



پژوهش‌نامه ریخته‌گری

مقاله پژوهشی:

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

مصطفی علیزاده

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

چکیده:

دریافت: ۱۳۹۸/۰۲/۲۴

پذیرش: ۱۳۹۸/۰۵/۱۲

در این تحقیق، انجماد آلیاژهای یوتکتیک آلومینیم-آهن (حاوی ۰/۵، ۱ و ۱/۵ درصد وزنی آهن) در یک قالب فلزی به روش 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 مرحله 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 می‌شوند. در این شرایط، کسر جامد در آلیاژ $Al-1.5wt\%Fe$ کمتر از ۰/۲۵ بوده و حساس به ترک گرم پر شده نیست. بیشترین حساسیت به ترک گرم پر شده در مرحله‌ی اول انجماد مربوط به آلیاژهای ۱ و ۱/۵ درصد آهن است. در مرحله‌ی دوم انجماد نیز حساسیت به تشکیل ترک گرم در آلیاژ حاوی ۱ درصد وزنی آهن از ۰/۵ درصد وزنی آهن بیشتر است.

واژه‌های کلیدی:

آلومینیم-آهن،

یوتکتیک،

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 کننده‌ی کیفیت محصولات ریخته‌گری، عیب ترک گرم است. وجود این عیب در یک محصول ریخته‌گری معمولاً سبب قراضه شدن آن محصول می‌شود؛ لذا از بین بردن آن و یا کاهش مقدار آن یک هدف مهم در هر فرایند ریخته‌گری 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 می‌شود [۱]. تمام محققین بر این عقیده هستند که این ناحیه‌ی 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 می‌شود. 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 مرزخانه‌ها منجمد می‌شود و به لحاظ ترکیب شیمیایی به شدت غنی از عناصر جدایش یافته است [۳]. بر اساس مقدار جامدی که در ناحیه‌ی خمیری تشکیل شده است، مکانیزم‌های مختلفی می‌تواند برای تشکیل ترک گرم مطرح شود [۴]. برای آلیاژهای آلومینیم، بسته به شکل دانه‌های اولیه، در کسر جامد مابین ۰/۲۵ الی ۰/۶ دانه‌های اولیه شروع به

جدول ۱- پارامترهای حرارتی برای شبیه‌سازی آلیاژهای آلومینیم-آهن بر حسب درصد وزنی آهن [۸]

پارامتر حرارتی	علامت (واحد)	0.5wt%Fe	1wt%Fe	1.5wt%Fe
هدایت حرارتی جامد	K_S (W/mK)	۲۲۱	۲۲۰	۲۱۹/۲
هدایت حرارتی مذاب	K_L (W/mK)	۹۱/۷	۹۱/۵	۹۱/۲
چگالی جامد	ρ_S (kg/m ³)	۲۵۷۳	۲۵۹۷	۲۶۲۰
چگالی مذاب	ρ_L (kg/m ³)	۲۴۰۳	۲۴۲۶	۲۴۵۰
ظرفیت حرارتی جامد	c_S (J/kg K)	۱۲۵۳	۱۲۵۰	۱۲۴۷
ظرفیت حرارتی مذاب	c_L (J/kg K)	۱۱۷۲	۱۱۶۹	۱۱۶۶
گرمای نهان گداز	ΔH_m (J/kg)	۳۸۳۰۰۰	۳۸۴۰۰۰	۳۸۷۰۰۰
دمای لیکوییدوس	T_{liq} (°C)	۶۵۶/۴	۶۵۵	۶۵۲/۴
دمای یوتکتیک	T_E (°C)	۶۵۲	۶۵۲	۶۵۲

پروپوتکتیک است. محدوده دمایی ناحیه‌ی خمیری پروپوتکتیک 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 پروپوتکتیک کاهش می‌یابد.

۲-۲- معادلات حاکم

در این تحقیق رفتار تشکیل ترک گرم آلیاژهای یوتکتیک Al-Fe با استفاده از شبیه‌سازی انجماد بررسی می‌شود. برای رسیدن به این هدف، انجماد آلیاژهای ذکر شده در جدول (۱)، در یک قالب فولادی با ابعاد مقطع ۸۰ mm × ۸۰ mm و طول ۱۰۰ mm به روش عددی اختلاف محدود شبیه‌سازی شد. شکل (۱) طرح‌واره قالب مورد نظر (الف) و محدوده‌ی محاسباتی (ب) را نشان می‌دهد. همان‌طور که شکل (۱) نشان می‌دهد، فرض می‌شود که دو انتهای قالب عایق بوده و لذا در راستای طول قالب انتقال حرارت وجود ندارد؛ به عبارت دیگر، انتقال حرارت فقط از دیواره‌های قالب انجام می‌شود؛ بنابراین یک مقطع افقی از قالب به عنوان محدوده‌ی محاسباتی در نظر گرفته می‌شود. با توجه به تقارنی که در محدوده‌ی انتقال حرارت وجود دارد می‌توان شبیه‌سازی را با حل عددی معادله‌ی یک بعدی انرژی انجام داد.

اتصال به یکدیگر می‌کنند؛ دمای منطبق به این کسر جامد، دمای چسبندگی^۱ نام دارد [۵]. همچنین بسته به ترکیب شیمیایی و شرایط خنک کاری، در کسر جامد حدود ۰/۸ الی ۰/۹۵ شبکه پیوسته‌ای از دانه‌ها شکل می‌گیرد؛ دمای منطبق بر این کسر حجمی دمای صلبیت^۲ 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 می‌شود. همچنین با افزایش ضخامت ناحیه حساس به ترک، حساسیت به تشکیل ترک گرم افزایش می‌یابد [۷].

با توجه به مطالب ذکر شده در فوق، می‌توان 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 سالییدوس 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 نمی‌شود. در تحقیق حاضر، آلیاژهای هیپوپوتکتیک آلومینیم-آهن با محدوده دمایی خمیری متفاوت مورد ارزیابی قرار می‌گیرند. دلیل اهمیت بررسی این آلیاژها به این نکته بر می‌گردد که معمولاً برای افزایش استحکام دما بالا و مقاومت به خوردگی آلیاژهای آلومینیم از افزودنی آهن استفاده می‌شود. 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 بین فلزی حاوی آهن تشکیل می‌شود که در نواحی مرز دانه رسوب می‌کنند [۱۰] و نواحی حساس به ترک گرم را به وجود می‌آورند.

۲- مواد و روش تحقیق

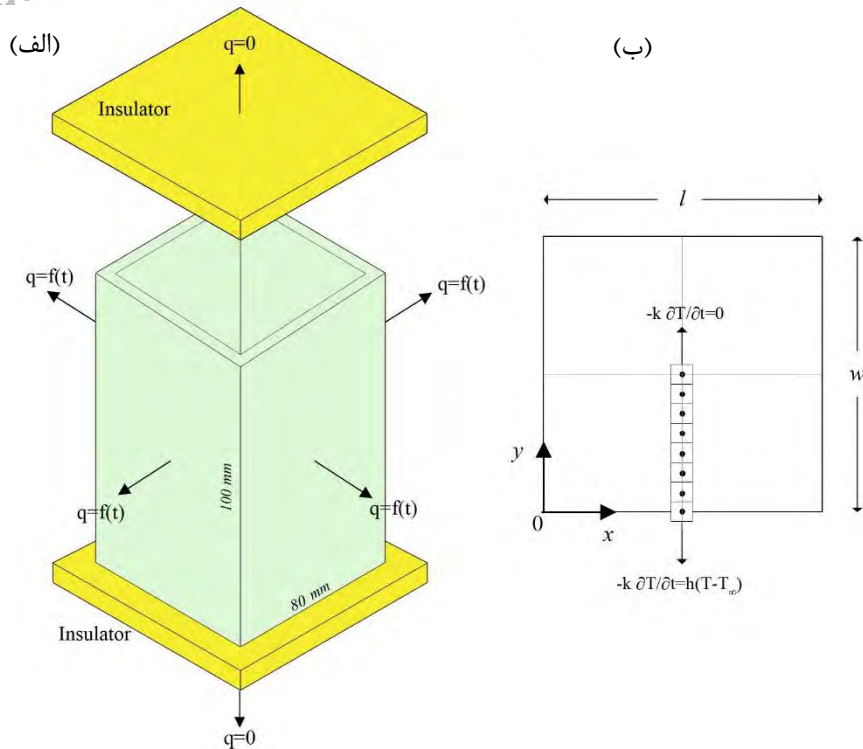
۲-۱- مواد

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

^۲ Rigidity temperature

^۱ Coherency temperature



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

$$f_s = \begin{cases} 0 & T_{liq} < T_f \\ 1 - \left(\frac{T - T_f}{T_{liq} - T_f} \right)^{\frac{1}{k_0 - 1}} & T_{liq} \leq T \leq T_{sol} \\ 1 & T < T_{sol} \end{cases} \quad (3)$$

در معادله‌ی فوق، T_f دمای ذوب آلومینیم خالص است و سایر پارامترها در جدول (۱) معرفی شده‌اند. همان‌طور که معادله‌ی (۳) نشان می‌دهد، 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 می‌شود [۱۱-۱۴]:

$$S = \rho L \frac{\partial f_s}{\partial T} \times \frac{\partial T}{\partial t} \quad (4)$$

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

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} = k \left(\frac{\partial^2 T}{\partial y^2} \right) \quad (5)$$

در این معادله، ظرفیت حرارتی معادل به صورت زیر تعریف می‌شود [۱۱-۱۴]:

$$c' = c - L \frac{\partial f_s}{\partial T} \quad T_{sol} \leq T \leq T_{liq} \quad (6)$$

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

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

در معادله فوق، t زمان (بر حسب s)، y مسافت روی محور مختصات (بر حسب m)، T دما (بر حسب کلوین) و S نشان‌دهنده‌ی 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 می‌تواند 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 می‌شود [۱۱-۱۴]:

$$S = \rho L \frac{\partial f_s}{\partial t} \quad (2)$$

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

Archive of SID

$$\rho = f_s \rho_s + (1 - f_s)\rho_l \quad (۱۳)$$

$$c = f_s c_s + (1 - f_s)c_l \quad (۱۴)$$

۳-۲- شرایط مرزی

شکل (۱)، محدوده‌ی انتقال حرارت را در شبیه‌سازی عددی نشان می‌دهد. همان‌طور که از روی شکل (۱) مشاهده می‌شود، l و w طول و عرض مقطع را نشان می‌دهند که در اینجا با هم برابر هستند. چنانچه مبدا مختصات در گوشه‌ی مقطع عرضی در نظر گرفته شود، می‌توان شرایط مرزی را به صورت زیر معرفی نمود:

$$y = 0, \quad x = \frac{l}{2}, \quad -k \frac{\partial T}{\partial t} = h(T - T_{\infty}) \quad (۱۵)$$

برای مرز تقارن در محدوده‌ی محاسباتی شرایط آدیاباتیک برقرار است:

$$y = \frac{w}{2}, \quad x = \frac{l}{2}, \quad -k \frac{\partial T}{\partial t} = 0 \quad (۱۶)$$

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

$$t = 0, \quad T = T_{pour} \quad (۱۷)$$

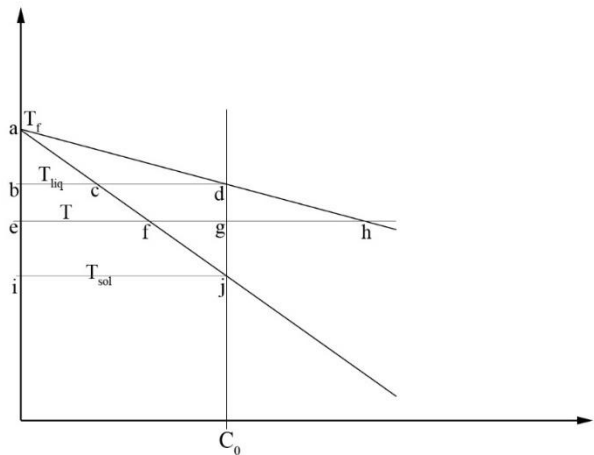
در معادلات فوق، T_{∞} دمای محیط، T_{pour} دمای ریخته‌گری و h ضریب انتقال حرارت جابجایی (بر حسب W/m^2) است. شدت خنک‌کنندگی قطعه در حین انجماد، توسط پارامتر h تعیین می‌شود. برای یافتن مقدار h همان‌طور که در مرجع [۱۵] نشان داده شده است، از انطباق دمای اندازه‌گیری شده و شبیه‌سازی شده استفاده شد. به این صورت که با استفاده از ترموکوپل نوع k دماهای مرکز و ۵ میلی‌متر زیر سطح (در حین انجماد) اندازه‌گیری شد. سپس با مقایسه‌ی دمای اندازه‌گیری شده و شبیه‌سازی شده بهترین h که توسط آن انطباق کامل‌تری بین این دو دما ایجاد می‌شود، تعیین شد. شکل (۳) مقدار h را به صورت تابعی از زمان نشان می‌دهد.

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. گسسته‌سازی معادلات حاکم، مقادیر گام زمان و اندازه‌ی شبکه به ترتیب $\Delta t=0.000385$ و $\Delta y=0.000125$ انتخاب شدند تا علاوه بر هم‌گرایی حل عددی، جواب‌ها مستقل از اندازه‌ی شبکه نیز باشند. برای اعتبار سنجی نتایج شبیه‌سازی، از مقایسه‌ی

با توجه به معادله‌ی (۳)، دیفرانسیل کسر جامد نسبت به زمان به صورت زیر نوشته می‌شود:

$$\frac{\partial f_s}{\partial T} = -\frac{1}{k_0-1} \left(\frac{1}{T_{liq}-T_f} \right) \left(\frac{T-T_f}{T_{liq}-T_f} \right)^{\frac{2-k_0}{k_0-1}} \quad (۷)$$

در معادلات فوق، ضریب تقسیم تعادلی (k_0) 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_0 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

$$\Delta aif \sim \Delta aef \rightarrow \frac{ef}{ij} = \frac{ae}{ai} \rightarrow \frac{c_s}{c_0} = \frac{T_f - T}{T_f - T_{sol}} \quad (۸)$$

$$\Delta aeh \sim \Delta dgh \rightarrow \frac{gh}{eh} = \frac{dg}{ae} \rightarrow \frac{c_l - c_0}{c_l} = \frac{T_{liq} - T}{T_f - T} \quad (۹)$$

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

$$\frac{c_0}{c_l} = \frac{T_f - T - T_{liq} + T}{T_f - T} \rightarrow \frac{c_l}{c_0} = \frac{T_f - T}{T_f - T_{liq}} \quad (۱۰)$$

اگر معادله‌ی (۸) بر معادله‌ی (۱۰) تقسیم شود، رابطه‌ی ضریب تقسیم تعادلی (k_0) به دست می‌آید.

$$\frac{c_s}{c_0} = \frac{T_f - T}{T_f - T_{sol}} \rightarrow \frac{c_s}{c_l} = \frac{T_f - T_{liq}}{T_f - T_{sol}} = k_0 \quad (۱۱)$$

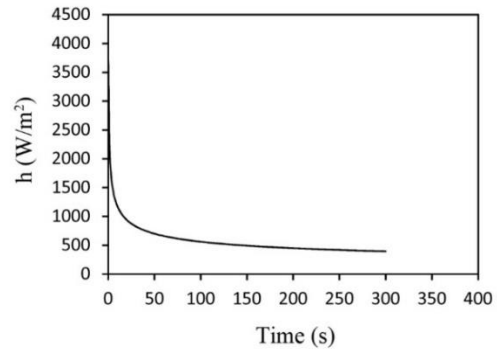
در نهایت هر کدام از خواص k ، ρ و c برای منطقه خمیری به صورت زیر نوشته می‌شود [۱۴]:

$$k = f_s k_s + (1 - f_s)k_l \quad (۱۲)$$

قطعه)) را برای هر سه نمونه نشان می‌دهد. در شکل (۴-الف) توزیع دمای شبیه‌سازی شده در سطح و ۲۰ mm زیر سطح با توزیع دمای اندازه‌گیری شده مقایسه شده است. همانطور که ملاحظه می‌شود، انطباق خوبی بین داده‌های اندازه‌گیری شده و داده‌های شبیه‌سازی شده وجود دارد و این مقایسه اعتبار و صحت نتایج شبیه‌سازی را تایید می‌کند. لازم به ذکر است که اختلاف ناچیزی که در این مقایسه دیده می‌شود می‌تواند ناشی از این واقعیت باشد که اندازه‌گیری‌ها دقیقاً در محل ذکر شده انجام نشده است و در عمل ممکن است تا ۲ mm نیز خطا وجود داشته باشد.

نتایج شبیه‌سازی نشان می‌دهد که رفتار کلی تغییرات دما با زمان برای تمامی نمونه‌ها (با محدوده دمایی ناحیه‌ی خمیری) مشابه است؛ یعنی اینکه با دور شدن از سطح و نزدیک شدن به مرکز نمونه سرعت سرد شدن کاهش می‌یابد که میزان این کاهش به فاصله از سطح و درصد وزنی آهن بستگی دارد. همان‌طور که از شکل (۴-ب) مشاهده می‌شود، در یک درصد آهن ثابت با افزایش فاصله از سطح، طول قسمت افقی نمودار افزایش می‌یابد؛ به گونه‌ای که ناحیه‌ی افقی روی نمودار سطح و یا نزدیک به سطح به قدری کوتاه است که دیده نمی‌شود.

داده‌های شبیه‌سازی شده با داده‌های اندازه‌گیری شده استفاده شد. به این منظور، داده‌های شبیه‌سازی و تجربی مربوط به دماهای سطح و ۲۰ میلی‌متر زیر سطح با یکدیگر مقایسه شدند که نتیجه‌ی این اعتبار سنجی در شکل (۴) نشان داده شده است.

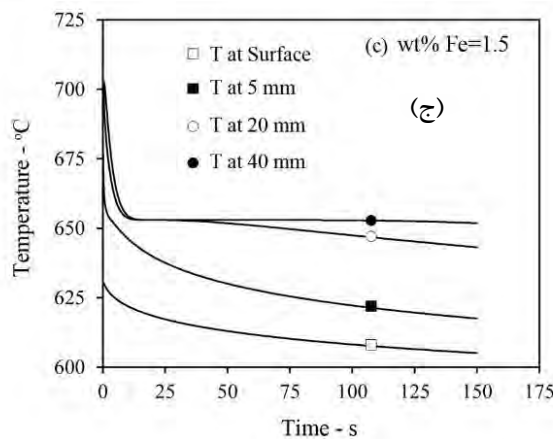
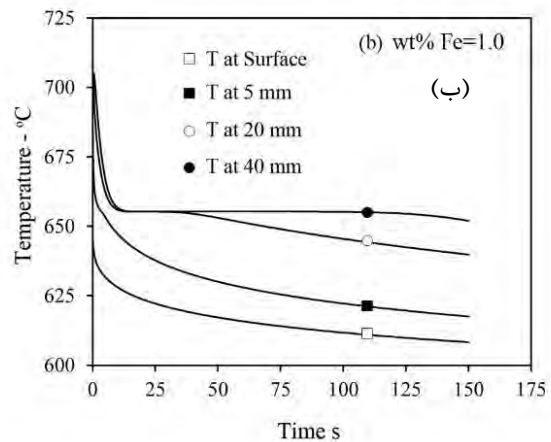
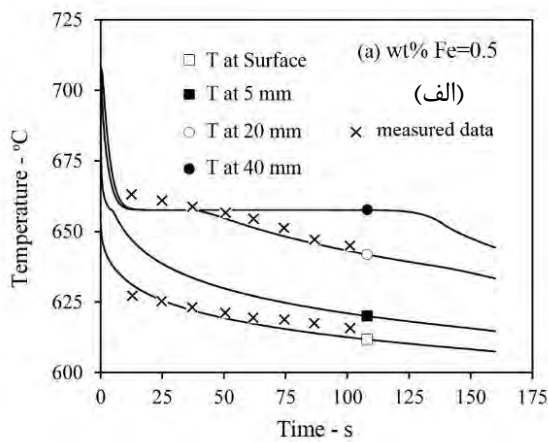


شکل ۳- شدت خنک‌کاری استفاده شده در شبیه‌سازی به صورت تابعی از زمان

۳- نتایج و بحث

۳-۱- تحلیل توزیع دما

شکل (۴)، نتایج شبیه‌سازی درباره‌ی نمودار سرد شدن سطح و فواصل مختلف از سطح (۵ mm، ۲۰ mm و ۴۰ mm) (مرکز



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

Archive of SID

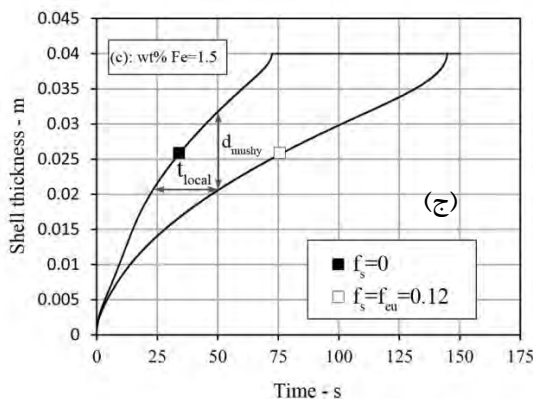
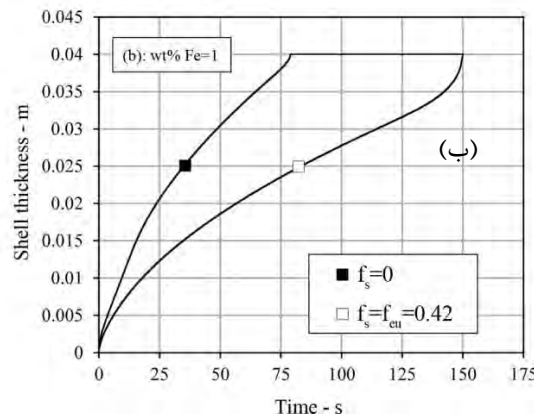
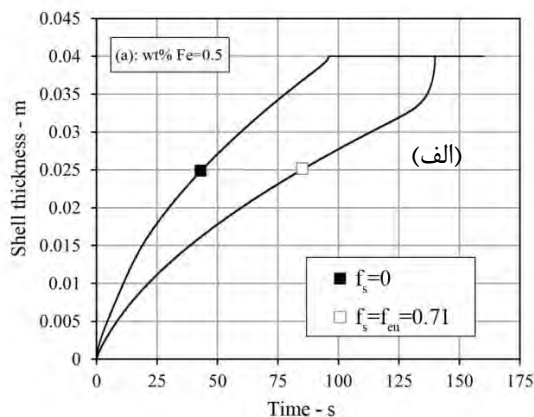
استفاده از قانون اهرم غیرتعدالی (قانون شیل) مقدار f_{eu} برای آلیاژهای حاوی ۰/۵، ۱ و ۱/۵ درصد آهن محاسبه شد که به ترتیب برابر با ۰/۷۱، ۰/۴۲ و ۰/۱۲ است. به عبارت دیگر، کسر مذابی که در این آلیاژها به صورت یوتکتیک منجمد می‌شود به ترتیب برابر با ۰/۲۹، ۰/۵۸ و ۰/۸۸ است. همان‌طور که شکل (۵) نشان می‌دهد، با افزایش زمان ضخامت پوسته‌ی منجمد شده زیاد می‌شود ولی سرعت تغییرات آن به طور قابل ملاحظه‌ای به مقدار آهن (یا به عبارتی به محدوده دمایی ناحیه‌ی خمیری) بستگی دارد.

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، علی‌رغم اینکه محدوده دمایی ناحیه‌ی خمیری در این سه آلیاژ به طور قابل ملاحظه‌ای با یکدیگر متفاوت است، ولی زمان پایان انجماد پرویوتکتیک برای هر سه آلیاژ تفاوت معنی داری ندارد.

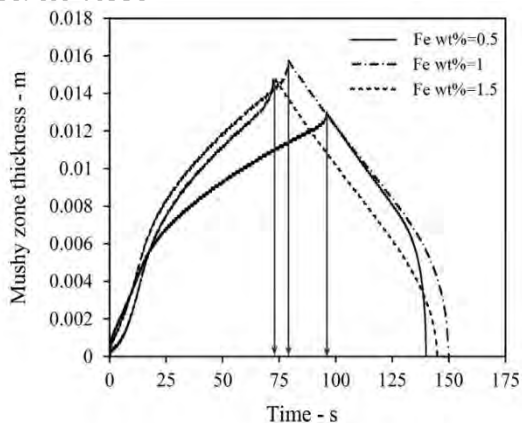
نکته‌ی حائز اهمیت این است که در یک فاصله‌ی ثابت از سطح، طول قسمت افقی تابع درصد وزنی آهن است به طوری که در نمونه‌ی حاوی ۱/۵ درصد آهن (شکل ۴-ج)، کاهش دما در مرکز نمونه به سختی قابل تشخیص است. این رفتارها برای همین آلیاژها توسط سایر محققین نیز [۸] به دو روش شبیه‌سازی عددی و اندازه‌گیری تجربی گزارش شده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

۲-۳- تحلیل رشد پوسته

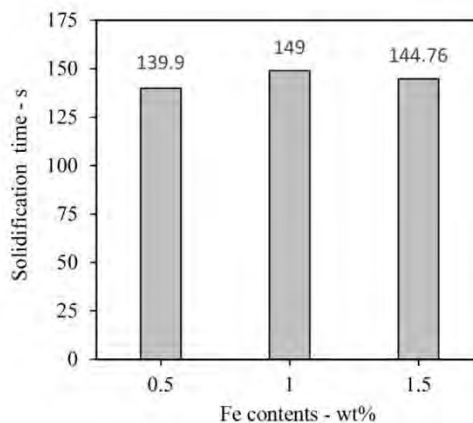
شکل (۵)، تغییرات ضخامت پوسته‌ی منجمد شده با زمان را برای هر سه آلیاژ نشان می‌دهد. ضخامت پوسته‌ی منجمد شده عبارت است از فاصله‌ی سطح قطعه تا فصل مشترک مذاب/جامد. بسته به اینکه فصل مشترک مذاب/جامد در کدام کسر جامد در نظر گرفته شود، ضخامت پوسته منجمد شده می‌تواند متفاوت باشد. در شکل (۵)، ضخامت پوسته‌ی منجمد شده منطبق بر $f_s=0$ (یعنی منطبق با دمای لیکوئیدوس) و $f_s=f_{eu}$ (یعنی منطبق با دمای یوتکتیک) نشان داده شده است. عبارت f_{eu} نشان دهنده‌ی کسر جامد پرویوتکتیک در دمای یوتکتیک است. با



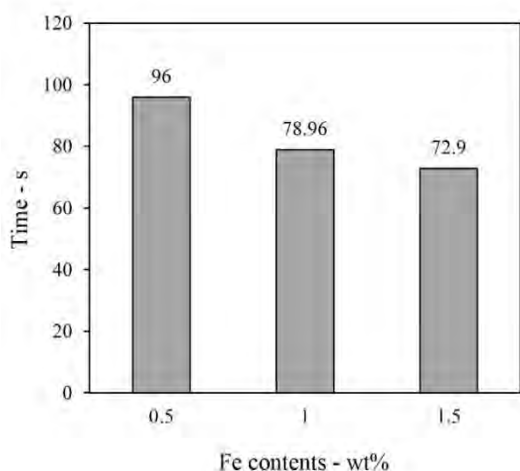
شکل ۵- تغییرات ضخامت پوسته‌ی منجمد شده با زمان برای آلیاژهای مختلف



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



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



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

۳-۳- بررسی تشکیل ترک گرم

همان‌طور که در مقدمه نیز ذکر شد، ترک گرم در ناحیه خمیری، جایی که آخرین مذاب منجمد می‌شود، شکل می‌گیرد. در آلیاژهایی که دارای مذاب یوتکتیک هستند، آخرین مذاب منجمد شده همان مذاب یوتکتیک است. در این باره در مراجع متعددی مانند [۱۶-۱۸] بیان شده است که با افزایش مقدار مذاب یوتکتیک (یا کاهش محدوده دمایی ناحیه خمیری) حساسیت به ترک گرم کاهش می‌یابد. در واقع علت کاهش حساسیت به ترک گرم، عدم تشکیل آن نیست؛ بلکه ترک گرم ایجاد می‌شود ولی با مذاب یوتکتیک پر می‌شود [۱۹]. بنابراین بهتر است این گونه بیان شود که با افزایش مقدار مذاب یوتکتیک حساسیت به تشکیل ترک‌های باز کاهش می‌یابد. در این ارتباط لازم است ذکر شود که دو نوع ترک گرم را می‌توان نام برد [۲۰]:

- ۱- ترک گرم باز، ۲- ترک گرم جدایشی یا پر شده. ترک گرم باز همان است که در عرف نیز ترک نامیده می‌شود؛ یعنی یک شکاف

تغییرات ضخامت ناحیه خمیری در انجماد پرویوتکتیک (d_{mushy}) در شکل (۷) نشان داده شده است. ضخامت ناحیه 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.

همان‌طور که شکل (۷) نشان می‌دهد، در طول انجماد پرویوتکتیک ابتدا ضخامت ناحیه خمیری زیاد شده و سپس کم می‌شود. علت افزایش ضخامت ناحیه 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 خمیری این است که رشد ایزوترم لیکوئیدوس با رسیدن به مرکز قالب متوقف می‌شود در حالی که ایزوترم یوتکتیک به رشد خود ادامه می‌دهد. بیشترین ضخامت ناحیه خمیری (نقطه بیشینه روی نمودارهای شکل (۷)) مربوط به زمانی است که دمای مرکز قطعه به دمای لیکوئیدوس می‌رسد. همان‌طور که شکل (۷) نشان می‌دهد، مقدار آهن تاثیر کمی بر بیشترین ضخامت ناحیه خمیری دارد.

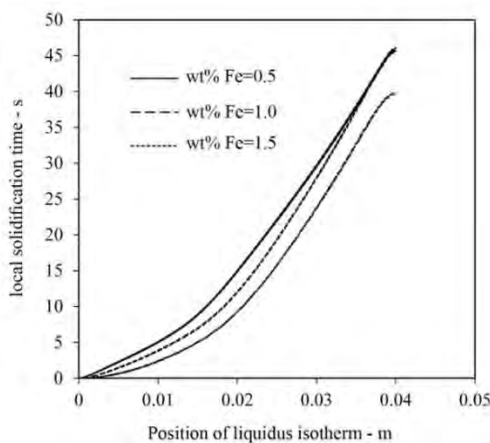
زمان رسیدن به بیشترین مقدار ضخامت ناحیه خمیری را می‌توان با استفاده از شکل (۷) به دست آورد که با فلش روی این شکل نمایش داده شده است. تغییرات این کمیت برای هر سه آلیاژ در شکل (۸) نشان داده شده است. همان‌طور که ملاحظه می‌شود، با افزایش مقدار آهن زمان رسیدن به بیشترین ضخامت ناحیه خمیری کاهش می‌یابد. زیرا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

Archive of SID

درصد آهن پتانسیل تشکیل ترک گرم پر شده در مرحله اول انجماد را خواهند داشت زیرا کسر جامد آن‌ها بیشتر از ۰/۲۵ 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 ۰/۲۵ 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 نمی‌شود و لازم است ساختار قطعات در انجماد غیر تعادلی مورد بررسی قرار گیرد. با بررسی سرعت سرد شدن موضعی در حین انجماد می‌توان تشخیص داد که انجماد تا چه اندازه‌ای به صورت غیر تعادلی انجام می‌شود. در این تحقیق، برای محاسبه‌ی سرعت سرد شدن موضعی از رابطه‌ی زیر استفاده شد [۲۲]:

$$CR_{local} = \frac{T_{liq} - T_{sol}}{t_{local}} \quad (18)$$

در رابطه‌ی فوق، CR_{local} سرعت سرد شدن موضعی و t_{local} زمان موضعی انجماد است. زمان موضعی انجماد را می‌توان با استفاده از شکل (۵) محاسبه نمود؛ یعنی زمانی که طول می‌کشد تا دمای ناحیه‌ی خمیری پرویوتکتیک از لیکوئیدوس به دمای یوتکتیک کاهش یابد. زمان موضعی انجماد بر حسب موقعیت خط لیکوئیدوس در شکل (۹) نشان داده شده است. لازم به توضیح است که موقعیت خط لیکوئیدوس (یعنی دمای شروع انجماد) از سطح نمونه شروع می‌شود و با نرخ‌ی که در شکل (۵) مشاهده می‌شود تا مرکز نمونه رشد می‌کند. لذا می‌توان موقعیت خط لیکوئیدوس را به عنوان فاصله از سطح نیز در نظر گرفت. همان‌طور که از شکل (۹) ملاحظه می‌شود، با دور شدن از سطح نمونه زمان موضعی انجماد زیاد می‌شود؛ دلیل این پدیده برمی‌گردد به افزایش ضخامت ناحیه‌ی خمیری (طبق شکل (۷)). به همین دلیل (بر اساس معادله‌ی (۱۸)) سرعت سرد شدن باید کم شود.



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

با فضای خالی. ترک گرم جدایشی یا پر شده را با یک بیان ساده می‌توان 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 نمی‌توان 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 می‌شود. این مورد مخصوصاً در شمش‌هایی که جهت نورد تولید شده‌اند، گزارش شده است [۲۱]. اگر چه این مسئله برای آلیاژهای یوتکتیک کمتر مشاهده شده است، ولی می‌تواند 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 ایجاد کند.

در این تحقیق، حساسیت به ترک گرم در دو مرحله از انجماد مورد بررسی قرار می‌گیرد. 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 می‌توان 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 می‌آید که مرزدانه‌های اولیه تشکیل شده باشد. به عبارت دیگر، ترک گرم زمانی به وجود می‌آید که شبکه‌ی پیوسته‌ی ای از جامد تشکیل شود و آخرین مذاب در این شبکه منجمد گردد. همان‌طور که در مقدمه نیز ذکر شد، در کسر جامد مابین ۰/۲۵ الی ۰/۶ (یعنی در دمای چسبندگی) دانه‌های اولیه شروع به اتصال به یکدیگر می‌کنند؛ همچنین بسته به ترکیب شیمیایی و شرایط خنک کاری، در کسر جامد حدود ۰/۸ الی ۰/۹۵ (یعنی دمای صلبیت) شبکه پیوسته‌ی ای از دانه‌ها شکل می‌گیرد [۵]. در بین دمای چسبندگی و دمای صلبیت ترک پر شده تشکیل می‌شود [۴]؛ زیرا در بین این دو دما مقدار قابل توجهی مذاب در اطراف ترک وجود دارد. به عبارت دیگر، تشکیل ترک گرم پر شده می‌تواند در بازه‌ی کسر جامد ۰/۲۵ الی ۰/۹۵ تشکیل شود.

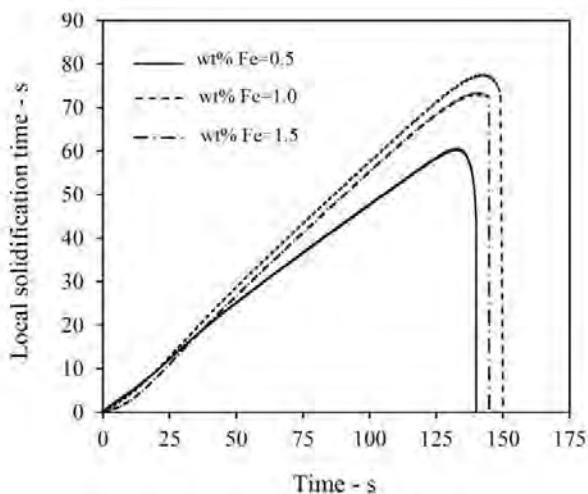
کسر جامد تعادلی پرویوتکتیک در آلیاژهای حاوی ۰/۵، ۰/۱۰ و ۱/۵ درصد آهن به ترتیب ۰/۷۱، ۰/۴۲ و ۰/۱۲ است. لذا چنانچه انجماد به صورت تعادلی انجام شود، آلیاژهای حاوی ۰/۵ و ۱/۰

۳-۶- تاثیر آهن بر حساسیت به ترک گرم پر شده:

بر اساس مکانیزم‌ها و مدل‌های حاکم بر ترک گرم [۴،۲]، می‌توان گفت وجود منطقه‌ی خمیری بزرگ به همراه زمان موضعی انجماد (t_{local}) زیاد، تمایل به تشکیل ترک گرم پر شده را افزایش می‌دهد. بنابراین می‌توان حاصل ضرب ضخامت ناحیه‌ی خمیری در زمان موضعی انجماد را به عنوان شاخصی که به طور هم‌زمان تاثیر این دو متغیر را نشان می‌دهد، 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 (d) (ضخامت قطعه از سطح تا مرکز) در زمان کل انجماد (t_{total}) تقسیم می‌شود. لذا شاخص ترک گرم پر شده را می‌توان به صورت زیر تعریف کرد:

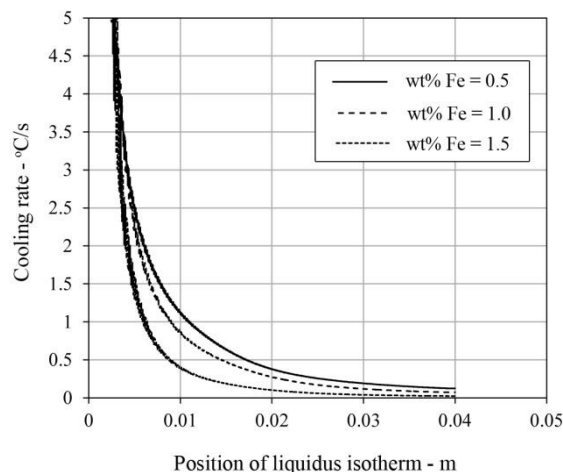
$$HTI = \frac{d_{mushy} \times t_{local}}{d \times t_{total}} \quad (19)$$

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 (t_{total}) زمانی است که طول می‌کشد تا دمای مرکز قطعه به دمای یوتکتیک برسد که در شکل (۶) نشان داده شده است. همان‌طور که قبلاً نیز توضیح داده شد، ضخامت ناحیه‌ی خمیری (d_{mushy}) برابر است با اختلاف ضخامت پوسته‌ی منجمد شده‌ی منطبق بر دمای لیکوئیدوس با ضخامت پوسته‌ی منجمد شده‌ی منطبق با دمای یوتکتیک (شکل (۵) ملاحظه شود). همچنین زمان موضعی انجماد برابر است با زمانی که طول می‌کشد تا درمای منطقه‌ی خمیری از لیکوئیدوس 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 ۱۱- تغییرات زمان موضعی انجماد با زمان

شکل (۱۰) تغییرات سرعت سرد شدن موضعی را از سطح تا مرکز نمونه‌ها نشان می‌دهد. همان‌طور که ملاحظه می‌شود، سرعت سرد شدن برای هر سه آلیاژ در نزدیک سطح بیشتر از 5°C/s است که با دور شدن از سطح و رسیدن به مرکز کمتر از 0.2°C/s کاهش می‌یابد. این رفتار نشان می‌دهد که انجماد قطعه در حوالی مرکز نزدیک به انجماد تعادلی است و با نزدیک تر شدن به سطح، انجماد غیر تعادلی تر می‌شود.



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 لیکوئیدوس به مرکز قطعه رسیده و از این به بعد ضخامت ناحیه‌ی خمیری کاهش می‌یابد. 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 حاوی ۱/۵ درصد آهن 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

۲- در هر سه آلیاژ سرعت سرد شدن در نزدیکی سطح زیاد بوده و سرد شدن به صورت غیر تعادلی انجام می‌شود ولی با یک شیب زیاد سرعت سرد شدن کاهش می‌یابد به طوری که در نیمه‌ی عرض قالب سرعت سرد شدن به کمتر از 0.5°C/s می‌رسد.

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 می‌شود. در مرحله اول، ضخامت ناحیه‌ی خمیری زیاد می‌شود و در مرحله دوم، ضخامت ناحیه‌ی خمیری کاهش می‌یابد. با کاهش محدوده دمایی ناحیه‌ی خمیری (یا افزایش درصد آهن) زمان مرحله‌ی اول انجماد نیز کاهش می‌یابد، ولی زمان مرحله‌ی دوم انجماد مستقل از محدوده دمایی ناحیه‌ی خمیری است.

۴- ترک گرم پر شده (ترکی که با مذاب یوتکتیک پر شده است) زمانی تشکیل می‌شود که شبکه‌ی پیوسته‌ی ای از جامد پرویوتکتیک وجود داشته باشد. با فرض اینکه این شبکه‌ی جامد پیوسته در کسر جامدهای بیشتر از 0.25 تشکیل می‌شود، هر سه آلیاژ در مرحله‌ی اول انجماد در نزدیکی سطح قطعه که انجماد به صورت غیر تعادلی 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 Al-1.5wt\%Fe کمتر از 0.25 بوده و حساس به ترک گرم پر شده نیست.

۵- در این تحقیق، بر اساس اندازه‌ی منطقه‌ی خمیری 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 مرحله‌ی اول انجماد مربوط به آلیاژهای 1 و 1.5 درصد آهن است. همچنین در مرحله‌ی دوم انجماد، تمایل به تشکیل ترک گرم در آلیاژ حاوی 1 درصد وزنی آهن از 0.5 درصد وزنی آهن بیشتر است.

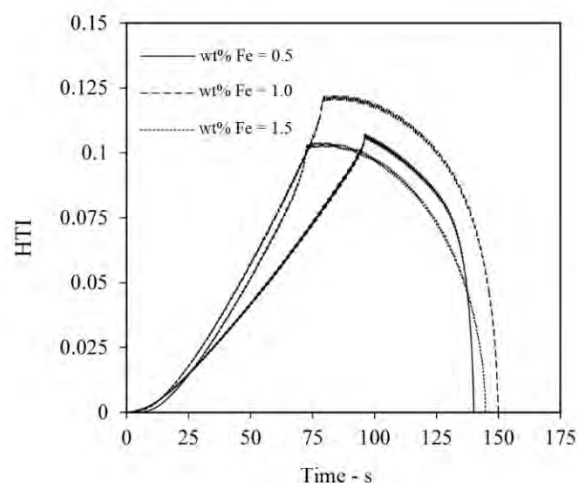
تشکر و قدردانی

نویسنده‌ی این مقاله از مسئولین دانشگاه میبد به خاطر اینکه امکان انجام این تحقیق را فراهم آورده‌اند، کمال قدردانی را به عمل می‌آورد.

مراجع

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

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 می‌شود و از آن به بعد حساسیت کاهش می‌یابد. همان‌طور که ملاحظه می‌شود، در چند ثانیه‌ی اول انجماد (یعنی تا قبل از 30 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 0.5 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 1 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 پیوسته‌ی ای از جامد قبل از انجماد یوتکتیک تشکیل شده باشد.



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

نتیجه‌گیری

در این تحقیق از نتایج شبیه‌سازی استفاده شد و تمایل به ترک گرم در سه آلیاژ مختلف Al-Fe (حاوی 0.5 ، 1 و 1.5 درصد وزنی آهن) مورد ارزیابی قرار گرفت و به طور خلاصه نتایج زیر حاصل شد:

۱- علی‌رغم 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

- 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., Suyitno, 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.
- [7] Alizadeh M., Study on hot tearing tendency during 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., O'Reilly 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



IRANIAN FOUNDRYMEN'S
SOCIETY

Founding Research Journal

Research Paper:

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

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 peritectic 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 peritectic 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 and Al-1.5wt%Fe alloys. At the second stage of solidification, the most sensitivity was related to Al-1wt%Fe alloy.

Keywords:

Al-Fe,
Eutectic,
Hot tear,
Solidification,
Simulation.

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