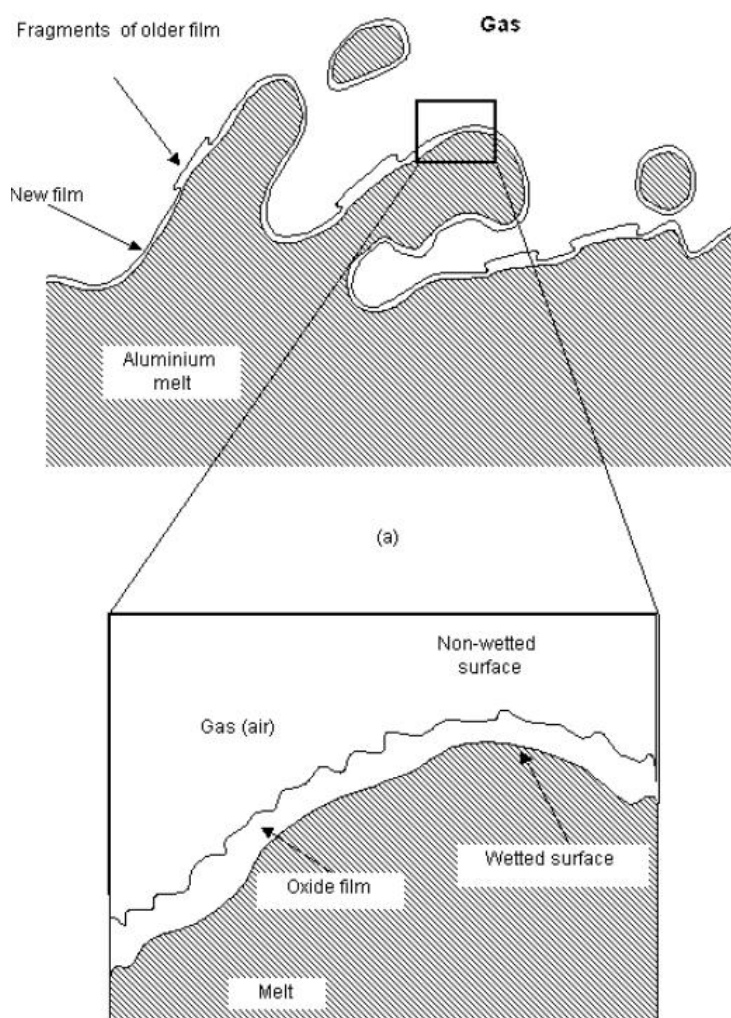


فصل اول

عوامل مهم بر ایجاد فیلم اکسیدی در مذاب آلیاژهای آلومینیوم

در شکل 1 اگرچه سطح خارجی لایه اکسیدی خشک بوده و در مجاورت هوا قرار دارد ، اما این لایه از پایین با مذاب در تماس اتمی است. وقتی این لایه تا می خورد و به داخل مذاب می رود فصل مشترک داخلی مشابه یک ترک رفتار می کند اما سطوح خارجی در تماس خوب اتمی با مذاب هستند. این موضوع برای درک رسوب گذاری روی سطح خیس خارجی مهم است. [1,4,5]



شکل 1: ایجاد تلاطم در سطح مذاب و چین خوردن اکسید سطحی و فرو رفتن به داخل مذاب [2,3]

باید بدانیم که هر فیلم اکسیدی که وارد مذاب می شود بصورت دولایه است و هیچگاه به شکل یک لایه نمیتواند وارد مذاب شود چون به هنگام ورود به مذاب تشکیل یک حلقه بسته می دهد. [4]

عیوب ناشی از ورود لایه اکسیدی به داخل مذاب شامل فیلم اکسیدی دو لایه ، آخال و حباب است. وقتی که لایه اکسیدی حلقه می زند در داخل آن هوا به دام می افتد که آنرا حباب گویند. آخال ها هم به هنگام ورود به مذاب از لایه اکسید سطحی رد شده و آنرا به داخل می کشانند. غالباً در هنگام حلقه زدن لایه اکسیدی و ورود به داخل مذاب ، ماسه و آخال خارجی نیز در آن به دام می افتد. [4]

1-1) سرعت بحرانی :

سرعت بحرانی ورود مذاب به قالب از ایجاد بالانس بین نیروی مقاومت کننده در برابر تلاطم و تنش سطحی بدست می آید. [4,18]

$$1) v = \left\{ 2^2 \sqrt{\frac{\gamma}{\rho \cdot r}} \right\}$$

Or

$$2) v = \left\{ 2^4 \sqrt{\frac{\gamma \cdot g}{\rho}} \right\}$$

در این رابطه :

γ کشش سطحی مذاب : N.m

ρ دانسیته مذاب : $\frac{kg}{m^3}$

g شتاب گرانشی زمین : $\frac{m}{sec^2}$

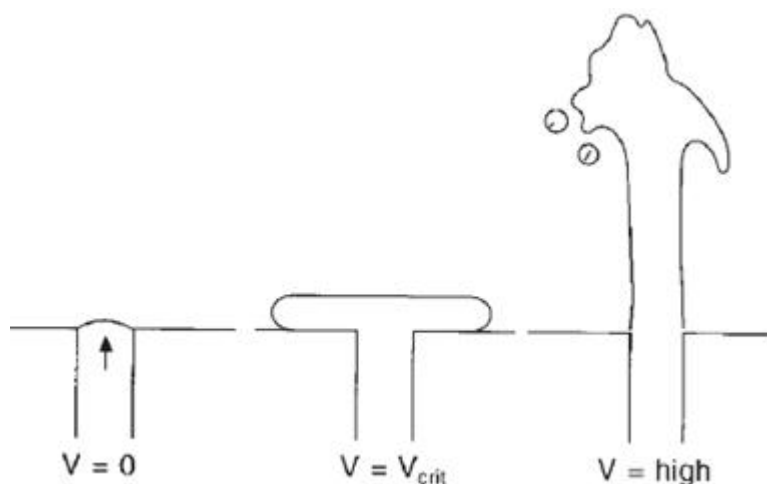
r شعاع هلاله جبهه مذاب

آلیاژ	سرعت بحرانی
چدن و فولاد	0.4 m/sec
آلومینیوم	0.5 m/sec
منیزیم	0.55 m/sec
مس	0.4 m/sec

در سرعت های فوق نیروی کشش سطحی مذاب برابر با نیروی اعمالی از داخل مذاب به سطح برای ایجاد تلاطم است. در سرعت های بیشتر از سرعت بحرانی اکسید سطحی به درون مذاب وارد می شود. [4]

زمانیکه سرعت ورود مذاب به داخل قالب کمتر از میزان بحرانی است کشش سطحی مذاب باعث می شود تا مذاب با شکل مشخصی وارد قالب شود و دچار بی نظمی و تلاطم نشود و این کشش سطحی در تعادل است با فشاری که بر روی مذاب وارد می شود و تمایل به پخش کردن مذاب بر روی سطح دارد. به این نوع پخش شدن در اصطلاح سیسیسیل و به ورود مذاب به صورت جهنده گلیسیل گویند.

در سرعت های کمتر از سرعت بحرانی شکل جت مذاب ورودی به قالب به شکل لایه ای است و با افزایش سرعت مذاب قارچی شکل و در سرعت های بالاتر به شکل فواره ای در می آید. [14,22] (شکل 2)



شکل 2: تاثیر سرعت ورود مذاب به داخل قالب بر روی شکل جت مذاب [14]

همانطور که در شکل بالا مشخص است در سرعت های بیشتر از سرعت بحرانی در دو طرف جت مذاب دو ناحیه خالی به وجود می آید و اکسید سطحی در این نواحی به دام می افتد. [22]

جالب اینجاست که در هر دو حالت (چه سرعت بیشتر از سرعت بحرانی و چه کمتر) قطعه بدون نشان دادن هیچگونه عیبی از آزمایش اشعه X و PT موفق بیرون می آید. چون فیلم اکسیدی دولایه در حالت عادی قابل دیدن نیست. در ادامه به نحوه تشخیص آن توسط تست RPT خواهیم پرداخت. [4]

1-2) ارتفاع بحرانی :

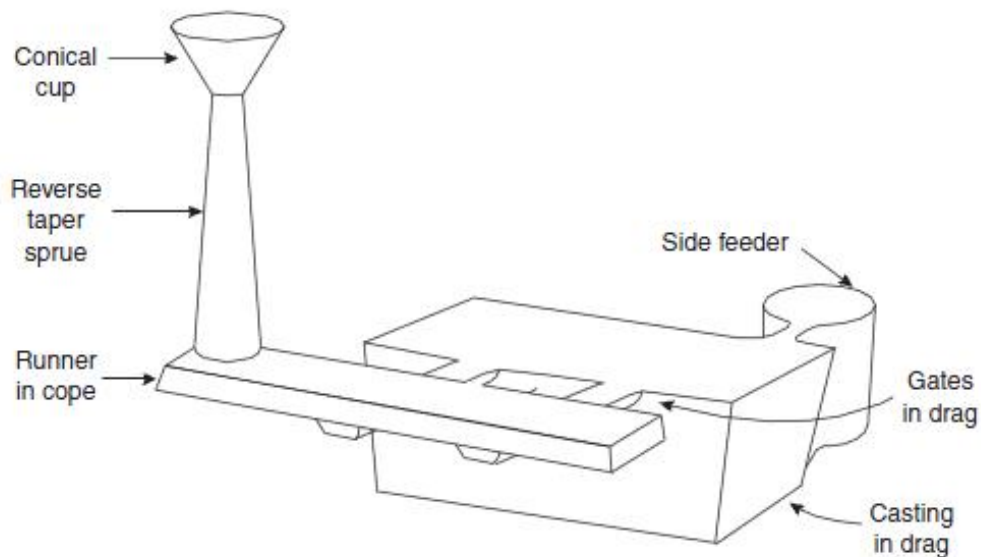
در آلیاژهای Al ارتفاع مناسب برای راهگاه بارریز جهت رسیدن سرعت مذاب به سرعت بحرانی حدود 12.5mm است. [4] در رابطه 3 ارتفاع ریزش مذاب به منظور داشتن سرعتی کمتر از سرعت بحرانی نشان داده شده است: [18]

$$3) H = \frac{v^2}{2g}$$

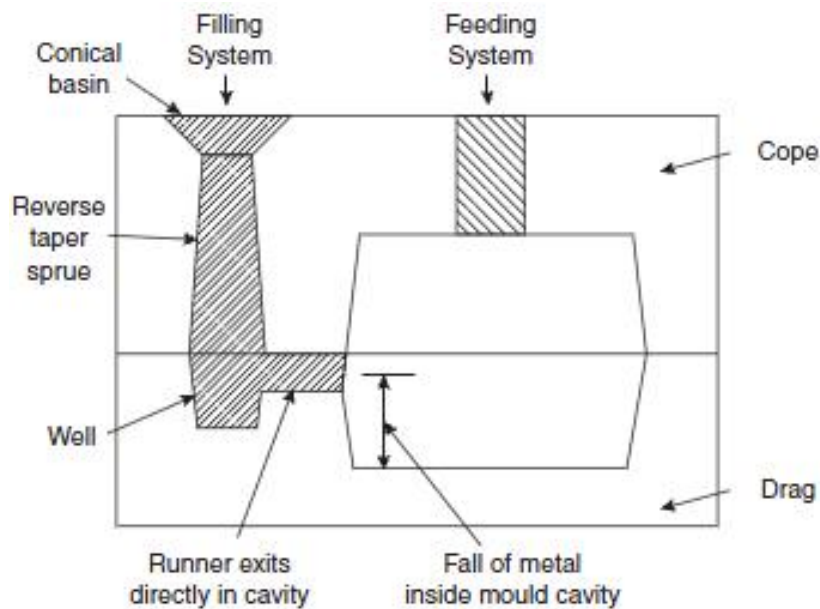
در این رابطه V سرعت بحرانی مذاب است.

1-3 روش های مختلف ریخته گری :

1-3-1 ریخته گری از بالا : ریختن مذاب به داخل قالب با تلاطم کنترل نشونده بوده ، بطوریکه فیلم اکسیدی تشکیل شده بر روی سطح مذاب در داخل مذاب به دام بیفتد. [14] (شکل 3 و 4)



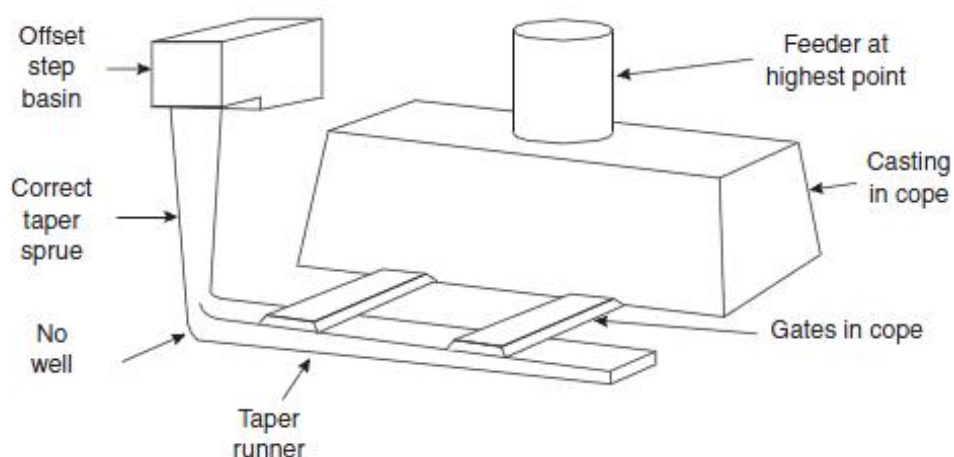
شکل 3: ریخته گری از بالا [14]



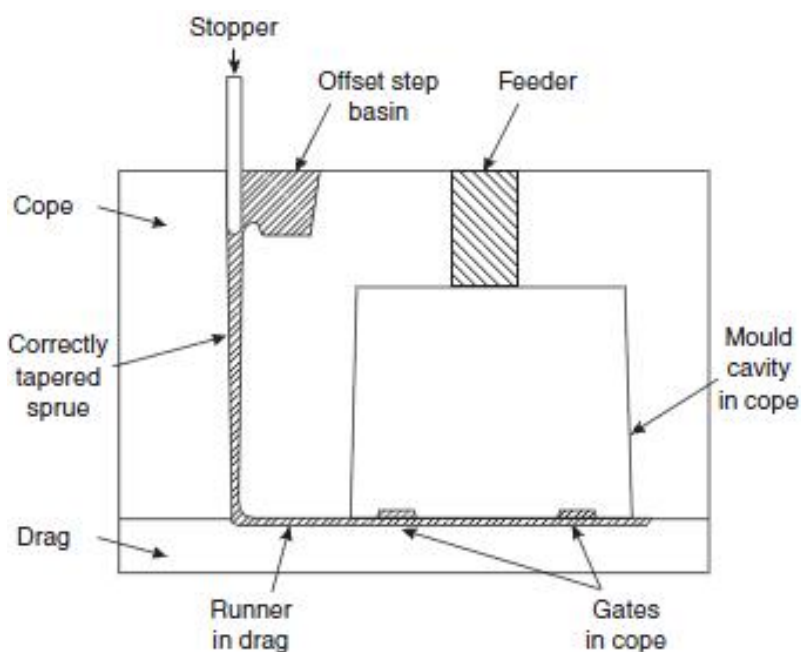
شکل 4: نمایی دیگر از روش ریخته گری از بالا [14]

1-3-2) سیستم راهگاهی کف ریز

در این سیستم مذاب را از پایین ترین قسمت وارد قالب می کنند. گاهی اوقات قطعه شکل پیچیده ای دارد و چندین نقطه در پایین ترین سطح قرار دارند. در این حالت باید مذاب از همه این نقاط بطور همزمان وارد شود. در غیر اینصورت مذاب به نقاط پایین تر سرازیر می شود و ارتفاع سقوط مذاب از حالت بحرانی فراتر می رود. [14] (شکل 5 و 6)



شکل 5: قالب با سیستم راهگاهی کف ریز [14]



شکل 6: نمایی دیگر از سیستم راهگاهی کف ریز [14]

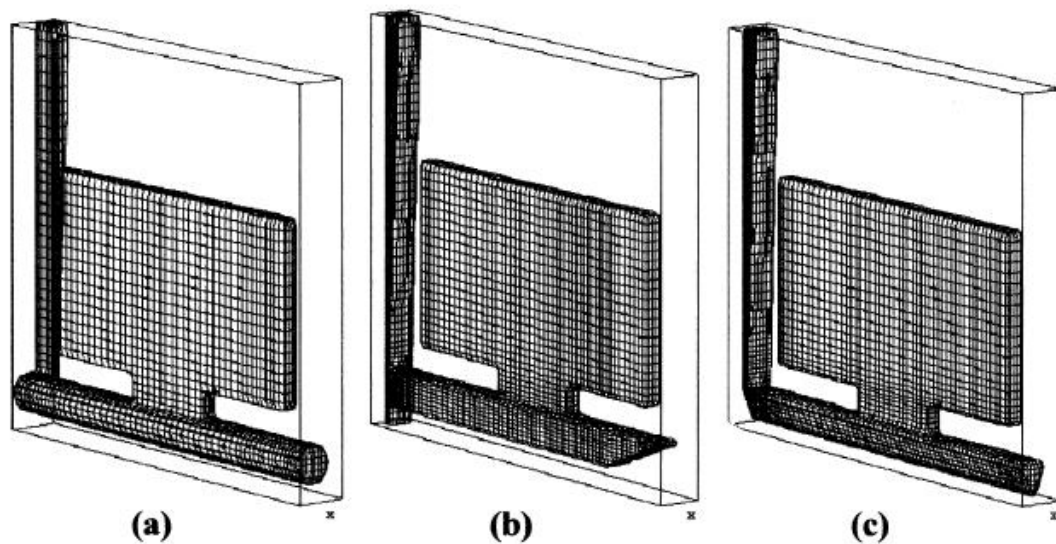
با اینکه ایجاد عیوب در ریخته گری از بالا بیشتر است اما تمایلات صنعتی بیشتر متوجه این نوع ریخته گری است. علل آن عبارت است از :

- هزینه بالاتر در قالب کف ریز : مومی سازی سیستم راهگامی هزینه قالب و نصب آنرا افزایش می دهد.
- سیستم راهگامی در قالب کف ریز از قسمت های کوچکتر ساخته می شود که استفاده از موم در این قسمت ها بسیار سخت و نیاز به ظرافت دارد.
- سیستم راهگامی پس از ریخته گری باید جدا شود لذا بهره و بازدهی در قالب کف ریز پایین است.
- در قالب کف ریز هنوز بطور کامل اثبات نشده که خواص قطعه بهتر می شود. در برخی از کاربردها مانند تجهیزات ریخته گری تیغه های توربین ، این نکته حائز اهمیت است که در قطعه فیلم اکسیدی تشکیل نشود و حال آنکه نشان داده شده است که ریخته گری مذاب در خلا و حتی به همراه تلاطم باعث کاهش خواص مکانیکی قطعه نمی شود. [13]

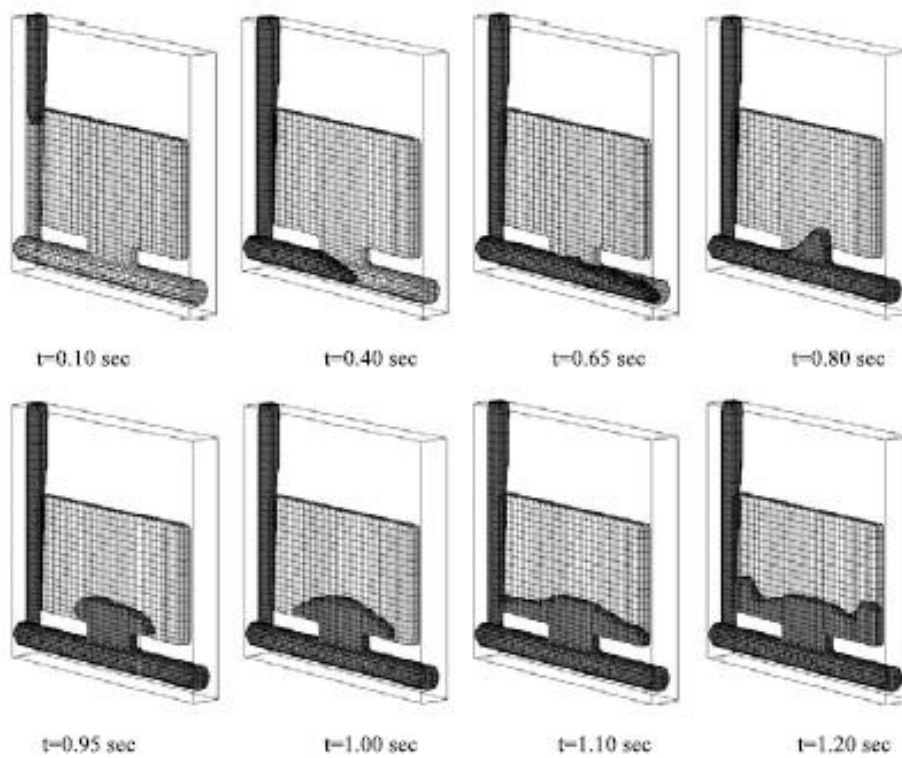
3-3-1) تاثیر مقطع راهباره بر سرعت ورود مذاب به قالب

به کمک نرم افزار مدل سازی (Computational Fluid Dynamics (CFD)) به بررسی رفتار سیال می پردازیم. شواهد نشان می دهد که سیستم انتقال گردابی مذاب (VR) توانسته سرعت ورود مذاب را تا کمتر از 0.5 m/sec برساند بی آنکه تلاطم سطحی و یا بدام افتادگی فیلم اکسیدی رخ دهد. استفاده از نازل های مستطیلی (RR) سرعت ورود مذاب را بیشتر از سرعت بحرانی می کند. در مقاطع مثلثی (TR) تلاطم فوق العاده زیاد بوده و بدترین شرایط را داریم ، و آن به این دلیل است که در قسمت باریک مقطع مثلثی سرعت مذاب بیشتر است ، از اینرو امکان پرش مذاب و تلاطم افزایش می یابد. [10] (شکل 7و8)

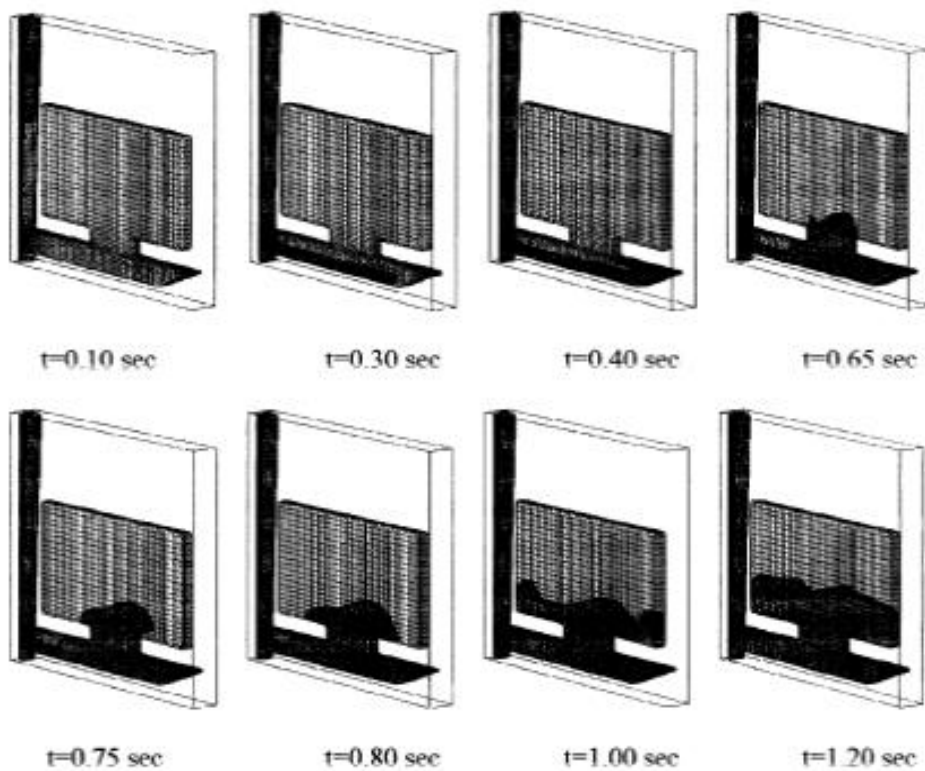
توسط نرم افزار CFD Modeling مشاهده شد که در (VR) توزیع فیلم اکسیدی بیشتر در سطح قطعه و قسمت های خارجی قطعه می باشد حال آنکه در (RR) فیلم ها در همان مکان ها ، اما با مقادیر بیشتر و در (TR) در داخل قطعه یافت می شوند. [10]



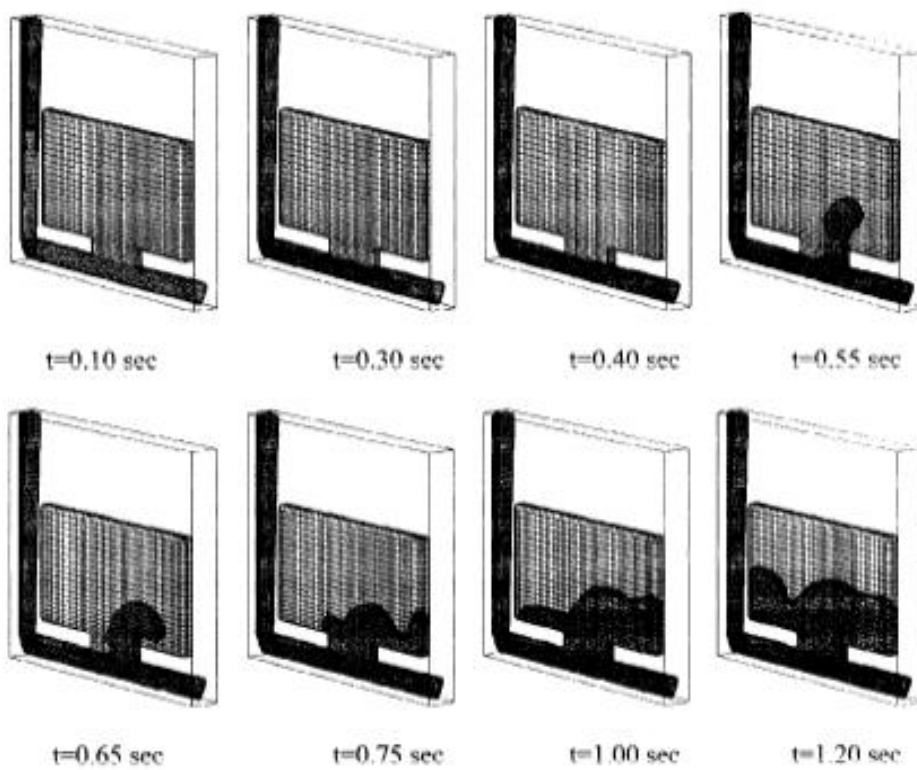
شکل 7: مقطع ورودی مذاب به قالب: (a) مقطع دایره ای (VR)، (b) مقطع مستطیلی (RR)، (c) مقطع مثلثی (TR) [10]



شکل 8-الف) نحوه ورود مذاب به داخل قالب در سیستم VR [10]



شکل 8-ب) نحوه ورود مذاب به داخل قالب در سیستم [10]RR



شکل 8-ج) نحوه ورود مذاب به داخل قالب در سیستم [10]TR

فصل دوم

اثر تقلیل فشار بر آشکار شدن فیلم های اکسیدی

2-1) آزمایش RPT :

از آنجاکه فیلم های اکسیدی داخل قطعه فوق العاده کوچک بوده و توسط آزمایش های X – Ray و PT قابل رؤیت نیستند لذا از Reduced Pressure Test (RPT) برای دیدن آنها استفاده می کنیم.

طبق رابطه $P.V = n.R.T$ در دمای ثابت و در هنگام انجماد اگر فشار هوای موجود در اطراف مذاب کم شود حجم هوای داخل فیلم اکسیدی دو لایه افزایش پیدا کرده و فیلم اکسیدی باز می شود. از این مکانیسم در آزمایش RPT استفاده می کنیم. [4] در هنگام انجماد آلیاژهای حاوی فیلم اکسیدی دو لایه هر چه فشار محیط پیرامون کمتر باشد خواص مکانیکی قطعه بدتر می شود چرا که فیلم های اکسیدی در این حالت بیشتر باز می شوند. اگر مقدار هیدروژن درون مذاب زیاد باشد به داخل فیلم اکسیدی دو لایه نفوذ کرده و به هوای داخل اکسید اضافه شده و آنرا متورم می کند ، لذا افزودن گاز به داخل مذاب فیلم اکسیدی را باز کرده و افت بیشتری در خواص ایجاد می کند. [4,7,8,12]

مکانیسم های موثر بر گسترش و بزرگتر شدن فیلم های اکسیدی :

- حضور گاز درون مذاب و فشار ناشی از آن
- فرایند های متالورژیکی مثل انقباض در حین انجماد
- فرایند های مصنوعی مثل RPT [10,12]

فیلم اکسیدی دو لایه در مراحل پایانی انجماد از یک طرف باز می شود و اینکار به منظور حفظ تطابق کرنش داخلی خود که در حین انقباض مذاب زیاد شده است انجام می شود. اگر این تنش داخلی فشاری بصورت مصنوعی و توسط RPT زیاد شود منجر به از هم باز شدن فیلم اکسیدی دوتایی می شود ، همین امر باعث تغییر مورفولوژی فیلم اکسیدی از حالت حلقه به حالت کشیده و طویل می شود. [12]

فیلم های اکسیدی قابلیت حذف و مصرف تدریجی اتمسفر حاوی اکسیژن و نیتروژن درون خود را دارند لذا بعضا دیده شده که در زمان های طولانی کم کم بسته می شوند. [6] وقتی مذاب حاوی فیلم اکسیدی دوتایی را که درون آن گازی با فشار مشخص به دام افتاده است ، تحت اتمسفر فشار کاهنده قرار می دهیم فشار موجود در فیلم اکسیدی سبب شناور شدن و سبک شدن آن می شود و فیلم اکسیدی به سطح مذاب حرکت می کند. [6]

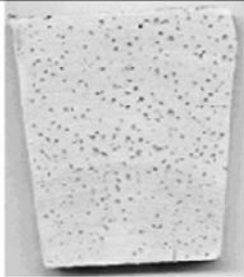
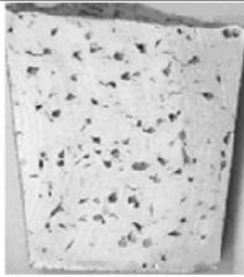

طبق آزمایشات انجام گرفته کاهش فشار اعمالی روی مذاب تا 80 میلی بار باعث می شود اندازه فیلم اکسیدی حدود 12/5 برابر بزرگتر از فیلم اکسیدی موجود در مذابی در مجاورت با اتمسفر محیط شود. کاهش فشار هوای پیرامون مذاب امتیاز دیگری نیز دارد و آن امکان باز شدن فیلم اکسیدی ناشی از ایجاد

تورم و آزاد کردن گاز درونی خود می باشد. لذا این امکان برای فیلم اکسیدی به وجود می آید که دانسیته ای بیشتر از مذاب داشته باشد و در کف بوته رسوب کند. [6]

در شکل 9 مشاهده می شود که هر چه دمای مذاب افزایش یابد شکل تخلخل های باز شده در آزمایش RPT از حالت گرد به حالت نازک و دراز تبدیل می شود و نیز هرچه محتوای هیدروژن در مذاب افزایش یابد Bifilm Index نیز افزایش می یابد و خواص مکانیکی از جمله استحکام و درصد ازدیاد طول کم می شود. افزایش تلاطم مذاب نیز باعث افزایش Bifilm Index میشود. [7]

Bifilm Index: مجموع اندازه طول فیلم های اکسیدی دولایه در سطح مقطع نمونه های آزمایش RPT [7,9]

$$\text{Bifilm Index} = \sum(\text{length of bifilms in sectioned surface of RPT samples})$$

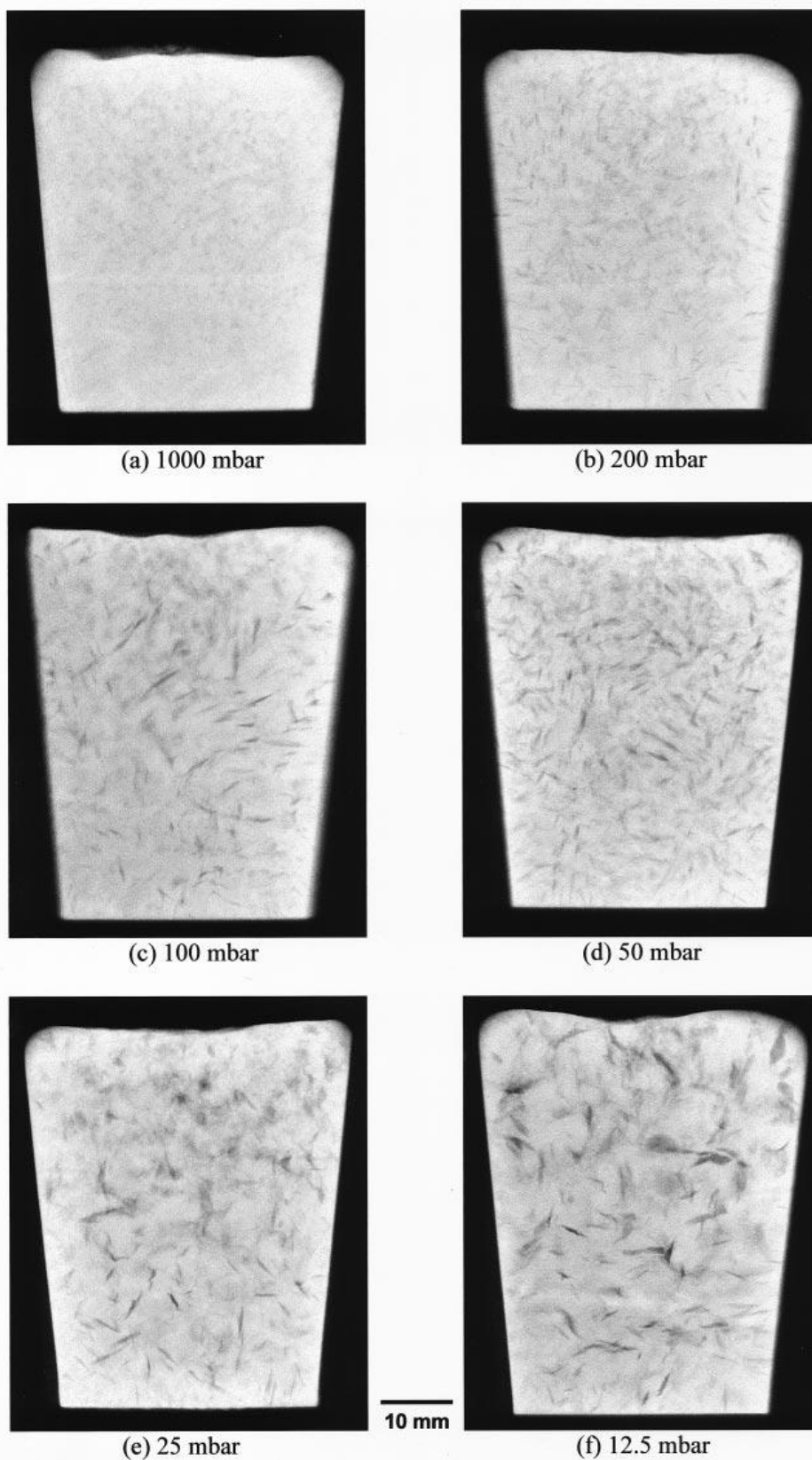
RPT samples cross section			
	(a)	(b)	(c)
Temperature (°C)	700	800	900
Shape Factor	0,52	0,48	0,33
Bifilm Index (mm)	150	219	195
Hydrogen level (mL/100g Al)	0,22	0,56	0,50

شکل 9: تاثیر دما و میزان هیدروژن مذاب بر روی فاکتور شکلی و اندیس فیلم های اکسیدی دولایه [7]

در آزمایش دیگری تاثیر کاهش فشار هوای پیرامون مذاب بر روی اندازه فیلم های اکسیدی دولایه موجود در قطعه بررسی شد که نتیجه آن به شرح زیر است.

هر چه فشار هوای پیرامون مذاب در حال انجماد کمتر باشد افزایش طول و کشیده شدن فیلم های اکسیدی و نیز افزایش ضخامت فیلم را شاهد خواهیم بود. مبین این مطلب شکل شماره 10 است. [12]

هر چه زمان نگه داری مذاب حاوی فیلم اکسیدی نیز افزایش یابد باعث می شود فیلم های اکسیدی از حالت کروی به حالت لایه ای تبدیل شوند. [16]



شکل 10 : تاثیر کاهش فشار هوای پیرامون مذاب بر روی اندازه فیلم های اکسیدی دولایه [12]

وقتی میزان گاز موجود در مذاب کم باشد رشد فیلم اکسیدی دولایه منحصر از نوع رشد در اندازه است و در ضخامت تغییر محسوسی ایجاد نخواهد شد.

(2-2) مکانیسم های مؤثر بر شکل فیلم های اکسیدی دولایه موجود در مذاب :

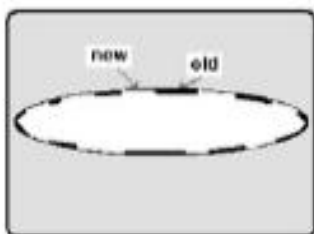
(2-2-1) (Ratcheting Action) : شامل سه مرحله است که عبارت است از: [7]

مرحله اول : نشان دهنده فیلم اکسیدی با ابعاد اولیه که درون آن هوا به دام افتاده (شکل 11)



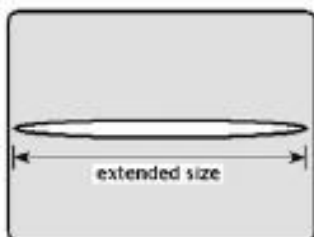
شکل 11

مرحله دوم : نفوذ هیدروژن و یا اعمال فشار باعث تورم فیلم اکسیدی می شود که منجر به شکسته شدن دیواره فیلم اکسیدی مرحله 1 می شود و دیواره های جدیدی تشکیل می شود. (شکل 12)



شکل 12

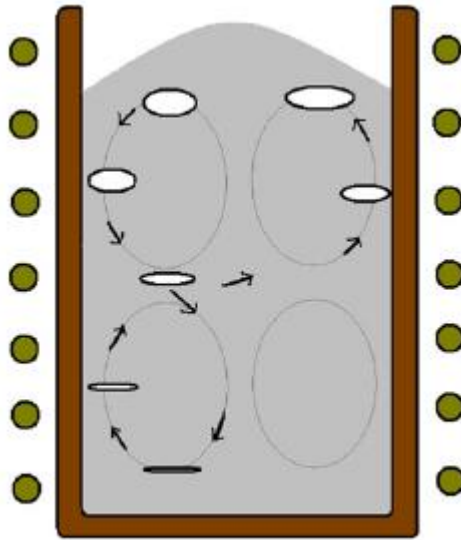
مرحله سوم : اکسیژن موجود در هوای بدام افتاده واکنش داده و به لایه اکسیدی تبدیل شده و مانع از بازگشت فیلم به ابعاد اولیه (مرحله 1) می شود و فیلم اکسیدی دولایه افزایش طول می دهد. (شکل 13)



شکل 13

(2-2-2) (Panting Action) :

هنگامی که فیلم اکسیدی موجود در مذاب در کوره های القایی توسط جریانهای الکترومغناطیسی (Eddy) به حرکت در می آید ، هر چه از قسمت سطح مذاب به طرف کف کوره می رویم فیلم های اکسیدی باریک تر و کشیده تر می شوند. [7] (شکل 14)

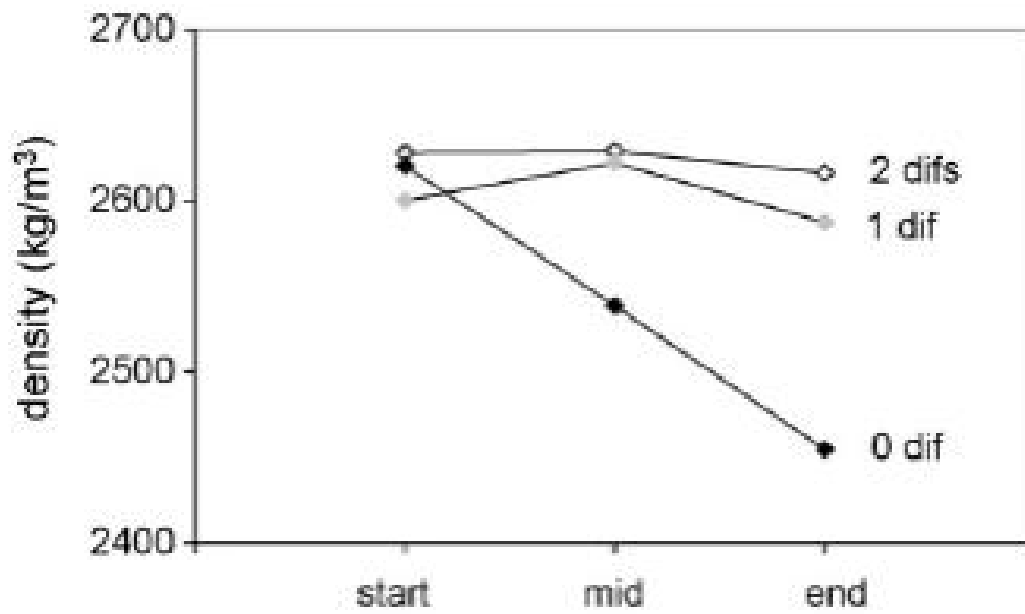


شکل 14 : نمایی از حرکت فیلم های اکسیدی در کوره القایی (Panting Action) [7]

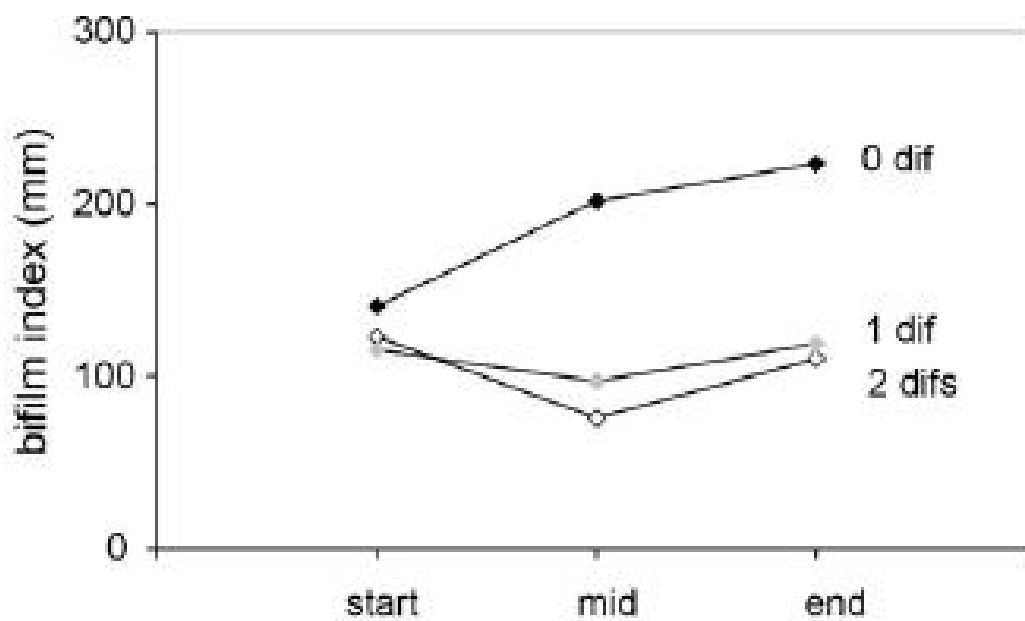
(2-3) تاثیر حضور دمنده های گازی در کف کوره بر میزان فیلم اکسیدی در قطعه :

در آزمایش دیگری با قرار دادن دمنده هایی در کف کوره ذوب و دمیدن گاز نیتروژن به داخل مذاب مشخص شد که دمش گاز باعث افزایش دانسیته نمونه آزمایش RPT و کاهش Bifilm Index می شود. اما این تاثیر مثبت کمتر از حالتی است که ریخته گری بدون تلاطم انجام می دهیم. نتایج این کار در شکل‌های (15 و 16) نشان داده شده است. [9]

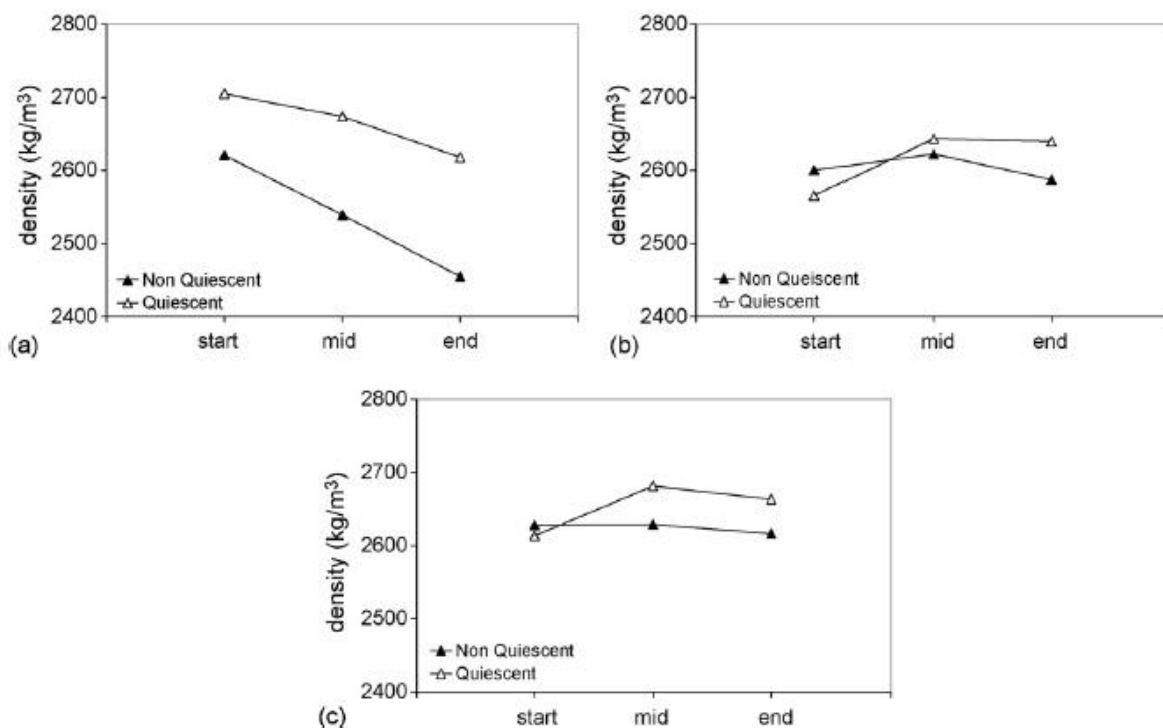
در شکل های زیر منظور از Start مذابی است که در کوره نگه دارنده بوده و هنوز وارد قالب نشده است و منظور از Mid زمانی است که نیمی از مذاب منجمد شده است و در نهایت End نشان دهنده زمانی است که کوره کاملا خالی شده است. [9]



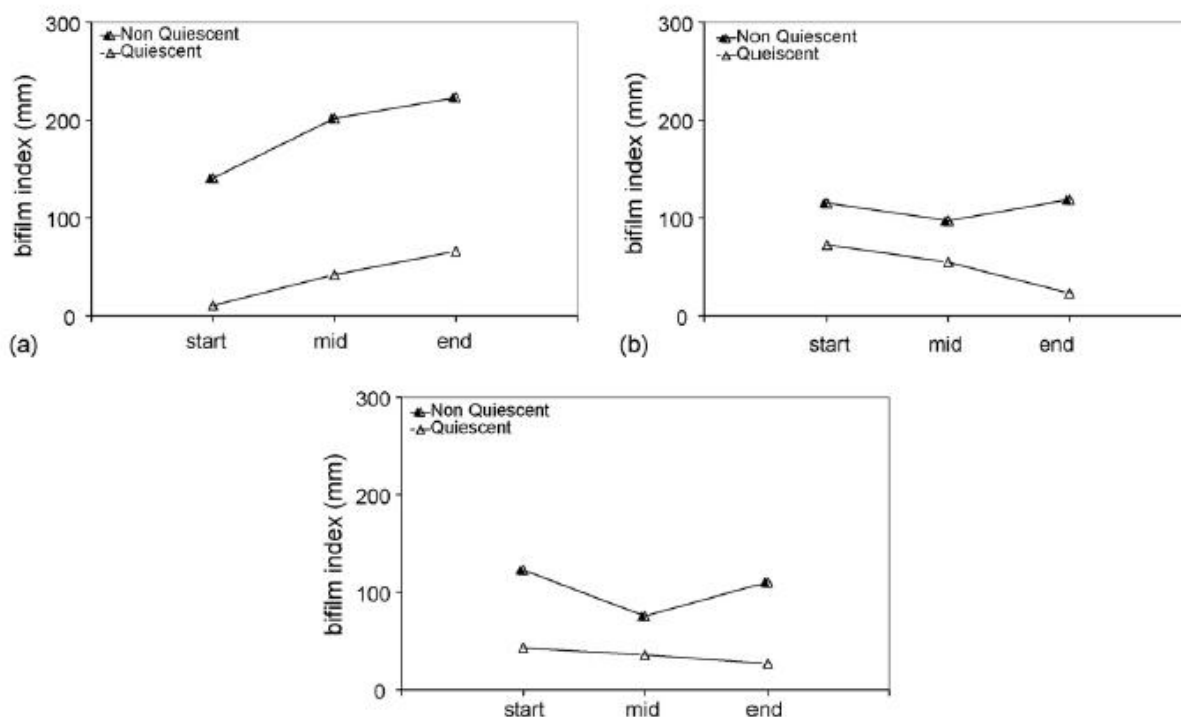
شکل 15-الف : تاثیر تعداد دمنده تعبیه شده در کف کوره بر دانسیته نمونه های RPT [9]



شکل 15-ب : تاثیر تعداد دمنده تعبیه شده در کف کوره بر Bifilm Index [9]



شکل 16-الف : تاثیر همزمان تلاطم و تعداد دمنده بر دانسیته نمونه های RPT (a) بدون دمنده ، b : استفاده از یک دمنده ، c : استفاده از دو دمنده) و (Quiescent : شرایط اصلاح شده ریخته گری بدون تلاطم ، Non Quiescent : ریخته گری با تلاطم) [9]



شکل 16-ب : تاثیر همزمان تلاطم و تعداد دمنده بر Bifilm Index (a) بدون دمنده ، b : استفاده از یک دمنده ، c : استفاده از دو دمنده) و (Quiescent : شرایط اصلاح شده ریخته گری بدون تلاطم ، Non Quiescent : ریخته گری با تلاطم) [9]

فصل سوم

رفتار فیلم های اکسیدی در حین انجماد و فازهای تشکیل شده بر روی آنها

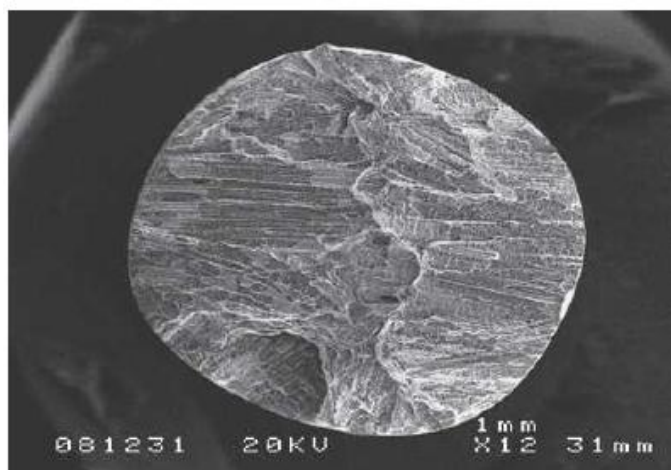
3-1) کنترل ریزساختار توسط فیلم های اکسیدی در آلیاژهای آلومینیوم :

3-1-1) کنترل اندازه دانه :

فیلم های اکسیدی در هنگام رشد دندریت ها در حین انجماد صاف و در برخی مواقع از هم باز می شوند. فیلم اکسیدی دولایه در ابتدا به دیواره قالب می چسبد و وقتی انجماد شروع می شود دندریت ها از دیواره های جانبی به سمت مرکز قالب پیشروی کرده و فیلم اکسیدی را به طرف جلو هل می دهند ، در حالیکه بخشی از فیلم هنوز به دیواره قالب چسبیده است. لذا فیلم اکسیدی دولایه مسطح و باریک می شود. دندریت ها به سبب وجود یک لایه هوا بین فیلم اکسیدی دولایه ، نمی توانند با عبور از فیلم به رشد خود ادامه دهند. در نتیجه دندریت ها فقط می توانند لایه ها را به جلو هل دهند. وقتی دندریت ها در مرکز به هم می رسند فیلم های اکسیدی را به هم فشرده و روی هم انباشته می کنند و در این حالت فیلم ها تشکیل یک بلندی به شکل رشته کوه می دهند. [1] (شکل 17)

از طرفی دیگر فیلم های اکسیدی دولایه بعنوان موانعی مسطح در عرض مقطع نمونه ریخته گری شده عمل کرده و از انتقال و هدایت حرارت در نمونه جلوگیری به عمل می آورد و در این حالت دانه های درشت می توانند رشد کنند. در ساختارهایی که ناشی از سرعت زیاد ریخته گری بوده و حاوی فیلم های اکسیدی دولایه سرتاسری هستند دیده شده که دندریت ها فیلم ها را هل داده ، اما نمی توانند خرد شوند و مجددا رشد کنند ، لذا دندریت ها درشت بوده و ساختار دارای ترک های درشت ناشی از آشفستگی ریخته گری است. [1]

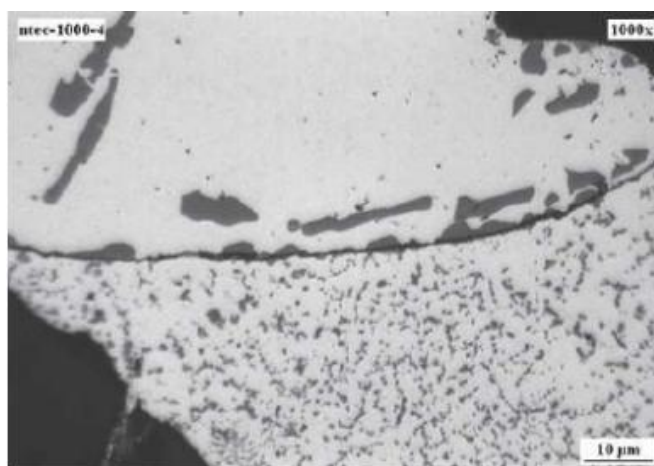
در آزمایش دیگری رشد دندریت ها در نمونه ریخته گری شده بدون تلاطم مورد بررسی قرار گرفت. بطوریکه هیچ فیلم اکسیدی بزرگی در سطح شکست نگاری مشاهده نشد. حضور فیلم های اکسیدی ظریف که از همان ابتدا در مذاب وجود داشتند باعث ایجاد اختلالات حرارتی در حین انجماد و تکه تکه شدن دندریت ها و در نتیجه ریز دانه سازی شد. مؤید حضور تعداد زیادی از فیلم های اکسیدی ظریف در این نمونه وجود تعداد بسیار زیادی حفره توزیع شده در سطح شکست است که بعدا به تفصیل به آن می پردازیم. [1]



شکل 17: روی هم قرار گرفتن فیلم های اکسیدی دولایه ناشی از رسیدن دندریت ها به هم (در مرکز نمونه) [1]

3-1-2) کنترل فضای بازوهای دندریتی (DAS – Denderite Arm Spacing):

در این مکانیسم فیلم های اکسیدی دولایه را بعنوان موانع مؤثری در جهت مجزا نمودن مناطق نمونه ریخته گری شده در نظر می گیریم. این موضوع با این مسأله روشن می شود که اگر مکان جوانه زنی مطلوبی در یک منطقه وجود نداشته باشد انجماد رخ نمی دهد ، حتی اگر انجماد در دانه مجاور رخ دهد. مطالعات اولیه نشان داده که سطح اکسیدی روی مذاب مکان مناسبی برای جوانه زنی فاز جامد نیست ، اگر چه مکان بسیار خوبی برای جوانه زنی فاز ثانویه است که در ادامه به آن می پردازیم (شکل 18). دانه ها میتوانند توسط فیلم های اکسیدی به مناطق کوچکتر تقسیم شوند. [1]



شکل 18: مناطقی از ساختار آلیاژ آلومینیوم که توسط فیلمهای اکسیدی دولایه از هم جدا شده اند [1]

3-1-3) کنترل بهسازی آلیاژ Al – Si توسط عناصر سدیم و استرانسیوم :

در حالت کلی فاز سیلیسیوم در آلیاژهای Al – Si در جلوی جبهه انجماد جوانه زنی و رشد می کند. وقتی سدیم را اضافه می کنیم جبهه انجماد به شکل صاف و مسطح در می آید و منطقه مؤثر جلوی جبهه انجماد برای جوانه زنی فاز سیلیسیوم کم می شود. از آنجائیکه انتقال حرارت به بیرون از مذاب بدون تغییر باقی می ماند سرعت پیشروی جبهه انجماد افزایش می یابد. عناصر سدیم و استرانسیوم باعث ایجاد رشد صفحه ای در ساختار در حین انجماد می شوند لذا جوانه زنی سیلیسیوم در جلوی جبهه انجماد متوقف می شود. در این حالت تمایل فاز سیلیسیوم برای جوانه زنی بر روی فیلم های اکسیدی دولایه کم شده و این بار جوانه زنی آنها بصورت رشد پیوسته و در مجاورت دیواره قالب انجام می شود. به دلیل اینکه سیلیسیوم روی فیلم اکسیدی دولایه جوانه زنده و منشا ترک نمی شود ، خواص مکانیکی کمتر افت می کند. [1]

فاز سیلیسیوم با ساختار مکعبی به دقت فاز $\beta - Fe$ با ساختار منوکلینیک در آلیاژهای Al – Si ، در هنگام جوانه زنی بر روی فیلم های اکسیدی دولایه نمی تواند فیلم را گسترش دهد و گسترش فیلم توسط فاز سیلیسیوم بصورت ناهمبند و نامرتب است. بنابراین در حالتی که از سدیم و استرانسیوم استفاده می کنیم فیلم های اکسیدی دیگر توسط سیلیسیوم گسترش پیدا نکرده و از اینرو نقایص قطعه در مقایسه با عدم استفاده از سدیم و استرانسیوم کوچکتر و کمتر خواهد بود. [1]

3-2) فازهای ایجاد شده بر روی فیلم اکسیدی دولایه در حین انجماد آلیاژهای آلومینیوم :

عناصر آلیاژی در مذاب آلیاژهای آلومینیوم می توانند نرخ اکسید شدن را تغییر دهند و این کار بوسیله مشارکت و ورود این عناصر در لایه اکسید سطحی مذاب است. عناصری مانند Mg ، Na ، Se و Ca بیشترین تاثیر را روی اکسیداسیون سطحی مذاب دارند. در عوض عناصری مانند Cu ، Fe ، Si و Mn کمترین اثر را دارند. [3,17] بعنوان مثال در ارتباط با عنصر Mg داریم :

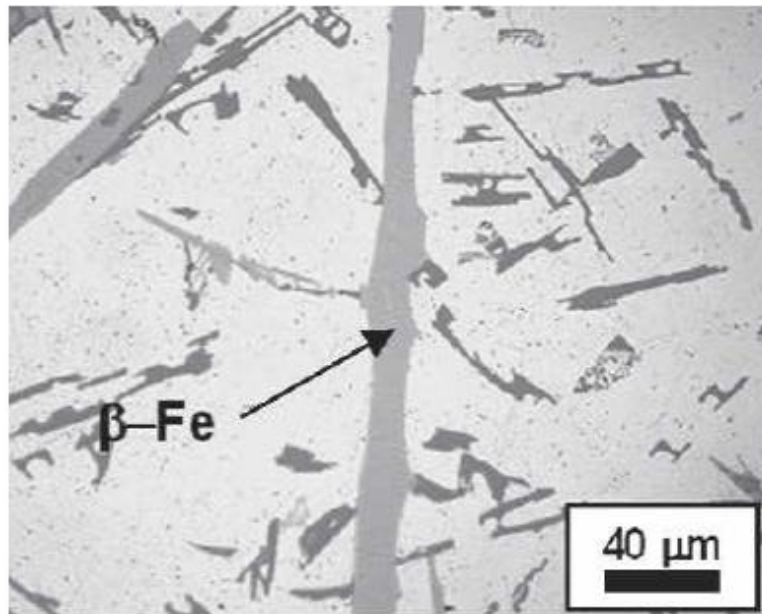
اگر درصد وزنی عنصر منیزیم در مذاب بیشتر از 2 باشد انتظار می رود اکسید سطحی (MgO) تشکیل شود چون انرژی آزاد کمتری در مقایسه با (Al_2O_3) دارد و اگر این مقدار بین 0/005 و 2 باشد ، ترکیب اسپینل $(MgO \cdot Al_2O_3)$ را خواهیم داشت. [17]

اکسید سطحی مذاب آلیاژهای آلومینیوم (Al_2O_3) پس از 5 تا 10 دقیقه و در دمای $750^\circ C$ از شکل آمورفی به شبکه کریستالی مانند $\gamma - Al_2O_3$ و $\eta - Al_2O_3$ تبدیل می شود و این تبدیل در فصل مشترک مذاب || اکسید اتفاق می افتد. در نهایت ساختار $\gamma - Al_2O_3$ و $\eta - Al_2O_3$ می توانند به $\alpha - Al_2O_3$ تبدیل شوند که این تبدیل ساختار ، در حدود 24 درصد از میزان اکسید سطح مذاب می

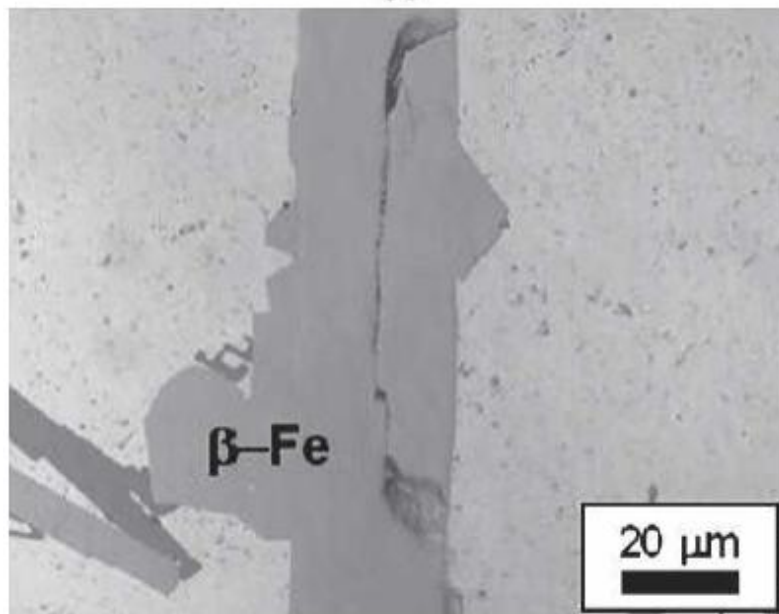
کاهد. اکسید $\gamma - Al_2O_3$ مکان مناسبی برای جوانه زنی فاز $\beta - Al_2O_3$ است اما فاز $\alpha - Al_2O_3$ مکان مناسبی جهت جوانه زنی فاز $\beta - Al_2O_3$ نمی باشد لذا با تبدیل $\gamma - Al_2O_3$ به $\alpha - Al_2O_3$ جوانه زنی فاز $\beta - Al_2O_3$ کم می شود. حلالیت آهن در مذاب Al تقریباً شدید است اما در حالت جامد میزان حلالیت آن کمتر از حالت مذاب می باشد. لذا فازهای غنی از آهن مانند $\alpha - Fe(Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2)$ و $\beta - Fe(Al_5Fe Si)$ در آلیاژهای آلومینیوم تشکیل شده و بر روی فیلم های اکسیدی دولایه یعنی دقیقاً روی سطح خارجی فیلم که در تماس با مذاب است راسب می شوند. [17] این نتایج با شواهدی مبنی بر حضور عیوبی شبیه به ترک در این ترکیبات همراه است. فاز $\alpha - Fe$ دارای ساختمان مکعبی و در برخی مواقع هگزاگونال است و دارای ترکیباتی مانند Al_8Fe_2Si ، $Al_8(Fe, Mn)_2Si$ ، $Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$ و $Al_{19}(Fe, Mn)_5Si_2$ می باشد. فاز $\beta - Fe$ دارای ساختمان منوکلینیک $Al_5Fe Si$ و در برخی مواقع به شکل تتراگونال با ترکیب $Al_3(Fe, Mn)Si_2$ می باشد. افزایش مقدار Mg در مذاب و نرخ سرد کردن بالا باعث می شود که فاز $\alpha - Fe$ بر روی فاز $\beta - Fe$ رسوب کند. فاز غنی از آهن در آلیاژهای $Al - Si - Fe$ بیشتر به شکل $\beta - Fe(Al_5Fe Si)$ ظاهر می شود و فوق العاده ترد بوده و دارای دو نوع مورفولوژی صفحه ای و سوزنی می باشد. [21]

فازهایی که در بالا آورده شد همواره بصورت چسبیده به فیلم رسوب می کنند زیرا در این صورت از دید ترمودینامیکی انرژی کل سیستم کمتر می شود. [4] فاز $\beta - Fe$ خواص ضربه ای قطعه را کم کرده و باعث افزایش تخلخل در حین انجماد و تمایل به ترد شدن قطعه می شود. [17,21] از آنجائیکه این ترکیبات بین فلزی دارای دانسیته بیشتری نسبت به مذاب آلیاژ آلومینیوم هستند تمایل به ته نشین شدن در کف قالب دارند و فیلم اکسیدی را با خود به کف قالب می کشانند. با حذف این لایه های فرونشسته می توان از میزان فیلم های اکسیدی در مذاب کاست. [21] فاز بین فلزی در حین انجماد شروع به رشد کردن نموده و بصورت مسطح و مستقیم در می آید. اتصال این فاز به فیلم اکسیدی دولایه سبب می شود که فیلم اکسیدی نیز نازکتر و کشیده تر شود. سطح بیرونی فیلم های اکسیدی دولایه مکان مناسبی برای جوانه زنی و رشد تیغه های سیلیسیوم نیز می باشد. [4]

ترکیبات فوق ، فازهای بسیار تردی هستند که در حین اعمال تنش بر روی قطعه ، معمولاً ترک ها از میان آنها اشاعه پیدا می کنند. لذا در هنگام آنالیز سطح شکست حضور ترک در ترکیبات فوق می تواند مبین وجود فیلم های اکسیدی در قطعه باشد. در شکل های زیر نمونه هایی از مکان جوانه زنی این فازها و ایجاد ترک در آنها نشان داده شده است. [20,21]

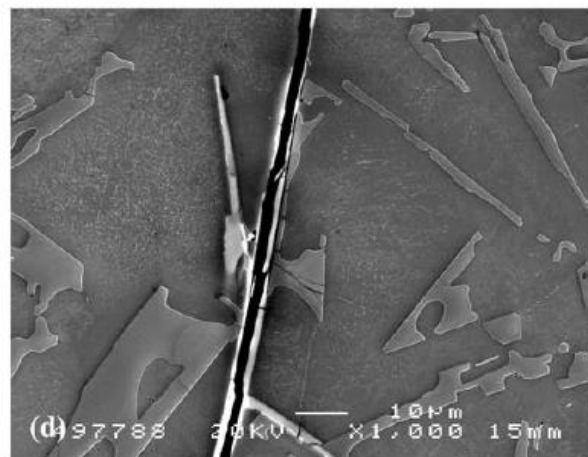
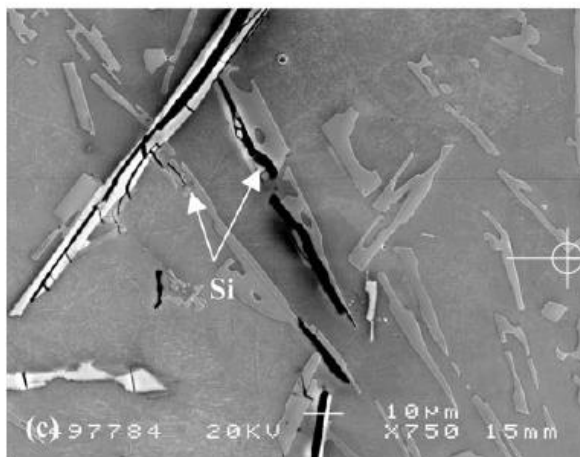
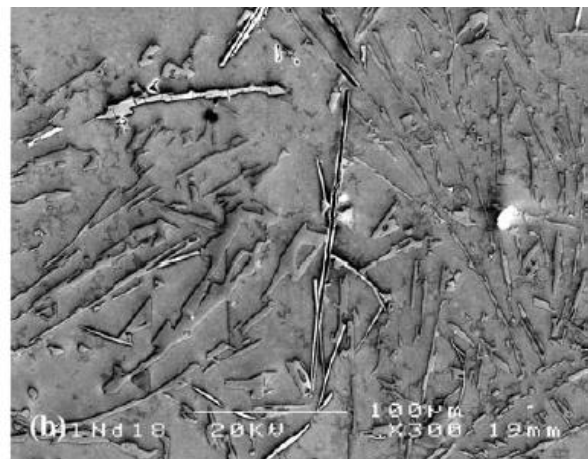
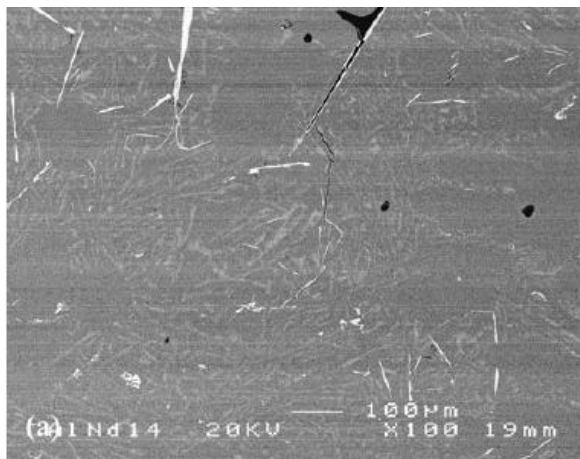


(a)

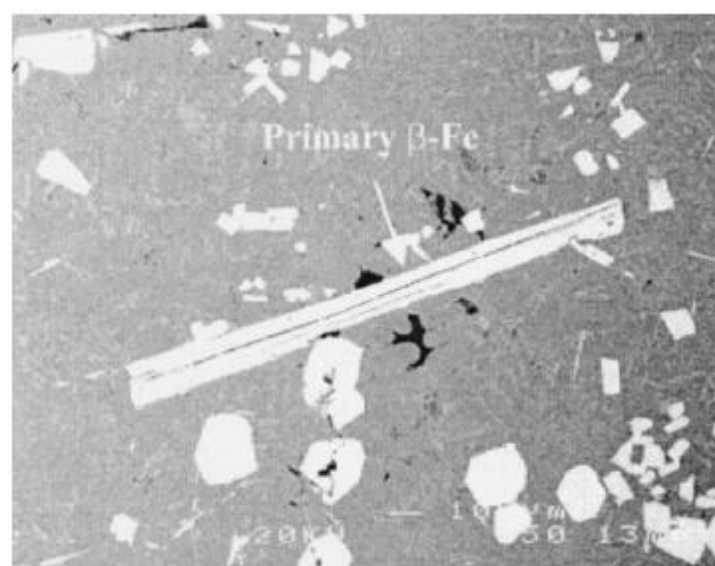


(b)

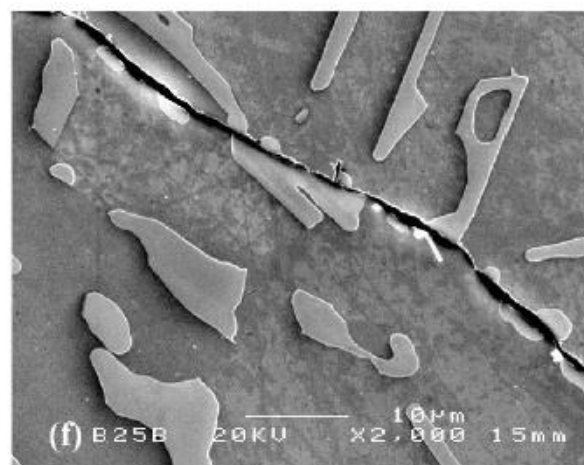
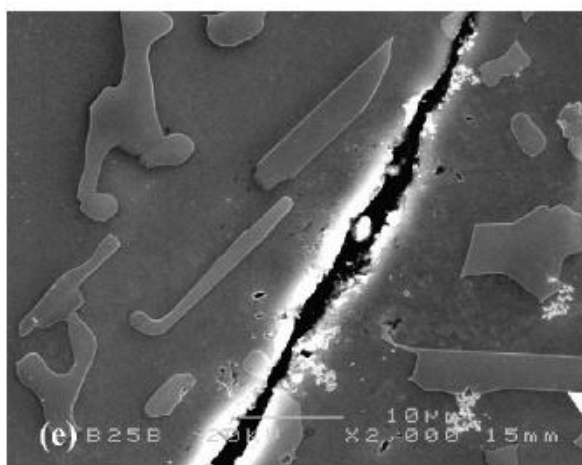
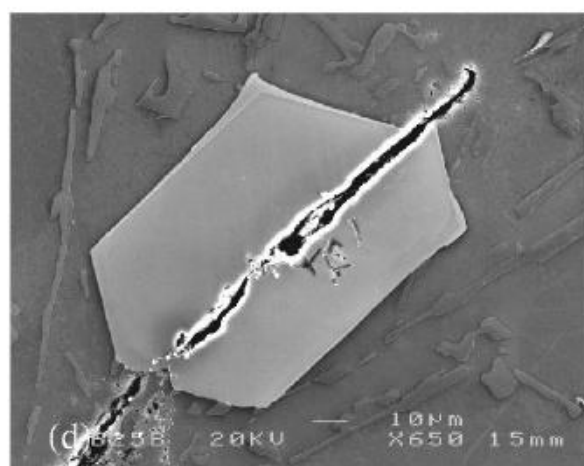
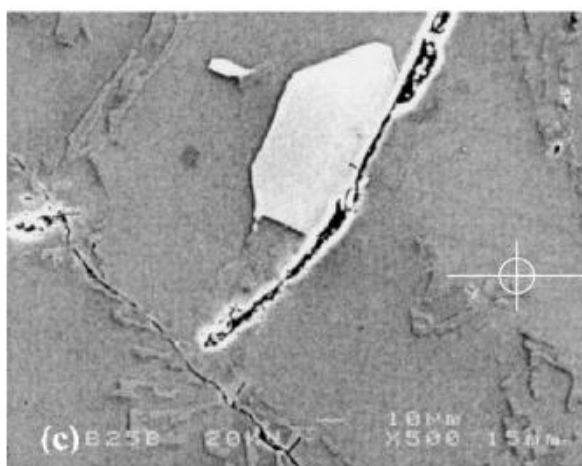
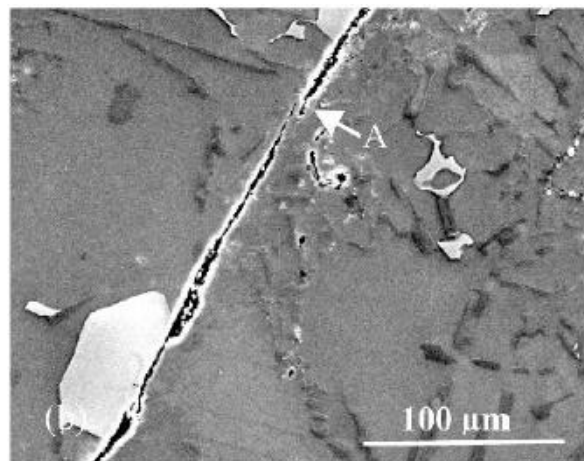
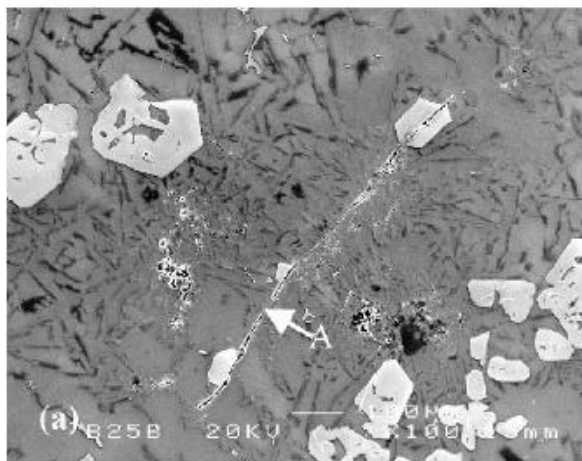
شکل 19 (a): رسوب فاز β -Fe در آلیاژ (Al - 11.6Si - 0.37Mg) ، در حالتیکه سعی بر ایجاد کمترین میزان فیلم اکسیدی دولایه شده و (b) رسوب فاز β -Fe به همراه عیب ترک ماندنی درمیان خود در همان آلیاژ و در حالت ریخته گری با تلاطم زیاد. [21]



شکل 20: (a) نشاندهنده ترک هایی در $\beta - Fe$ ، Si و زمینه آلیاژ ($Al - 11.5Si - 0.4Mg$) به همراه مقادیری از عناصر Fe و Mn می باشد و در قسمت های بعد بزرگنمایی های بیشتری از تصویر (a) نشان داده شده است. [20]



شکل 21: همان آلیاژ نشان داده شده در شکل 20 است که در آن فاز $\beta - Fe$ به همراه ترک مشخص می باشد. [20]



شکل 22 : همان آلیاژ شکل 20: (a) نشاندهنده ترکها در زمینه $\alpha - Fe$ و Si می باشد. در شکل های بعد قسمت های مختلفی از این ترک را در بزرگنمایی های بالاتر می بینید. [20]

3-3) تاثیر عنصر Sr بر انجماد آلیاژهای Al :

بزرگترین نگرانی در خصوص بکارگیری بهساز Sr در فاز یوتکتیک Al - Si افزایش تشکیل میکرو تخلخل ها در قطعه است. استرانسیوم احتمال جذب بیشتر هیدروژن توسط مذاب و تشکیل آن بصورت ترکیبات حاوی هیدروژن را افزایش می دهد. این ترکیبات در حین انجماد تجزیه شده و هیدروژن موجود در خود را آزاد می کنند. اما آزمایشات دیگری حاکی از آن است که هیچگونه ترکیب حاوی هیدروژن (هیدروکسید و یا هیدرات) در مذاب آلیاژهای Al موجود نیست ، چون در دمای ذوب آلیاژ ناپایدارند. مسئله دیگر این است که استفاده از بهساز تغذیه بین بازوهای دندریتی را به مشکل انداخته و منجر به ایجاد تخلخل می شود. استرانسیوم حساسیت مذاب را به رطوبت هوای پیرامون خود افزایش می دهد. [19]

3-3-1) جنبه های کریستالوگرافی رسوبات غنی از استرانسیوم :

رسوبات غنی از Sr که بر روی فیلم های اکسیدی دولایه تشکیل می شوند نشان دهنده داشتن یک رابطه کریستالوگرافی با فیلم اکسیدی هستند که این رابطه بصورت زیر تعریف می شود: [19]

$$4) \delta_{(hkl)_n}^{(hkl)_s} = \sum_{i=1}^3 \frac{|d[uvw]_s^i \cos\theta - d[uvw]_n^i|}{d[uvw]_n^i} \times 100$$

δ : کرنش عدم تطابق بین فیلم اکسیدی و فاز غنی از استرانسیوم

$(hkl)_s$: صفحه زیرلایه (Substrate) با کوچکترین اندیس

$[uvw]_s$: جهت زیرلایه با کوچکترین اندیس در صفحه $(hkl)_s$

$(hkl)_n$: صفحه جامد جوانه زده با کوچکترین اندیس

$[uvw]_n$: جهت جامد جوانه زده با کوچکترین اندیس در صفحه $(hkl)_n$

$d[uvw]_s^i$: فضای بین اتمی در جهت $[uvw]_s$

$d[uvw]_n^i$: فضای بین اتمی در جهت $[uvw]_n$

θ : زاویه بین $[uvw]_n$ و $[uvw]_s$

خواهیم داشت :

اگر $\delta \geq 12$ درصد \Leftarrow امکان جوانه زنی فاز غنی از استرانسیوم بر روی فیلم اکسیدی دولایه وجود دارد.

اگر $\delta < 12$ درصد \Leftarrow امکان جوانه زنی فاز غنی از استرانسیوم بر روی فیلم اکسیدی دولایه وجود ندارد.

در جدول (2و1) به بررسی جهات و صفحه های مختلف پرداخته ایم.

Match Planes	$[hkl]_p$	$[hkl]_s$	$d_{[hkl]_p}$ (nm)	$d_{[hkl]_s}$ (nm)	θ	δ (Pct)
$(100)_p // (100)_s$	[001]	[001]	0.7859	0.7429	0 deg	5.91
	[110]	[110]	1.1114	2×0.591	0 deg	
	[010]	[010]	0.7859	2×0.4179	0 deg	
$(100)_p // (110)_s$	[001]	[001]	0.7859	0.7429	0 deg	8.06
	[011]	$[\bar{1}11]$	1.1114	1.0982	23.31 deg	
	[010]	$[\bar{1}10]$	2×0.7859	3×0.591	0 deg	
$(110)_p // (100)_s$	[001]	[001]	0.7859	0.7429	0 deg	8.06
	$[\bar{1}11]$	[011]	1.3612	2×0.7284	5.9 deg	
	$[\bar{1}10]$	[010]	1.1114	3×0.4179	0 deg	
$(110)_p // (110)_s$	[001]	[001]	0.7859	0.7429	0 deg	4.6
	$[\bar{1}11]$	$[\bar{1}12]$	1.3612	3×0.4625	3.24 deg	
	$[\bar{1}10]$	$[\bar{1}10]$	1.1114	2×0.591	0 deg	
$(111)_p // (100)_s$	$[\bar{1}\bar{1}2]$	[001]	0.6416	0.7429	0 deg	11.8
	$[\bar{3}12]$	[011]	2×0.42	0.7284	11.53 deg	
	$[\bar{1}10]$	[010]	1.1114	3×0.4179	0 deg	
$(111)_p // (110)_s$	$[\bar{1}\bar{1}2]$	$[\bar{1}\bar{1}0]$	0.6416	0.591	0 deg	9.57
	$[\bar{1}01]$	$[\bar{1}\bar{1}2]$	1.1114	3×0.4625	2.05 deg	
	$[\bar{1}10]$	[001]	2×1.1114	3×0.7429	0 deg	
$(111)_p // (111)_s$	$[\bar{1}01]$	$[\bar{1}01]$	1.1114	0.7284	13.57 deg	18.78
	$[\bar{1}11]$	$[\bar{1}12]$	1.3612	3×0.4625	3.24 deg	
	$[\bar{1}10]$	$[\bar{1}10]$	1.1114	2×0.591	0 deg	

جدول 1: کرنش عدم انطباق بین صفحات $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ و $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Sr}$ [19]

Match Planes	$[hkl]_p$	$[hkl]_s$	$d_{[hkl]_p}$ (nm)	$d_{[hkl]_s}$ (nm)	θ	δ (Pct)
$(100)_p // (100)_s$	[001]	[001]	0.8080	0.7429	0 deg	4.94
	[110]	[110]	1.1427	2×0.591	0 deg	
	[010]	[010]	0.8080	2×0.4179	0 deg	
$(100)_p // (110)_s$	[001]	[001]	0.8080	0.7429	0 deg	7.16
	[011]	$[\bar{1}11]$	1.1427	1.0982	23.31 deg	
	[010]	$[\bar{1}10]$	2×0.8080	3×0.591	0 deg	
$(110)_p // (100)_s$	[001]	[001]	0.8080	0.7429	0 deg	7.35
	$[\bar{1}11]$	[011]	1.3995	2×0.7284	5.9 deg	
	$[\bar{1}10]$	[010]	1.1427	3×0.4179	0 deg	
$(110)_p // (110)_s$	[001]	[001]	0.8080	0.7429	0 deg	4.26
	$[\bar{1}11]$	$[\bar{1}12]$	1.3995	3×0.4625	3.24 deg	
	$[\bar{1}10]$	$[\bar{1}10]$	1.1427	2×0.591	0 deg	
$(111)_p // (100)_s$	$[\bar{1}\bar{1}2]$	[001]	0.6597	0.7429	0 deg	11.9
	$[\bar{3}12]$	[011]	2×0.43	0.7284	11.53 deg	
	$[\bar{1}10]$	[010]	1.1427	3×0.4179	0 deg	
$(111)_p // (110)_s$	$[\bar{1}\bar{1}2]$	$[\bar{1}\bar{1}0]$	0.6597	0.591	0 deg	10.6
	$[\bar{1}01]$	$[\bar{1}\bar{1}2]$	1.1427	3×0.4625	2.05 deg	
	$[\bar{1}10]$	[001]	2×1.1427	3×0.7429	0 deg	
$(111)_p // (111)_s$	$[\bar{1}01]$	$[\bar{1}01]$	1.1427	0.7284	13.57 deg	18.84
	$[\bar{1}11]$	$[\bar{1}12]$	1.3995	3×0.4625	3.24 deg	
	$[\bar{1}10]$	$[\bar{1}10]$	1.1427	2×0.591	0 deg	

جدول 2: کرنش عدم انطباق بین صفحات اسپینل $\text{MgO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$ و $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Sr}$ [19]

وقتی دیاگرام دوتایی $\text{Al} - \text{Sr}$ را بررسی می کنیم متوجه می شویم که انحلال Sr در Al تقریباً انجام نمی گیرد. لذا به عنوان مثال در هنگام انجماد غیر تعادلی آلیاژ A356 که در آن از بهساز Sr استفاده شده ، با رشد دندریت های $\alpha - \text{Al}$ (α پری یوتکتیک) فاز Sr در جلوی جبهه انجماد پس زده می شود. بنابراین به علت حضور مقادیر زیادی از Sr در آلیاژ و نیز حضور زیرلایه های مناسبی مانند فیلم های اکسیدی دولایه تشکیل $\text{Al}_2\text{Si}_2\text{Sr}$ ممکن است زودتر از انجماد آخرین مذاب یوتکتیک شکل بگیرد. [19]

ایجاد تخلخل در هنگام راسب شدن فاز Sr روی فیلم های اکسیدی دولایه به این علت است که لایه اکسیدی Al_2O_3 ممکن است بصورت کامل و یا در مناطقی با Sr واکنش داده و تولید SrO و یا $Al_2O_3 \cdot SrO$ کند که این ترکیبات از اکسید Al_2O_3 متخلخل تر می باشد. در جدول 3 می توان پایداری اکسیدهای مختلف را در دمای $590^\circ C$ بررسی کرد. [19]

Oxide	Al_2O_3	SrO	$SrAl_2O_4$	$MgAl_2O_4$
$\Delta G^\circ_{863 K} (kJ)$	-467.4	-506.6	-496.8	-489.4

جدول 3: انرژی آزاد گیبس اکسیدهای احتمالی در سطح مذاب آلیاژهای آلومینیوم در دمای $590^\circ C$ [19]

فصل چهارم

فیلم های اکسیدی و ایجاد تخلخل

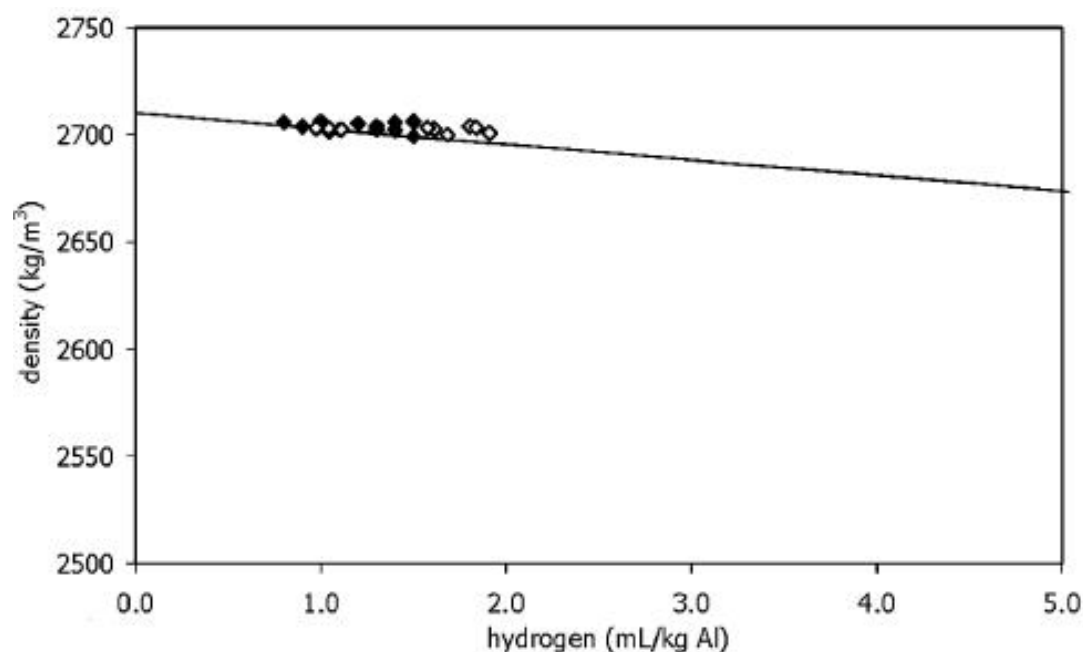
4-1) فیلم های اکسیدی و ایجاد تخلخل :

در ریخته گری آلیاژهای Al عیبی که مهمترین عامل را در شکست قطعات ایفا می کند تخلخل است ، حال این تخلخل در مقیاس کوچک باشد و چه در مقیاس بزرگ. علل ایجاد میکروتخلخل ها عبارتند از :

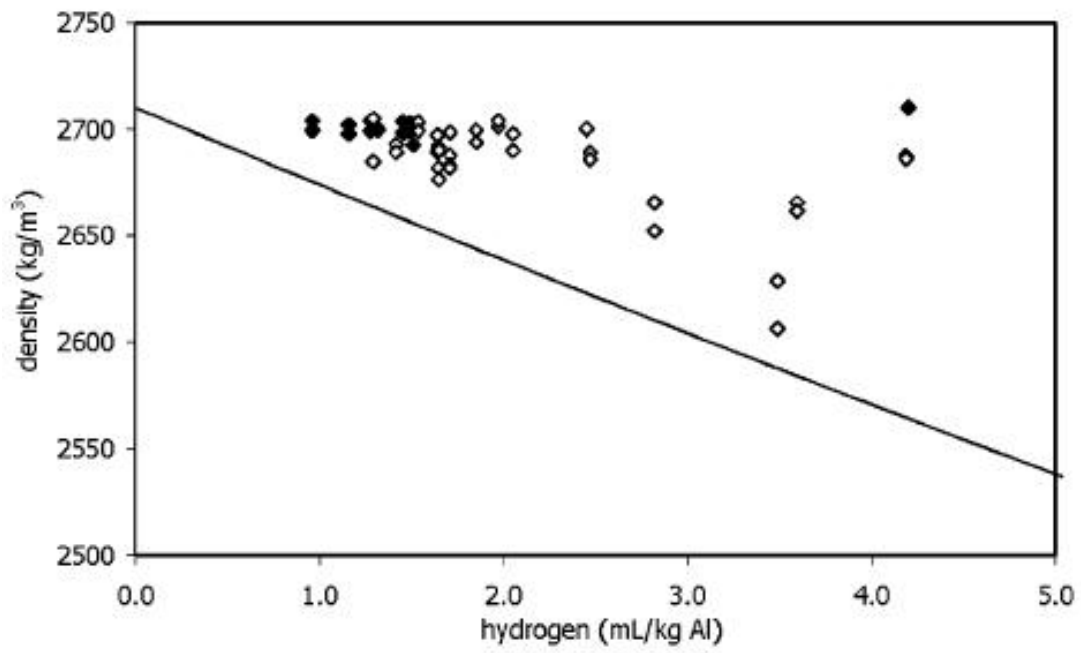
- ایجاد حفرات انقباضی ناشی از تغذیه نامناسب قطعه توسط مذاب
- کاهش حلالیت هیدروژن در هنگام انجماد

در حین انجماد هیدروژن از جلوی جبهه انجماد پس زده می شود و هیدروژن پس زده شده به درون فیلم های اکسیدی نفوذ کرده و آن را متورم می کند. در قطعه ای که درون آن فیلم اکسیدی دولایه وجود ندارد دانسیته قطعه مستقل از میزان هیدروژن موجود در مذاب و تقریباً مقداری ثابت است (شکل 23-الف). در این حالت حتی اگر قطعه را در خلا هم منجمد کنیم تغییری در دانسیته قطعه ایجاد نخواهد شد. اما از شکل (23-ب) تا (23-د) با افزایش مقدار فیلم های اکسیدی دولایه در مذاب ، دانسیته قطعه منجمد شده با افزایش میزان هیدروژن در مذاب ، با نرخ شدیدتری کاهش می یابد. دلیل این امر تورم و باز شدن فیلم های اکسیدی توسط نفوذ هیدروژن به درون آنها و افزایش Bifilm Index می باشد. [15]

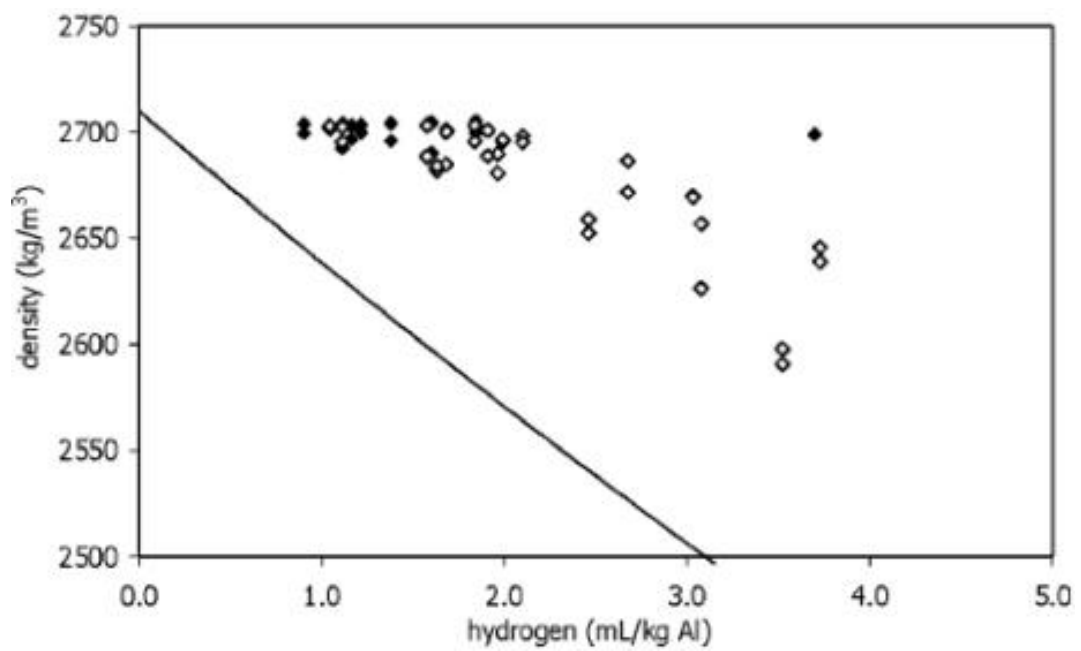
نتیجه می گیریم که کاهش فشار در حین انجماد چه توسط آزمایش RPT و چه توسط فرایندهای متالورژیکی مانند انقباض در حین انجماد منجر به تورم و رشد فیلم اکسیدی دولایه می شود.



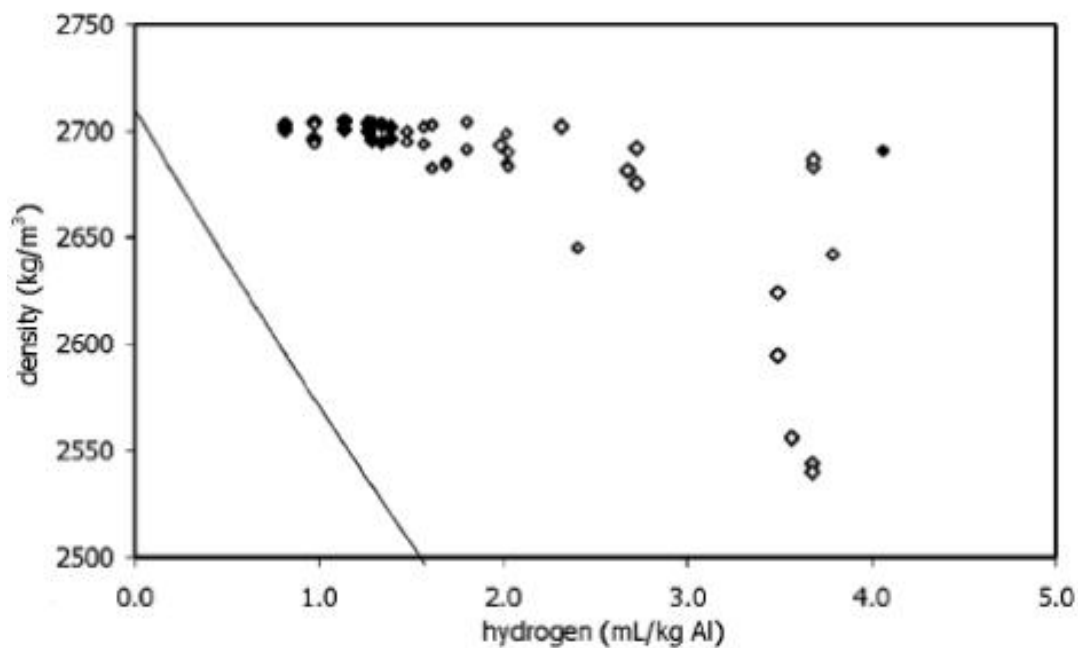
شکل 23-الف : تاثیر میزان هیدروژن موجود در مذاب بر روی دانسیته قطعه بدون فیلم اکسیدی [15]



شکل 23-ب: تاثیر میزان هیدروژن موجود در مذاب بر روی دانسیته قطعه دارای فیلم اکسیدی [15]

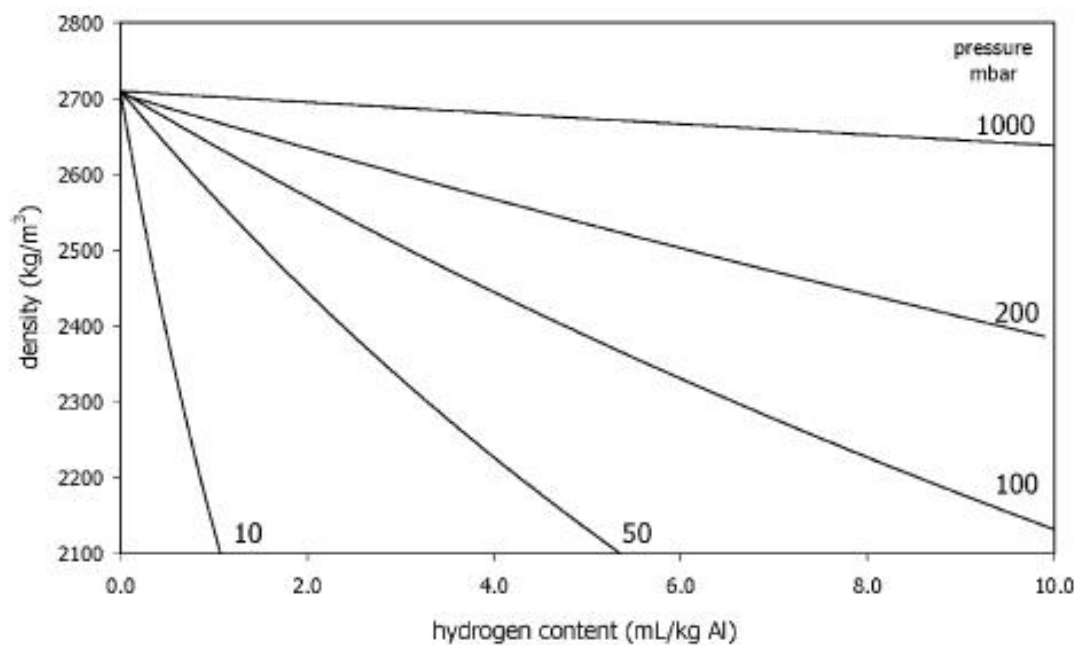


شکل 23-ج: تاثیر میزان هیدروژن موجود در مذاب بر روی دانسیته قطعه دارای فیلم اکسیدی بیشتر از حالت (ب) [15]



شکل 23-د : تاثیر میزان هیدروژن موجود در مذاب بر روی دانسیته قطعه دارای فیلم اکسیدی بیشتر از حالات (ب و ج) [15]

در شکل 24 نیز تاثیر همزمان میزان هیدروژن موجود در مذاب و فشار هوای پیرامون مذاب در آزمایش RPT ، بر روی دانسیته نمونه ریخته گری شده نشان داده شده است. [15]



شکل 24 : تاثیر همزمان میزان هیدروژن موجود در مذاب و فشار هوای پیرامون مذاب در آزمایش RPT ، بر روی دانسیته نمونه [15]

4-2) تئوری های افزایش مقدار و اندازه تخلخل بر اثر افزودن Fe در آلیاژهای Al :

- تئوری محدود کردن تغذیه مذاب : فاز صفحه ای $\beta - Fe (Al_5FeSi)$ در حین انجماد در کانال های بین دندریتی تشکیل شده و خود باعث محدود کردن حرکت مذاب به سمت فضاهای بین بازوهای دندریتی می شود لذا در حین انجماد ، این مکان ها نمی توانند به درستی تغذیه شوند و تخلخل ایجاد می شود.
- تئوری جوانه زنی تخلخل : فاز $\beta - Fe (Al_5FeSi)$ مکان مناسبی برای جوانه زنی تخلخل ها می باشد و این فاز روی شکل و رشد تخلخل ها مؤثر است. [17]

لازم به ذکر است که گاهی اوقات در فیلم اکسیدی دولایه دیده می شود که یک سر لایه ها به هم متصل بوده ، اما سر دیگر آنها از هم جدا شده است. به نظر می رسد که علت آن وجود مقداری حفره انقباضی در حین انجماد و کاهش فشار موضعی مذاب در آن ناحیه است. حال سمت ضعیف فیلم اکسیدی به راحتی مکیده شده و از لایه دیگر فاصله می گیرد. این نکته از آن جهت اهمیت دارد که ایجاد حفره امری عادی در فاز $\beta - Fe (Al_5FeSi)$ بوده و این فاز بر روی فیلم های اکسیدی دولایه جوانه زنی و رشد می کند ، لذا فیلم های اکسیدی خود مسئول ایجاد عیوبی مانند ترک ها و تخلخل ها هستند. [4]

- 1) (An Overview of the Effects of Bifilms on the Structure and Properties of Cast Alloys), Metallurgical and Materials Transactions B, Vol. 37, No. 6, 2006, 857-863, Campbell, J.
- 2) (Morphology of Oxide Films of Al-5Mg Alloy in Dynamic Conditions in Casting), International Journal of Cast Metals, 2005, Vol. 18, No. 3, 187-192, Divandari, M.; Campbell, J.
- 3) (Oxide Film Characteristics of Al-7Si-Mg Alloy in Dynamic Conditions in Casting), International Journal of Cast Metals Research, Vol. 17, No. 3, 2004, 182-187, Divandari, M.; Campbell, J.
- 4) (New Concepts in Melting and Casting Technologies), Published by Iran University of Science & Technology, 2009, Campbell, J.
- 5) (Castings), 2nd Edition, 2003, Published by Butterworth-Heinemann, Campbell, J.
- 6) (The Behavior of Double Oxide Film Defects in Liquid Al Alloys Under Atmospheric and Reduced Pressures), Journal of Alloys and Compounds, Vol. 491, Issues 1-2, 2010, 575-580, Raiszadeh, R.; Griffiths, W.D.
- 7) (Porosity, Hydrogen and Bifilm Content in Al Alloy Casting), Materials Science and Engineering: A, Vol. 528, Issues 10-11, 2011, 3860-3865, Dispinar, D.; Campbell, J.
- 8) (Degassing, Hydrogen and Porosity Phenomena in A356), Materials Science and Engineering: A, Vol. 527, Issues 16-17, 2010, 3719-3725, Dispinar, D.; Akhtar, S.; Nordmark, A.; Sabatino, M.Di.; Amberg, L.
- 9) (Effect of Casting Condition on Aluminium Metal Quality), Journal of Materials Processing Technology, Vol. 182, Issues 1-3, 2007, 405-410, Dispinar, D.; Campbell, J.
- 10) (Effects of Runner System Design on the Mechanical Strength of Al-7Si-Mg Alloy Castings), Materials Science and Engineering: A, Vol. 354, Issues 1-2, 2003, 315-325, Dai, X.; Yang, X.; Campbell, J.; Wood, J.
- 11) (Entrained Oxide Films in TiAl Casting), Intermetallics, Vol. 11, Issue 4, 2003, 377-385, Mi, J.; Arding, R.A.H.; Wickins, M.; Campbell, J.
- 12) (Visualisation of Oxide Film Defects During Solidification of Aluminium Alloys), Scripta Materialia, Vol. 43, 2000, 881-886, Fox, S.; Campbell, J.
- 13) (Effect of Top and Bottom Filling on Reliability of Investment Casting in Al, Fe, and Based Alloys), Materials Science and Technology, Vol. 16, NO. 11-12, 2000, 1445-1452, Cox, M.; Wickins, M.; Kuang, J.P.; Harding, R.A.; Campbell, J.
- 14) (Casting Practice the 10 Rules of Casting), 2004, Published by Butterworth-Heinemann, Campbell, J.
- 15) (Critical Assessment of Reduced Pressure Test.Part 1:Porosity Phenomena), International Journal of Cast Metals Research, Vol. 17, No. 5, 2004, 280-286, Dispinar, D.; Campbell, J.

- 16) (Critical Assessment of Reduced Pressure Test.Part 2:Quantification); International Journal of Cast Metals Research, Vol. 17, No. 5, 2004, 287-294, Dispinar, D.; Campbell, J.
- 17) (Effects of Oxide Films, Fe rich Phase, Porosity and their Interactions on Tensile Properties of Cast Al-Si-Mg Alloys); Ph.D. thesis, University of Birmingham, Bangyikhan, K.
- 18) (Prof.J.Campbell's Ten Rules for Making Reliable Castings), JOM Journal of the Minerals, Metals and Materials Society, Vol. 57, No. 5, 19-28, Campbell, J.
- 19) (Precipitation of Sr-Rich Intermetallic Particles and their Influence on Pore Formation in Sr-Modified A356 Alloy), Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 36, No. 9, 2341-2349, Miresmaili, S.M.; Campbell, J.; Shabestari, S.G.; Boutorabi, M.A.
- 20) (The Nucleation of Fe-Rich Phases on Oxide Films in Al-11.5Si-0.4Mg Cast Alloys), Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 34, No. 7, 1409-1420, Cao, X.; Campbell, J.
- 21) (The Role of Oxides in the Formation of Primary Iron Intermetallics in an Al-11.6Si-0.37Mg Alloy), Metallurgical and Materials Transactions B, Vol. 37, NO. 6, 873-878, Miller, D.N.; Lu, L.; Dahli, A.K.

22) اثر تلاطم سطحی بر تشکیل فیلم اکسیدی در ریخته گری آلیاژ منیزیم (AZ91), (علی رضا میرک , مهدی دیواندری , سید

محمد علی بوتراپی