{14}$ 

## ۲-۳- شرایط مرزی

(13)

شکل (۱)، محدوده یا انتقال حرارت را در شبیه سازی عددی نشان می دهد. همان طور که از روی شکل (۱) مشاهده می شود، *ا و W* طول و عرض مقطع را نشان می دهند که در اینجا با هم برابر هستند. چنانچه مبداء مختصات در گوشه ی مقطع عرضی در نظر گرفته شود، می توان شرایط مرزی را به صورت زیر معرفی نمود:

$$y = 0$$
,  $x = \frac{l}{2}$ ,  $-k\frac{\partial T}{\partial t} = h(T - T_{\infty})$  (10)

برای مرز تقارن در محدودهی محاسباتی شرایط آدیاباتیک بر قرار است:

$$y = \frac{w}{2}$$
,  $x = \frac{l}{2}$ ,  $-k\frac{\partial T}{\partial t} = 0$  (19)

شرط مرزی زمان در لحظهی شروع انجماد به صورت زیر تعریف میشود:

$$t = 0, \quad T = T_{pour} \tag{1V}$$

در معادلات فوق،  $T_{\infty}$  دمای محیط،  $T_{pour}$  دمای ریخته گری و hضریب انتقال حرارت جابجایی (بر حسب  $M/m^2$ ) است. شدت خنک کنندگی قطعه در حین انجماد، توسط پارامتر h تعیین میشود. برای یافتن مقدار h همان طور که در مرجع [۱۵] نشان داده شده است، از انطباق دمای اندازه گیری شده و شبیه سازی شده استفاده شد. به این صورت که با استفاده از ترمو کوپل نوع شده استفاده شد. به این صورت که با استفاده از ترمو کوپل نوع نده استفاده شد. به این صورت که با استفاده از ترمو کوپل نوع شده استفاده شد. به این صورت که با استفاده از ترمو کوپل نوع شده استفاده شد. به این صورت که با استفاده از ترمو کوپل نوع اندازه گیری شد. به می مرکز و ۵ میلی متر زیر سطح (در حین انجماد) اندازه گیری شده به ترین h که توسط آن انطباق کامل تری بین این دو دما ایجاد می شود، تعیین شد. شکل (۳) مقدار h را به صورت تابعی از زمان نشان می دهد.

معادلات حاکم بر فرایند انجماد، با در نظر گرفتن شرایط مرزی ذکر شده به روش عددی اختلاف محدود (FDM) گسستهسازی شد و در محیط برنامهنویسی متلب (Matlab) کد نویسی شد. در گسستهسازی معادلات حاکم، مقادیر گام زمان و اندازهی شبکه به ترتیب 4t=0.000385 و 2t=0.000125 انتخاب شدند تا علاوه بر هم گرایی حل عددی، جوابها مستقل از اندازهی شبکه نیز باشند. برای اعتبار سنجی نتایج شبیهسازی، از مقایسهی

$$\frac{\partial f_s}{\partial T} = -\frac{1}{k_0 - 1} \left( \frac{1}{T_{liq} - T_f} \right) \left( \frac{T - T_f}{T_{liq} - T_f} \right)^{\frac{2 - k_0}{k_0 - 1}} \tag{V}$$

در معادلات فوق، ضریب تقسیم تعادلی (k<sub>0</sub>) را میتوان با فرض خطی بودن دماهای سالیدوس و لیکوییدوس در نمودار فازی به دست آورد. شکل (۲) قسمتی از یک نمودار فازی را نشان میدهد. آلیاژی با ترکیب *C*۵ در دمای *T* در نظر گرفته میشود؛ از تشابه مثلثهای نشان داده شده در شکل (۲) میتوان نوشت:



شکل ۲- قسمتی از یک نمودار فازی

 $\Delta aif \sim \Delta aef \rightarrow \frac{e_f}{ij} = \frac{ae}{ai} \rightarrow \frac{C_s}{C_0} = \frac{T_f - T}{T_f - T_{sol}}$  (A)

$$\Delta aeh \sim \Delta dgh \quad \rightarrow \quad \frac{gh}{eh} = \frac{dg}{ae} \quad \rightarrow \quad \frac{C_l - C_0}{C_l} = \frac{T_{liq} - T}{T_f - T} \quad (\mathbf{9})$$

معادلهی (۹) پس از ساده شدن به شکل زیر نوشته می شود:

$$\frac{c_0}{c_l} = \frac{T_f - T - T_{liq} + T}{T_f - T} \quad \rightarrow \quad \frac{c_l}{c_0} = \frac{T_f - T}{T_f - T_{liq}} \tag{(1)}$$

اگر معادلهی (۸) بر معادلهی (۱۰) تقسیم شود، رابطهی ضریب تقسیم تعادلی (ko)) به دست میآید.

$$\frac{\frac{C_S}{C_0}}{\frac{C_l}{C_0}} = \frac{\frac{T_f - T}{T_f - T_{sol}}}{\frac{T_f - T}{T_f - T_{liq}}} \rightarrow \frac{C_S}{C_l} = \frac{T_f - T_{liq}}{T_f - T_{sol}} = k_0 \tag{11}$$

در نهایت هر کدام از خواص k ، p و c برای منطقه خمیری به صورت زیر نوشته می شود [۱۴]:

$$k = f_s k_s + (1 - f_s)k_l \tag{11}$$

دادههای شبیه سازی شده با دادههای اندازه گیری شده استفاده شد. به این منظور، دادههای شبیه سازی و تجربی مربوط به دماهای سطح و ۲۰ میلیمتر زیر سطح با یکدیگر مقایسه شدند که نتیجه ی این اعتبار سنجی در شکل (۴) نشان داده شده است.



شکل ۳- شدت خنککاری استفاده شده در شبیهسازی به صورت تابعی از زمان

۳- **نتایج و بحث** ۳-۱- تحلیل توزیع دما شکل (۴)، نتایج شبیهسازی دربارهی نمودار سرد شدن سطح و فواصل مختلف از سطح (۳m ۵، mm و ۴۰ mm (مرکز



نتایج شبیه سازی نشان می دهد که رفتار کلی تغییرات دما با زمان برای همه ینمونه ها (با محدوده دمایی ناحیه یخمیری) مشابه است؛ یعنی اینکه با دور شدن از سطح و نزدیک شدن به مرکز نمونه سرعت سرد شدن کاهش می یابد که میزان این کاهش به فاصله از سطح و درصد وزنی آهن بستگی دارد. همان طور که از شکل (۴–ب) مشاهده می شود، در یک درصد آهن ثابت با افزایش فاصله از سطح، طول قسمت افقی نمودار افزایش می یابد؛ به گونه ای که ناحیه ی افقی روی نمودار سطح و یا نزدیک به سطح به قدری کوتاه است که دیده نمی شود.





شکل ۴- تغییرات دما در فواصل مختلف از سطح نمونه برای آلیاژهای حاوی مقادیر مختلف آهن: الف)۰/۵ درصد آهن، ب)۱ درصد آهن و ج) ۱/۵ درصد آهن

نکتهی حائز اهمیت این است که در یک فاصلهی ثابت از سطح، طول قسمت افقی تابع درصد وزنی آهن است به طوری که در نمونهی حاوی ۱/۵ درصد آهن (شکل ۴-ج)، کاهش دما در مرکز نمونه به سختی قابل تشخیص است. این رفتارها برای همین آلیاژها توسط سایر محققین نیز [۸] به دو روش شبیهسازی عددی و اندازه گیری تجربی گزارش شده است. لازم به ذکر است که خط افقی روی نمودار نشان دهندهی زمان ماندن در دمای لیکوییدوس است. به عبارت دیگر، طولانی تر بودن این خط به معنی به تعویق افتادن انجماد است.

#### ۲-۳- تحلیل رشد پوسته

شکل (۵)، تغییرات ضخامت پوسته ی منجمد شده با زمان را برای هر سه آلیاژ نشان می دهد. ضخامت پوسته ی منجمد شده عبارت است از فاصله ی سطح قطعه تا فصل مشتر ک مذاب/ جامد. بسته به اینکه فصل مشتر ک مذاب/جامد در کدام کسر جامد در نظر گرفته شود، ضخامت پوسته منجمد شده می تواند متفاوت باشد. در شکل (۵)، ضخامت پوسته ی منجمد شده می منطبق بر باشد. در شکل (۵)، ضخامت پوسته ی منجمد شده می تواند منفاوت باشد. در شکل (۵)، ضخامت پوسته منجمد شده می تواند منفاوت باشد. در شکل (۵)، ضخامت پوسته منجمد شده می تواند منفاوت باشد. در شکل (۵)، ضخامت پوسته منجمد شده می تواند منفاوت باشد. در شکل (۵)، ضخامت پوسته منجمد شده می تواند منفاوت ده در شکل (۵)، ضخامت پوسته منجمد شده می تواند منفاوت ده ده می تواند منفاوت منفاوت منفاوت منه می تواند منفاوت ده ده می تواند می تواند منه می تواند منفاوت می تواند می تواند می تواند منفاوت منفاوت منفاوت منفاوت می تواند می تواند می تواند منفاوت منفاوت منفاوت منفاوت منفاوت منفاوت می تواند م

**Archive of SID** استفاده از قانون اهرم غیرتعادلی (قانون شیل) مقدار آب برای آلیاژهای حاوی ۰/۰، ۱ و ۱/۵ درصد آهن محاسبه شد که به ترتیب برابر با ۰/۲۱، ۲۹/۰ و ۰/۱۲ است. به عبارت دیگر، کسر مذابی که در این آلیاژها به صورت یوتکتیک منجمد می شود به ترتیب برابر با ۰/۲۹، ۸۵/۰ و ۸۸/۰ است. همان طور که شکل (۵) نشان می دهد، با افزایش زمان ضخامت پوستهی منجمد شده زیاد می شود ولی سرعت تغییرات آن به طور قابل ملاحظه ای به مقدار آهن (یا به عبارتی به محدوده دمایی ناحیهی خمیری)

با استفاده از شکل (۵) میتوان زمان پایان انجماد پرویوتکتیک را تعیین کرد. پایان انجماد پرویوتکتیک زمانی رخ میدهد که  $f_s$ در مرکز قطعه برابر با  $f_{eu}$  شود. به عبارت دیگر پایان انجماد پرویوتکتیک زمانی است که ضخامت پوستهی منجمد شدهی منطبق با کسر جامد  $f_{eu}$  برابر با ۴۰mm شود. شکل (۶)، زمان پایان انجماد پرویوتکتیک را برای هر سه آلیاژ مقایسه میکند. همانطور که ملاحظه میشود، علی رغم اینکه محدوده دمایی ناحیهی خمیری در این سه آلیاژ به طور قابل ملاحظه ای با یکدیگر متفاوت است، ولی زمان پایان انجماد پرویوتکتیک برای هر سه آلیاژ تفاوت معنی داری ندارد.



شکل ۵- تغییرات ضخامت پوستهی منجمد شده با زمان برای آلیاژهای مختلف



شکل ۶- تغییرات زمان پایان انجماد برای آلیاژهای مختلف با وسعت دمایی خمیری متفاوت

تغییرات ضخامت ناحیهی خمیری در انجماد پرویوتکتیک  $(d_{mushy})$  در شکل (۲) نشان داده شده است. ضخامت ناحیهی خمیری در انجماد پرویوتکتیک عبارتست از فاصله مکانی دمای لیکوئیدوس (منطبق بر  $(f_s=0)$  تا دمای یوتکتیک (منطبق بر  $(f_s=f_{eu})$ ). این ضخامت ( $d_{mushy}$ ) در شکل (۵-ج) نشان داده شده است.

همان طور که شکل (۷) نشان می دهد، در طول انجماد پرویوتکتیک ابتدا ضخامت ناحیه خمیری زیاد شده و سپس کم می شود. علت افزایش ضخامت ناحیه ی خمیری این است که سرعت رشد خط لیکوئیدوس بیشتر از سرعت رشد ایزوترم یوتکتیک است (شکل (۵-ج) ملاحظه شود). دلیل کاهش بعدی ضخامت ناحیه ی خمیری این است که رشد ایزوترم لیکوئیدوس با رسیدن به مرکز قالب متوقف می شود در حالی که ایزوترم یوتکتیک به رشد خود ادامه می دهد. بیشترین ضخامت ناحیه ی یوتکتیک به رشد خود ادامه می دهد. بیشترین ضخامت ناحیه ی زمانی است که دمای مرکز قطعه به دمای لیکوئیدوس می رسد. همان طور که شکل (۷) نشان می دهد، مقدار آهن تاثیر کمی بر بیشترین ضخامت ناحیه ی خمیری دارد.

زمان رسیدن به بیشترین مقدار ضخامت ناحیهی خمیری را می توان با استفاده از شکل (۷) به دست آورد که با فلش روی این شکل نمایش داده شده است. تغییرات این کمیت برای هر سه آلیاژ در شکل (۸) نشان داده شده است. همان طور که ملاحظه می شود، با افزایش مقدار آهن زمان رسیدن به بیشترین ضخامت ناحیهی خمیری کاهش می یابد. زیرا با افزایش مقدار آهن محدوده دمایی ناحیهی خمیری کاهش می یابد؛ به عبارت دیگر، با افزایش مقدار آهن اختلاف دمای لیکوئیدوس و یوتکتیک کاهش می یابد.



1.4

شکل ۷- تغییرات ضخامت ناحیهی خمیری در انجماد پرویوتکتیک برای مقادیر مختلف آهن



شکل ۸- زمان رسیدن به بیشترین ضخامت ناحیهی خمیری در انجماد پرویوتکتیک برای مقادیر مختلف آهن

۳-۳- بررسی تشکیل ترک گرم

همان طور که در مقدمه نیز ذکر شد، ترک گرم در ناحیه ی خمیری، جایی که آخرین مذاب منجمد می شود، شکل می گیرد. در آلیاژهایی که دارای مذاب یوتکتیک هستند، آخرین مذاب منجمد شده همان مذاب یوتکتیک است. در این باره در مراجع متعددی مانند [۱۸–۱۸] بیان شده است که با افزایش مقدار مذاب یوتکتیک (یا کاهش محدوده دمایی ناحیه ی خمیری) حساسیت به ترک گرم کاهش می یابد. در واقع علت کاهش حساسیت به ترک گرم کاهش می یابد. در واقع علت کاهش ایجاد می شود ولی با مذاب یوتکتیک پر می شود [۱۹]. بنابراین بهتر است این گونه بیان شود که با افزایش مقدار مذاب یوتکتیک لازم است ذکر شود که دو نوع ترک گرم را می توان نام برد [۲۰]: ا – ترک گرم باز، ۲ – ترک گرم جدایشی یا پر شده. ترک گرم باز همان است که در عرف نیز ترک نامیده می شود؛ یعنی یک شکاف

با فضای خالی. ترک گرم جدایشی یا پر شده را با یک بیان ساده می توان به این صورت تعریف نمود: ترک گرم باز که با مذاب غنی از عناصر آلیاژی جدایش یافته یا مذاب یوتکتیک پر شده است. توجه به این نکته ضروری است که ترک گرم پر شده یک عیب حائز اهمیت است و همیشه نمی توان پر شدن ترک با مذاب پیرامونش را پدیدهی خوبی دانست؛ زیرا اولاً حضور ماده جدایش یافته یا ساختار یوتکتیک در شکاف ترک از جوش خوردن سطوح ترک در فرایندهای بعدی مانند نورد یا فورج جلوگیری میکند؛ ثانیاً در اکثر موارد در اثر وجود تنش کافی ترک گرم پر شده به راحتی باز می شود. این مورد مخصوصاً در شمش هایی که جهت نورد تولید شدهاند، گزارش شده است [۲۱]. اگر چه این مسئله برای آلیاژهای یوتکتیک کمتر مشاهده شده است، ولی می تواند برای این آلیاژها نیز وجود داشته باشد. زیرا بسیاری از ساختارهای یوتکتیک از ترکیباتی تشکیل شدهاند که ماهیتاً ترد بوده و غنی از عناصر جدایش یافته هستند و در اثر تجمع آنها در یک ترک میتواند رفتاری مشابه رفتار ترک گرم جدایشی اىحاد كند.

در این تحقیق، حساسیت به ترک گرم در دو مرحله از انجماد مورد بررسی قرار می گیرد. مرحله اول همراه با افزایش ضخامت ناحیهی خمیری است و مرحله دوم همراه با کاهش ضخامت ناحیهی خمیری است. این دو مرحله و مدت زمان هر مرحله را می توان در شکل (۷) برای هر سه آلیاژ ملاحظه نمود.

۳-۴- بررسی ترک گرم در مرحلهی اول انجماد

بدون شک، ترک گرم در شرایطی به وجود می آید که مرزدانههای اولیه تشکیل شده باشد. به عبارت دیگر، ترک گرم زمانی به وجود می آید که شبکهی پیوسته ای از جامد تشکیل شود و آخرین مذاب در این شبکه منجمد گردد. همان طور که در مقدمه نیز ذکر شد، در کسر جامد مابین ۲۵/۲ الی ۲۶ (یعنی در دمای چسبندگی) دانههای اولیه شروع به اتصال به یکدیگر می کنند؛ همچنین بسته به ترکیب شیمیایی و شرایط خنک کاری، در کسر جامد حدود ۲/۸ الی ۹۵/۱ (یعنی دمای صلبیت) شبکه پیوسته ای از دانهها شکل می گیرد [۵]. در بین دمای چسبندگی و دمای صلبیت ترک پر شده تشکیل می شود [۴]؛ زیرا در بین این دو دما مقدار قابل توجهی مذاب در اطراف ترک وجود دارد. به عبارت دیگر، تشکیل ترک گرم پر شده می تواند در بازهی کسر جامد ۲۰۲۵ الی ۱۹/۵ تشکیل شود.

کسر جامد تعادلی پرویوتکتیک در آلیاژهای حاوی ۰/۵، ۱/۰ و ۱/۵ درصد آهن به ترتیب ۰/۲۱ ۲۰ ۲۰/۱۰ است. لذا چنانچه انجماد به صورت تعادلی انجام شود، آلیاژهای حاوی ۰/۵ و ۱/۰

www.SID.ir

Archive of SID درصد آهن پتانسیل تشکیل ترک گرم پر شده در مرحله اول انجماد را خواهند داشت زیرا کسر جامد آنها بیشتر از ۲۵/۰ است و در نتیجه شبکهی پیوستهی جامد را خواهند داشت. ولی در مورد آلیاژ ۱/۵ درصد آهن، به دلیل اینکه کسر جامد تشکیل شده کمتر از ۲۵/۰ است، شبکه پیوستهی جامد تشکیل نشده و این آلیاژ حساس به تشکیل ترک گرم پر شده نیست. اما باید ذکر شود که معمولاً انجماد به صورت تعادلی انجام نمی شود و لازم است ساختار قطعات در انجماد غیر تعادلی مورد بررسی قرار گیرد. با بررسی سرعت سرد شدن موضعی در حین انجماد می توان تشخیص داد که انجماد تا چه اندازهای به صورت غیر تعادلی انجام می شود. در این تحقیق، برای محاسبهی سرعت سرد شدن موضعی از رابطهی زیر استفاده شد [۲۲]:

 $CR_{local} = \frac{T_{liq} - T_{sol}}{t_{local}} \tag{1A}$ 

در رابطهی فوق، *CR*local سرعت سرد شدن موضعی و *tlocal* زمان موضعی انجماد است. زمان موضعی انجماد را میتوان با استفاده از شکل (۵) محاسبه نمود؛ یعنی زمانی که طول می کشد تا دمای ناحیهی خمیری پرویوتکتیک از لیکوییدوس به دمای یوتکتیک کاهش یابد. زمان موضعی انجماد بر حسب موقعیت خط لیکوئیدوس در شکل (۹) نشان داده شده است. لازم به توضیح سطح نمونه شروع میشود و با نرخی که در شکل (۵) مشاهده میشود تا مرکز نمونه رشد میکند. لذا میتوان موقعیت خط لیکوییدوس را به عنوان فاصله از سطح نیز در نظر گرفت. همان طور که از شکل (۹) ملاحظه میشود، با دور شدن از سطح نمونه زمان موضعی انجماد زیاد میشود؛ دلیل این پدیده برمی گردد به افزایش ضخامت ناحیه یخمیری (طبق شکل (۷)). به همین دلیل (بر اساس معادله ی (۱۸)) سرعت سرد شدن باید کم شود.



شکل ۹– تغییرات زمان موضعی از سطح تا مرکز قطعه؛ منطبق با مکان خط لیکوئیدوس

شکل (۱۰) تغییرات سرعت سرد شدن موضعی را از سطح تا مرکز نمونهها نشان میدهد. همانطور که ملاحظه می شود، سرعت سرد شدن برای هر سه آلیاژ در نزدیک سطح بیشتر از ۵۰۲/۵ است که با دور شدن از سطح و رسیدن به مرکز کمتر از ۵۰۲/۵ کاهش می یابد. این رفتار نشان می دهد که انجماد قطعه در حوالی مرکز نزدیک به انجماد تعادلی است و با نزدیک تر شدن به سطح، انجماد غیر تعادلی تر می شود.



شکل ۱۰– تغییرات سرعت سرد شدن موضعی از سطح تا مرکز قطعه؛ منطبق با مکان خط لیکوئیدوس

نتایج بررسیهای Goulart و همکارانش [۸] نشان میدهد که حتی آلیاژ Al-1.5wt%Fe نیز زمانی که به صورت غیر تعادلی منجمد میشود، دارای شبکه پیوستهی جامد پرویوتکتیک است. در نتیجه هر سهی آلیاژهای مورد نظر در مرحلهی اول انجماد دارای پتانسیل تشکیل ترک گرم پر شده هستند.

۳-۵- بررسی ترک گرم در مرحلهی دوم انجماد

شروع این مرحله زمانی است که دمای لیکوییدوس به مرکز قطعه رسیده و از این به بعد ضخامت ناحیهی خمیری کاهش می ابد. به عبارت دیگر، انجماد در مرحلهی دوم در مرکز قطعه متمرکز میشود. بر اساس شکل (۱۰)، سرعت انجماد در مرکز قطعه، بسیار پایین بوده و به انجماد تعادلی نزدیکتر است. لذا آلیاژ بسیار پایین این به دلیل اینکه به اندازهی کافی دارای فاز جامد نیست (فاز جامد پرویوتکتیک در این آلیاژ کمتر از ۲۵ درصد است) به ندرت میتواند شبکه پیوستهی جامد تشکیل دهد و لذا به تشکیل ترک گرم پر شده حساس نیست.

Archive of SID -۶-۳ تاثیر آهن بر حساسیت به ترک گرم پر شده: بر اساس مکانیزمها و مدلهای حاکم بر ترک گرم [۲۰۶]، می توان گفت وجود منطقهی خمیری بزرگ به همراه زمان موضعی انجماد (tocal) زیاد، تمایل به تشکیل ترک گرم پر شده را افزایش میدهد. بنابراین می توان حاصل ضرب ضخامت ناحیهی خمیری میدهد. بنابراین می توان حاصل ضرب ضخامت ناحیهی خمیری تاثیر این دو متغیر را نشان می دهد، برای بررسی تمایل به تشکیل ترک گرم پر شده استفاده نمود. به منظور بدون بعدسازی این شاخص، حاصل ضرب ذکر شده را بر حاصل ضرب ضخامت کلی انجماد (b) (ضخامت قطعه از سطح تا مرکز) در زمان کل انجماد به صورت زیر تعریف کرد:

$$HTI = \frac{d_{mushy \times t_{local}}}{d \times t_{total}}$$
(14)

اگر چه رابطهی (۱۶) یک معیار کامل برای حساسیت به تشکیل ترک گرم نیست؛ اما میتواند به عنوان یک شاخص مناسب برای بررسی تمایل به تشکیل ترک گرم در نظر گرفته شود. زمان کلی انجماد (tiota) زمانی است که طول می کشد تا دمای مرکز قطعه به دمای یوتکتیک برسد که در شکل (۶) نشان داده شده است. همان طور که قبلاً نیز توضیح داده شد، ضخامت ناحیهی خمیری منطبق بر دمای لیکوییدوس با ضخامت پوستهی منجمد شدهی منطبق با دمای یوتکتیک (شکل (۵) ملاحظه شود). همچنین زمان موضعی انجماد برابر است با زمانی که طول می کشد تا درمای منطقهی خمیری از لیکوییدوس تا دمای یوتکتیک کاهش یابد (شکل (۶) ملاحظه شود). تغییرات زمان موضعی انجماد در طول مدت انجماد در شکل (۱۱) نشان داده شده است.



شکل (۱۲) شاخص ترک گرمی که با معادلهی (۱۹) محاسبه شده است را به صورت تابعی از زمان نشان میدهد. طبق این شکل تا زمانی که ضخامت ناحیهی خمیری در حال افزایش است (یعنی تا زمانی که دمای لیکوییدوس به مرکز قطعه برسد)، حساسیت به ترک گرم نیز زیاد می شود و از آن به بعد حساسیت کاهش می یابد. همان طور که ملاحظه می شود، در چند ثانیه ی اول انجماد (یعنی تا قبل از ۳۰ ثانیه) حساسیت به ترک گرم در هر سه آلیاژ تقریباً یکسان است و از آن به بعد تا پایان مرحلهی اول انجماد حساسیت به ترک گرم پر شده در آلیاژی که ۰/۵ در صد آهن دارد از دو آلیاژ دیگر کمتر است در حالی که حساسیت به ترک گرم در دو آلیاژ دیگر تقریباً یکسان است. حساسیت به تشکیل ترک گرم در مرحلهی دوم انجماد برای آلیاژ حاوی ۱ درصد وزنی آهن از دو آلیاژ دیگر بیشتر است؛ زیرا این آلیاژ در مرحلهی دوم زمان موضعی انجماد بیشتری دارد. لازم به ذکر است که حساسیت به ترک گرم به روشی که توضیح داده شد فقط در صورتی وجود دارد که شبکهی پیوسته ای از جامد قبل از انجماد یوتکتیک تشکیل شده باشد.



شکل ۱۲– تغییرات شاخص تمایل به تشکیل ترک گرم به صورت تابعی از زمان

## نتيجهگيرى

در این تحقیق از نتایج شبیهسازی استفاده شد و تمایل به ترک گرم در سه آلیاژ مختلف Al-Fe (حاوی ۰/۵، ۱ و ۱/۵ درصد وزنی آهن) مورد ارزیابی قرار گرفت و به طور خلاصه نتایج زیر حاصل شد:

 ۱- علی رغم اینکه محدوده دمایی ناحیهی خمیری در این سه آلیاژ متفاوت است، زمان کلی انجماد برای هر سه آلیاژ تقریباً یکسان است. به عبارت دیگر، زمان کلی انجماد مستقل از محدوده دمایی ناحیهی خمیری پرویوتکتیک است.

Archive of SID

- ۳- زمانی که انتقال حرارت فقط از دیوارههای جانبی قالب صورت گیرد و انجماد به سمت مرکز قالب انجام شود، قطعه در دو مرحله منجمد می شود. در مرحله ی اول، ضخامت ناحیه ی خمیری زیاد می شود و در مرحله ی دوم، ضخامت ناحیه ی خمیری کاهش می یابد. با کاهش محدوده دمایی ناحیه ی خمیری (یا افزایش درصد آهن) زمان مرحله ی اول انجماد نیز کاهش می یابد، ولی زمان مرحله ی دوم انجماد مستقل از محدوده دمایی ناحیه ی خمیری است.
- ۴- ترک گرم پر شده (ترکی که با مذاب یوتکتیک پر شده است) زمانی تشکیل میشود که شبکهی پیوسته ای از جامد پرویوتکتیک وجود داشته باشد. با فرض اینکه این شبکهی جامد پیوسته در کسر جامدهای بیشتر از ۲۵/۰ تشکیل میشود، هر سه آلیاژ در مرحلهی اول انجماد در نزدیکی سطح قطعه که انجماد به صورت غیرتعادلی است به تشکیل ترک گرم پر شده حساس میباشند؛ ولی در مرحلهی دوم انجماد، هر سه آلیاژ تقریباً به صورت تعادلی سرد میشوند. در این شرایط، کسر جامد در آلیاژ Fe کمتر از ۸۲/۰ بوده و حساس به ترک گرم پر شده نیست.
- ۵- در این تحقیق، بر اساس اندازهی منطقه یخمیری و زمان موضعی انجماد، تمایل به تشکیل ترک گرم مورد بررسی قرار گرفت. نتایج نشان داد به شرط اینکه شبکهی پیوستهی جامد پرویوتکتیک تشکیل شود، بیشترین تمایل به تشکیل ترک گرم پر شده در مرحله یاول انجماد مربوط به آلیاژهای ۱ و ۱/۵ درصد آهن است. همچنین در مرحله ی دوم انجماد، تمایل به تشکیل ترک گرم پر شده در مرحله یاول انجماد مربوط به آلیاژهای از ۵/۵ درصد وزنی آهن ایت.

## تشکر و قدردانی

نویسنده یاین مقاله از مسئولین دانشگاه میبد به خاطر اینکه امکان انجام این تحقیق را فراهم آوردهاند، کمال قدردانی را به عمل می آورد.

## مراجع

[1] Campbell J., Castings, Butterworth-Heinemann, 2003.

- Archive of SID zones cooling conditions in continuously cast steel billets, Applied Mathematical Modelling, 2006, 30, 104-115
  - [14] Santos C.A., Spim J.A., Garcia A., Mathematical modeling and optimization strategies (genetic algorithm and knowledge base) applied to the continuous casting of steel, Engineering Applications of Artificial Intelligence, 2003, 16, 511-527.
  - [15] Cheung N., Ferreira I.L., Pariona M.M., Quaresma J.M.V., Garcia A., Melt characteristics and solidification growth direction with respect to gravity affecting the interfacial heat transfer coefficient of chill castings, Materials and Design, 2009, 30, 3592-3601.
  - [16] Ulunag M., Cetin R., Dispinar D., Freezing range, melt quality, and hot tearing in Al-Si alloys, Metallurgical and Materials Transactions A, 2018, 49, 1948-1961.
  - [17] Song J., Pan F., Bin J., Atrens A., Zhang M. X., Lu Y., A review on hot tearing of magnesium alloys, Journal of Magnesium and Alloys, 2016, 4, 151-172.
  - [18] Cao G., Kou S., Hot tearing of ternary Mg-Al-Ca alloy castings, Metallurgical and Materials Transactions A, 2006, 37, 3647-3663.
  - [19] Nagaumi H., Suzuki S., Okane T., Umeda T., Effect of iron content on hot tearing of high-strength Al-Mg-Si alloy, Materials Transactions, 2006, 47, 2821-2827.
  - [20] Pierer R., Bernhard C., The nature of internal defects in continuously cast steel and their impact on final product quality, AIST Proceedings 2010, Association for Iron and Steel Technology, AIST, Texas, USA 2010, 193-203.
  - [21] Bagheri M., Alizadeh A., The effects of hot tear segregations on the rolled product quality of continuously cast steel, International Journal of ISSI, 2013, 10, 11-17.
  - [22] Won Y.M., Thomas B.G., Simple model of microsegregation during solidification of steels, Metallurgical and Materials Transactions A, 2001, 32, 1755-1767.

- [2] Eskin D.G., Suvitno, Katgerman L., Mechanical properties in the semi-solid state and hot tearing of aluminium alloys, Progress in Materials Science, 2004, 49, 629-711.
- [3] Bagheri M., Alizadeh M., Morphological approach to hot tearing during continuous casting of steels, International Journal of Cast Metals Research, 2015, 28, 276-282.
- [4] Eskin D.G., Katgerman L., A quest for a new hot tearing criterion, Metallurgical and Materials Transactions A, 2007, 38, 1511-1519.
- [5] Eskin D.G., Physical Metallurgy of Direct Chill Casting of Aluminum Alloys, CRC Press, London, 2008.
- [6] Won Y.M., Yeo T.J., Seol D.J., Oh K.H., Metallurgical and Materials Transactions B, 2000, 31B, 779-794.
- Alizadeh M., Study on hot tearing tendency during [7] continuous casting of steel by overall hot tearing susceptibility (OHTS), International Journal of Cast Metals Research, 2015, 28, 20-27.
- [8] Goulart P.R., Cruz K.S., Spinelli J.E., Ferreira I., Cheung L.N., Garcia A., Cellular growth during transient directional solidification of hypoeutectic Al-Fe alloys, Journal of Alloys and Compounds, 2009, 470, 589-599.
- [9] Goulart P.R., Lazarine V.B., Leal C.V., Spinelli J.E., Cheung N., Garcia A., Investigation of intermetallics in hypoeutectic Al-Fe alloys by dissolution of the Al matrix, Intermetallics, 2009, 17, 753-761.
- [10] Allen C.M, Oreilly K.A.Q, Cantor B., Evans P.V., Intermetallic phase selection in 1XXX Al alloys, Progress in Materials Science, 1998, 43(2) 89-170.
- [11] Cruz K.S., Spinelli J.E., Ferreira I.L., Cheung N., Garcia A., Microstructural development in Al-Sn alloys directionally solidified under transient heat flow conditions, Materials Chemistry and Physics, 2008, 109, 87-98.
- [12] Voller V.R., Swaminathan C.R., Fixed grid techniques for phase change problem: A review, International Journal for Numerical Methods in Engineering, 1990, 30, 875-898.
- [13] Cheung N., Santos C.A., Spim J.A., Garcia A., Application of a heuristic search technique for the improvement of spray



#### **Research Paper:**

# **Founding Research Journal**

## Investigating the Hot Tear Formation in Eutectic Al-Fe Alloys in Mushy Temperatures Ranges by Simulation of Solidification

#### Mostafa Alizadeh

Associate Professor, Department of Materials and Metallurgy Engineering, Meybod University, Meybod, Iran. alizadeh@meybod.ac.ir

## Paper history:

Received:	14 May 2019	
Accepted:	03 August 2019	

**Keywords:** 

Al-Fe,

Eutectic,

Hot tear.

Solidification,

Simulation.

## Abstract:

In the present study, solidification process of Al-Fe eutectic alloys at a metallic mold was done by finite difference method; and the hot tearing sensitivity was investigated. The mold was designed for directional solidification toward the mold center. The results of simulation revealed that the solidification was done in two stages. In the first stage, the mushy zone thickness was increased and in the second stage it was decreased. As the Fe content was increased, the time of first stage was decreased while the time of second one was independent of Fe amounts. In this work, it was supposed that the hot tear is formed only in a pero-eutectic continuous solid network, so, a criterion for hot tearing susceptibility was introduced based on the mushy zone thickness and local solidification time. In this criterion, the hot tears filled with eutectic melt were account as healed hot tears. The results depicted that all alloys could be sensitive to hot tearing during first stage. Because of low cooling rate during the second stage, the melt experiences near equilibrium solidification; therefore the pero-eutectic solid network could not be formed in Al-1.5wt% alloy and consequently this alloy was not sensitive to hot tear. The most sensitivity was related to Al-1wt%Fe alloy.

#### Please cite this article using:

Mostafa Alizadeh, Investigating the Hot Tear Formation in Eutectic Al-Fe Alloys in Mushy Temperatures Ranges by Simulation of Solidification, in Persian, Founding Research Journal, 2019, 3(2) 101-112. DOI: 10.22034/frj.2019.185684.1083

#### Journal homepage: www.foundingjournal.ir