



پژوهش‌نامه ریخته‌گری

مقاله پژوهشی:

بررسی و کنترل آسیب‌های وارد شده به مذاب آلیاژهای آلومینیم ریختگی در حین آماده‌سازی مذاب و ریخته‌گری

قاسم عیسی‌آبادی

استادیار، گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه اراک، اراک، ایران.
نویسنده مکاتبه کننده: E-mail: g-eisaabadi@araku.ac.ir

چکیده:

دریافت: ۱۴۰۰/۱۰/۱۳

پذیرش: ۱۴۰۰/۱۲/۲۱

یکی از الزامات اصلی تولید قطعات ریختگی آلیاژهای آلومینیم، ارزیابی دقیق کیفیت مذاب است و تاکنون روش‌های متعددی برای افزایش کیفیت مذاب این آلیاژها ارائه شده‌اند که مرسوم‌ترین آنها فرایند گاززدایی چرخش، استفاده از فلاکس و فیلترهای سرامیکی هستند. در حالی که هیدروژن محلول در مذاب آلیاژهای آلومینیم عامل اصلی کاهش کیفیت قطعات ریختگی آلومینیمی قلمداد می‌شود، این مقاله با بررسی پژوهش‌های منتشر شده نشان می‌دهد که هیدروژن هیچ نقشی در کیفیت این آلیاژها ندارد و تنها عامل موثر بر کیفیت این آنها فیلم‌های اکسیدی و آخال‌ها هستند. همچنین در این مقاله روشی مبتنی بر انجام آزمون فشار کاهش یافته و کشش تک محوری برای ارزیابی آسیب‌های وارد شده به مذاب آلیاژهای آلومینیم در مراحل مختلف تولید ارائه شده است که استفاده از آن می‌تواند منجر به ارزیابی مناسب کیفیت آلیاژهای ریختگی آلومینیم و میزان آسیب وارد شده به مذاب در هر یک از مراحل تولید شود.

واژه‌های کلیدی:

آلیاژهای آلومینیم ریختگی،
کیفیت،
فیلم اکسیدی،
آخال،
فشار کاهش یافته.

ارجاع به این مقاله:

قاسم عیسی‌آبادی، بررسی و کنترل آسیب‌های وارد شده به مذاب آلیاژهای آلومینیم ریختگی در حین آماده‌سازی مذاب و ریخته‌گری، پژوهش‌نامه ریخته‌گری، تابستان ۱۴۰۰، جلد ۵، شماره ۲، صفحات ۱۱۹-۱۳۸.

شناسه دیجیتال: (DOI): 10.22034/frj.2022.322829.1148

۱- مقدمه

اشاره کرد. با این حال همچنان تولید قطعات آلومینیم با کیفیت یکی از چالش‌های مهم صنعت ریخته‌گری است [۶]. به عنوان مثال خواص کششی قطعات ریخته‌گری شده از آلیاژ A356 (شکل ۱) از پژوهش‌های متعدد [۷-۳۴] در شکل (۱) نشان داده شده است. شکل (۱) به چهار ناحیه تقسیم بندی شده است. داده‌هایی که در ناحیه ۱ قرار گرفتن اندمربوط به قطعاتی است که استحکام تسلیم و درصد ازدیاد طول آنها کمتر از حداقل مشخص شده در استاندارد هستند. نقاطی که در ناحیه ۲ قرار گرفته‌اند، اگر چه درصد از زیاد طولی بیش از حداقل مورد نیاز در استاندارد دارند، میزان استحکام تسلیم آنها کمتر از حداقل قابل قبول در استاندارد است. ناحیه ۳ نیز معرف قطعاتی است که استحکام تسلیم آنها بیش از حداقل مورد نیاز در استاندارد است ولی درصد ازدیاد طول آنها کمتر از مقدار حداقل مورد نیاز در استاندارد است.

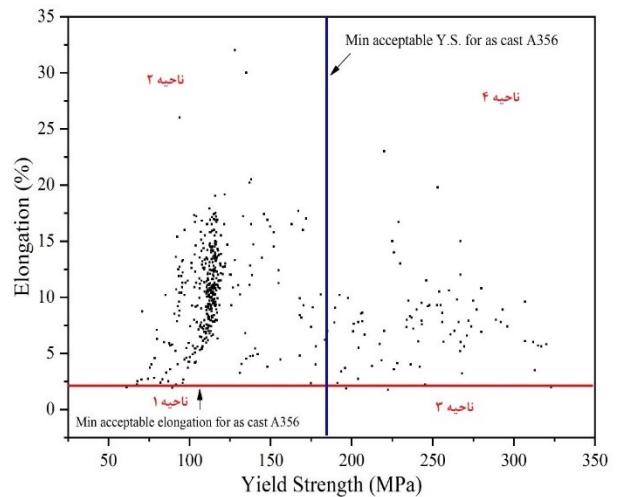
تولید قطعات ریختگی آلومینیمی با کیفیت مناسب همواره مسئله‌ای مهم برای ریخته‌گران بوده است و به همین دلیل پژوهش‌های متعددی در خصوص روش‌های افزایش کیفیت مذاب و بهینه‌سازی این روش‌ها ارائه شده است. اغلب تلاش‌های انجام شده در این راستا منطبق با رویکردهای (الف) حذف اکسیدها و آخال و یا (ب) حذف هیدروژن محلول در مذاب بوده است [۱]. به عنوان مثال، شرکت‌های تامین کننده مواد اولیه ریخته‌گری، افزودنی‌های متعددی را برای حذف هیدروژن محلول در مذاب و جداسازی اکسیدها از مذاب پیشنهاد می‌کنند و پژوهش‌های متعددی به تدوین و بهینه‌سازی فرایندهای گاززدایی مذاب آلیاژهای آلومینیم پرداخته‌اند که از جمله آنها می‌توان به گاززدایی چرخشی (دورانی) [۲]، گاززدایی ترانسونیک [۳]، گاززدایی تحت خلاء [۴] و ذوب مجدد [۵]

۲- مشخصه‌های مهم ریزساختاری دیگر در یک قطعه ریختگی باید کنترل شوند عبارتند از [۱] فاصله بازوهای دندردیتی که تابعی از سرعت سرد شدن و گرادیان دما در فصل مشترک جامد و مذاب است، مورفولوژی ذرات سیلیسیم یوتکتیک که یک فاز شکننده است و مقدار و مورفولوژی فازهای بین‌فلزی مانند فازهای غنی از آهن که اغلب به دلیل ساختار کریستالی پیچیده خود شکننده هستند [۳۶، ۳۷].

۳- بررسی سریع مقالات منتشر شده نشان می‌دهد که میزان داکتیلیتی در آلیاژهای ریختگی آلومینیم ذاتاً کم است و اغلب آلیاژهای ریختگی آلومینیم درصد ازدیاد طول کمتر از ۶-۴ درصد دارند و به همین دلیل پژوهش‌های زیادی در خصوص افزایش داکتیلیته این آلیاژهای انجام شده است [۳۸، ۳۹]

قوانین ده گانه کمپل [۴۰] نیز که با نام Ten Rules of Casting شناخته می‌شوند و مورد قبول بسیاری از محققین عبارتند از ۱- استفاده از آلیاژ با کیفیت مناسب، ۲- جلوگیری از تلاطم مذاب، ۳- عدم توقف و حرکت یکنواخت مذاب، ۴- جلوگیری از حباب زدگی، ۵- جلوگیری از واکنش مذاب و قالب، ۶- جلوگیری از عیوب انقباضی، ۷- اجتناب از جابجایی درونی مذاب، ۸- اجتناب از جدایش، ۹- اجتناب از تنش‌های ناشی از عملیات حرارتی و ۱۰- جلوگیری از عیوب ناشی از ماشین کاری. با توجه به اینکه قوانین (۱)، (۲) و (۴) کمپل ارتباط مستقیم با کیفیت مذاب دارند، این قوانین در این مقاله بررسی قرار خواهد شد. جیمز استنلی [۴۱] نمودار شکل (۲) را برای توصیف مشخصه‌های ریزساختاری آلیاژهای آلومینیم پیرسخت شونده ارائه داده است و در آن هیدروژن موجود آلیاژهای آلومینیم، حفرات، آخال‌های غیر فلزی و آخال‌های فلزی (اغلب اکسیدی) را جزو ویژگی‌های غیرذاتی این آلیاژها دسته بندی کرده است. غیر ذاتی بودن این موارد (در دسته بندی استنلی که مشخصه‌های ریزساختاری را به دو گروه ذاتی و غیر ذاتی دسته بندی کرده است) بیان کننده این است که این عیوب جزئی از ماهیت آلیاژهای آلومینیم نیستند و به دلیلی از بیرون و به دلیل عدم کنترل فرایند تولید در ریزساختار قرار گرفته‌اند.

از این رو مقاله حاضر به بررسی و جمع آوری عوامل موثر بر تشکیل و قرارگیری اکسیدها درون مذاب آلیاژهای آلومینیم، نقش هیدروژن در تشکیل حفرات در ریزساختار قطعات ریخته‌گری شده، اثر متقابل هیدروژن و اکسیدها و روش‌های ارزیابی کیفیت مذاب در آلیاژهای آلومینیم پرداخته است و در پایان روش‌های مناسب برای ارزیابی کیفیت قطعات ریختگی آلومینیمی را مورد بحث قرار داده است.

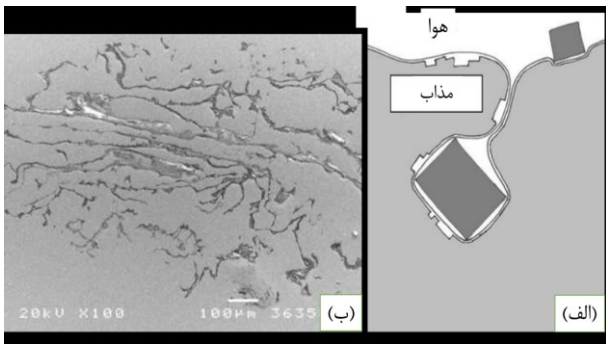


شکل ۱- نتایج گردآوری شده از خواص کششی گزارش شده آلیاژ A356 در فرایندهای مختلف ریخته‌گری [۷-۳۴].

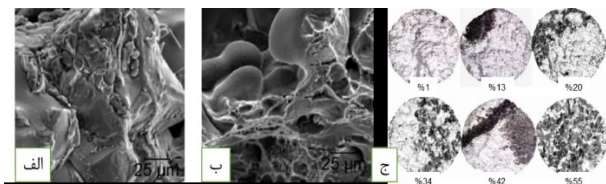
بنابراین هیچ یک از قطعاتی که در نواحی ۱ تا ۳ قرار گرفته‌اند از نظر استاندارد قابل پذیرش نیستند. ناحیه ۴ نیز نشان دهنده قطعاتی است که حداقل مورد نیاز استحکام تسلیم و درصد ازدیاد طول مشخص شده در استاندارد را برآورده کرده‌اند و از نظر استاندارد قابل پذیرش هستند. بررسی دقیق تر شکل (۱) نشان می‌دهد که تنها بخش اندکی از داده‌های منتشر شده در ناحیه ۴ قرار می‌گیرند و بخش قابل توجهی از قطعات ریخته‌گری شده از آلیاژ A356 حداقل خواص کششی مشخص شده توسط استانداردهای مربوطه را برآورده نمی‌کنند. بنابراین به نظر می‌رسد، تولید قطعات آلومینیمی مسیر تکاملی درازی در پیش رو دارد.

با این حال و صرف نظر از مسیری که برای ریخته‌گری قطعات با کیفیت قابل قبول در پیش رو است، برخی از مهمترین موضوعاتی که ریخته‌گران آلیاژهای آلومینیم بر روی آن اتفاق نظر دارند عبارتند از:

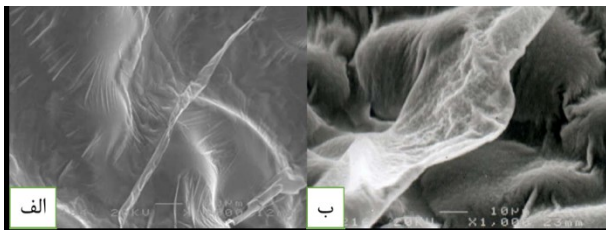
۱- حفرات با فاصله زیاد مهمترین عیب در ریزساختار آلیاژهای ریختگی آلومینیم هستند [۳۵] و عدم تشکیل حفرات به مثابه عدم وجود مشکل در ریزساختار قطعه تلقی می‌شود. از طرف دیگر و به دلیل اینکه تشکیل حفرات در ریزساختار ریختگی آلیاژهای آلومینیم اجتناب‌ناپذیر است، کاهش تعداد و اندازه حفرات روشی مناسب برای افزایش کیفیت قطعات تولید شده تلقی می‌شود. به عنوان مثال، چون حضور هیدروژن درون مذاب سبب تشکیل حفرات و برای مذاب مضر قلمداد می‌شود، روش‌های متنوعی مانند مانند گاززدایی دورانی، گاز زدایی با دمش آرگون (یا سایر گازها) و استفاده از فلاکس‌های مناسب برای کاهش مقدار هیدروژن محلول در مذاب (و عیوب ناشی از آن) مورد استفاده قرار می‌گیرند.



شکل ۴- الف) شماتیک نحوه ورود ذرات خارجی به درون مذاب آلومینیم و تشکیل فیلم دولایه اکسید و ب) تصویر واقعی از یک عیب رد حباب در یک آلیاژ آلومینیم [۴۳].



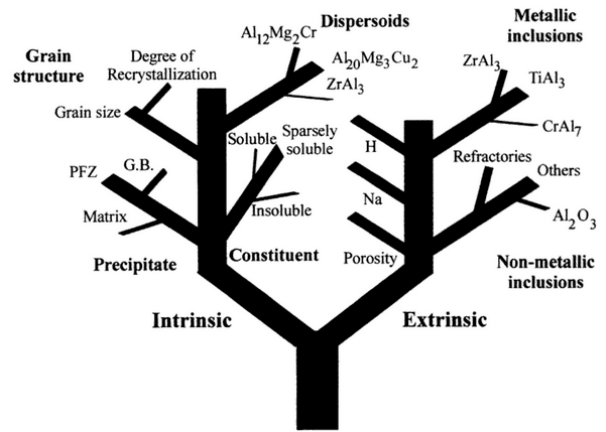
شکل ۵- الف) و ب) تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از حضور اکسیدهای قدیمی در مقطع شکست یک آلیاژ آلومینیم و (ج) تصاویر میکروسکوپ نوری از مقطع شکست همان آلیاژ با مقادیر مختلف اکسید [۴۴].



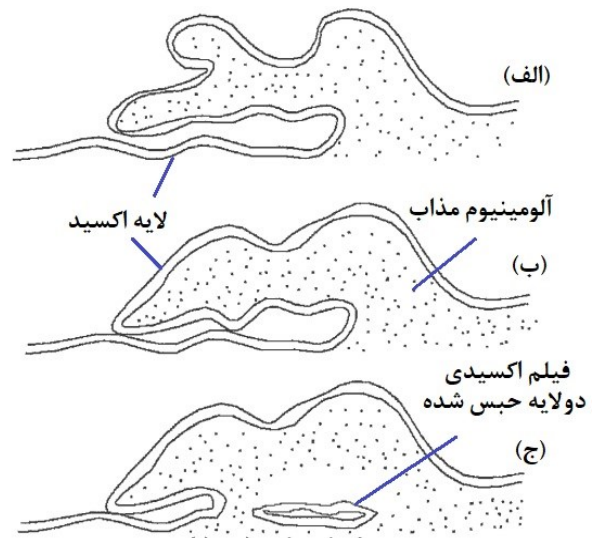
شکل ۶- اکسیدهای جوان در مقطع شکست نمونه کشش آلیاژهای الف) Al-7Si- و ب) Al-5Mg [۴۴].

فلزاتی مانند آلومینیم (مانند برگشتی‌ها، قراضه، جوانه زا و غیره). منجر به شکست سطح مذاب می‌شود و رد به جا مانده از هوای حبس شده در این حالت حاوی اکسید است. شماتیک این فرایند در شکل (۴-الف) نشان داده شده است. بنابراین، ایجاد شکست در سطح مذاب پدیده‌ای نامناسب است که منجر به قرار گرفتن لایه‌های اکسید درون ریزساختار نهایی می‌شود. به عنوان مثال شکل (۴-ب) نشان دهنده حضور یک اکسید دولایه بسیار در هم تنیده در ریزساختار یک آلیاژ آلومینیم است.

بررسی اجمالی بسیاری از قطعات ریخته‌گری آلومینیم، حضور گسترده اکسیدها درون ریزساختار را نشان می‌دهد. به عنوان مثال شکل (۵-الف) و (۵-ب) نشان دهنده اکسیدهای قدیمی^۲ (اکسیدهایی که درون بوت‌ریخته‌گری تشکیل شده‌اند و در هنگام ذوب ریزی) در ریزساختار یک آلیاژ آلومینیم است و تصاویر میکروسکوپ نوری از سطح شکست نمونه‌های آزمون



شکل ۲- نمودار استنلی برای توصیف عیوب ذاتی و غیر ذاتی آلیاژهای آلومینیم پیرسخت شونده [۴۱].



شکل ۳- شماتیک مراحل حبس یک فیلم دو لایه اکسیدی که شامل الف) تشکیل یک موج شکسته به وجود آمده بر اثر اغتشاش سطحی، ب) تماس دو سطح (تر نشده توسط مذاب) فیلم اکسیدی با هم و ج) فرو رفتن و حبس فیلم دولایه اکسیدی در درون توده مذاب به صورت یک عیب شبیه ترک است.

۲- حبس اکسید^۱ درون مذاب

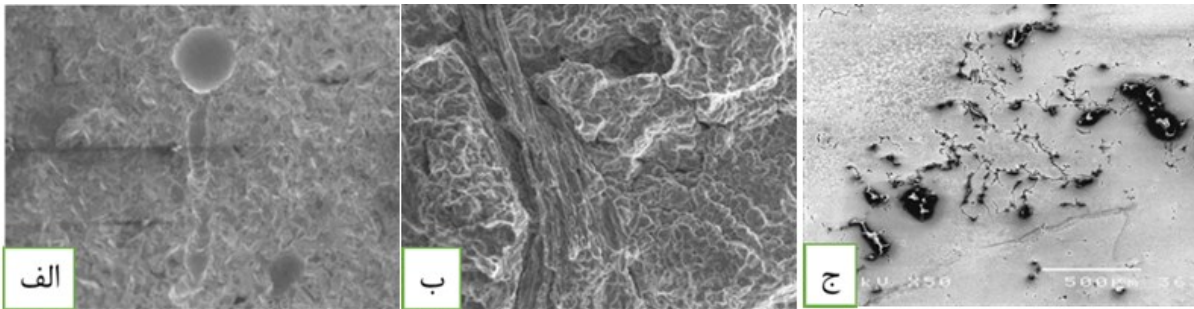
کمپل [۴۲] مفهوم فیلم‌های اکسیدی دولایه حبس شده و اثر مخرب آنها بر خواص آلیاژهای آلومینیم رو در به این صورت تشریح می‌کند که تا خوردن سطح خارجی مذاب بر روی خود به دلیل تلاطم سطحی مذاب منجر به ورود و حبس لایه اکسید سطحی در درون توده مذاب می‌شود. این فرایند (همان‌طور که در شکل (۳) نشان داده شده است)، منجر به تشکیل یک فیلم اکسیدی دو لایه می‌شود که مقداری هوا بین دو لایه آن حبس شده است و سبب ایجاد ترک در قطعات ریخته‌گری شده می‌شود.

^۲ Old Oxides

^۱ Entrapment

آلومینیم ریختگی مشاهده می‌شود. شکل ۷(الف) نشان دهنده یک حباب و رد به جا مانده از آن در حین ریخته‌گری یک آلیاژ آلومینیم است و شکل ۷(ب) نیز نشان دهنده رد حباب در یک آلیاژ ریختگی دیگر Al-Zn است که شباهت زیادی به تنه درختان قدیمی دارد [۴۵]. نکته قابل توجه این است که سرتاسر رد حباب توسط یک لایه اکسید پوشانده شده است. شکل ۷(ج) [۴۰] نیز نشان دهنده یک رد حباب (از جهت روبرو) است که به خوبی نشان می‌دهد این عیب می‌تواند منجر به آسیب جدی در ریزساختار آلیاژهای آلومینیم شود [۴۰, ۴۵].

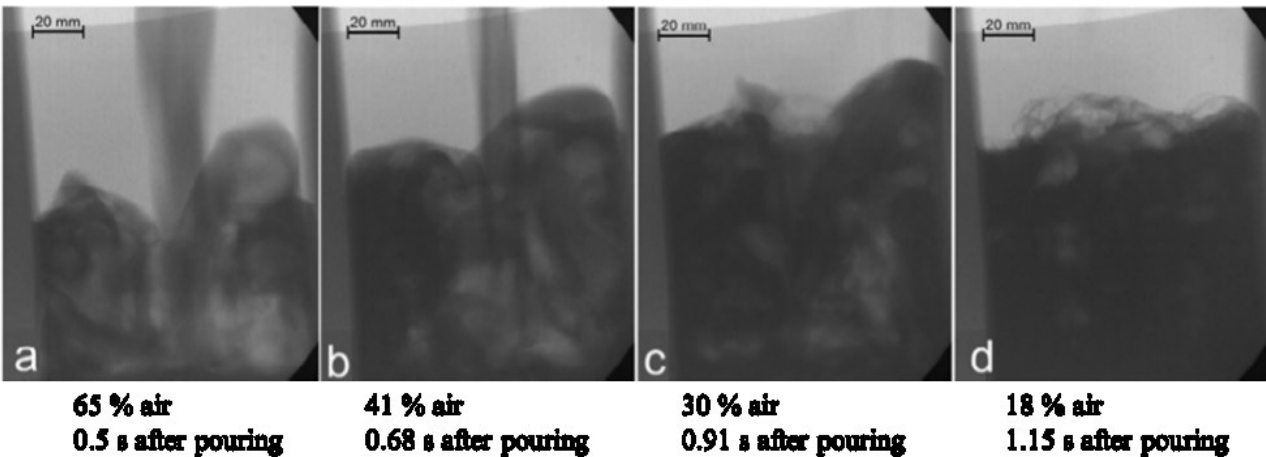
کشش نیز در شکل (۵-ج) نشان دهنده حضور مقادیر قابل توجه اکسید (از یک درصد تا ۵۵ درصد) در مقطع شکست است [۴۴]. نوع دیگری از اکسیدها که در ریزساختار آلیاژهای آلومینیم مشاهده می‌شود، اکسیدهای جوان^۱ (شکل ۶) هستند که در حین پر شدن قالب توسط مذاب یا در اثر شناور شدن حباب‌ها (در حین پر شدن قالب یا در حین انجماد مذاب) تشکیل می‌شوند [۴۴]. رد حباب^۲ نیز یکی دیگر از عیوب رایجی است که در قطعات



شکل ۷- الف) تصویر میکروسکپ الکترونی روبشی از یک حباب و رد به جا مانده از آن در یک آلیاژ Al-Zn، ب) رد حباب در آلیاژ Al-10Mg [۴۵] و ج) سطح پولیش شده آلیاژ Al-7Si-0.4Mg که حاوی یک فیلم دولایه است که سطح بالایی آن برداشته شده است [۴۰].



شکل ۸- تصویر مراحل انتقال مذاب در حین ریخته‌گری بلوک موتور خودروهای شرکت BMW [۴۶].



شکل ۹- تصاویر اشعه X از نحوه پر شدن قالب در زمان‌های مختلف پس از شروع ریخته‌گری [۴۷].

^۲ Bubble Trail

^۱ Young Oxides

۳-۲- عملیات کیفی مذاب

یکی از مراحل مهم قبل از ریخته‌گری تصفیه مذاب است که شامل (الف) تزریق یک گاز به منظور حذف اکسیدها و آخال‌ها از درون مذاب (در این خصوص در بخش‌های بعدی این مقاله بحث شده‌است) و (ب) افزودن فلاکس با هدف جدا کردن آخال‌ها از مذاب و نیز کاهش میزان هیدروژن محلول در مذاب (به منظور افزایش کیفیت قطعه ریخته‌گری شده) است. راهکار توصیه شده برای انجام این فرایندها استفاده از گاززدایی چرخشی^۲ است که شامل فرو بردن یک لوله در حال چرخش از جنس گرافیت یا سرامیک‌های دیگر (که اغلب یک دیفوزر در انتهای آن نصب شده‌است) و تزریق گاز (به عنوان مثال آرگون) به داخل مذاب است [۴۹]. حین فرایند و به دلیل تزریق گاز آرگون، میزان هیدروژن محلول در مذاب کم می‌شود، اما شکل (۱۰) نشان می‌دهد که فرایند گاززدایی چرخشی همراه با ایجاد یک گرداب^۳ شدید است که علاوه بر پوسته اکسید تشکیل شده در سطح مذاب، مقدار قابل توجهی هوا را نیز به داخل مذاب وارد می‌کند (که سبب تشکیل فیلم‌های دولایه اکسیدی می‌شود) و کیفیت متالورژیکی مذاب را کاهش می‌دهد (در این خصوص در بخش‌های بعدی بحث خواهد شد).

۳-۳- آسیب وارد شده به مذاب حین پر شدن قالب

اگر چه هدف این مقاله بررسی عملکرد سیستم‌های راهگامی مختلف و میزان آسیبی است که هر یک از آن‌ها به مذاب وارد می‌کند، تصاویر تهیه شده توسط اشعه X حین پر شدن قالب در منابع مختلف [۴۰، ۵۱-۵۳] نشان می‌دهد طراحی نامناسب سیستم راهگامی (که منجر به خالی ماندن سیستم راهگامی می‌شود) باعث ورود حباب‌های هوا به درون مذاب و حبس هوا می‌شود. حباب‌های حبس شده نیز که به دلیل نیروی شناوری^۴ به سمت بالا حرکت می‌کنند و در مسیر حرکت خود "رد حباب" به جای می‌گذارند. از طرف دیگر، بررسی پر شدن محفظه قالب توسط اشعه X نشان می‌دهد که طراحی مناسب سیستم راهگامی مانع حبس هوا درون مذاب می‌شود به دلیل یکنواختی جبهه مذاب و ورود اکسیدهای سطحی به درون مذاب می‌شود بنابراین طراحی مناسب سیستم راهگامی، مانع از آسیب بیشتر مذاب حین پر شدن قالب می‌شود. البته شایان ذکر است در صورتی که مذاب پیش از این مرحله (حین تهیه، انتقال و گاززدایی مذاب) آسیب دیده باشد، طراحی مناسب سیستم راهگامی منجر به تولید قطعه با کیفیت مناسب نخواهد شد.



شکل ۱۰- تلاطم ایجاد شده در حین گاززدایی چرخشی مذاب آلومینیم [۵۰].

۳- تکنولوژی مرسوم نقل و انتقال مذاب آلومینیم در

فرایندهای ریخته‌گری

۳-۱- آسیب‌های ناشی از انتقال پی در پی مذاب

شکل (۸) بخشی از مراحل انتقال مذاب آلومینیم در حین ساخت بدنه موتور خودروهای BMW را نشان می‌دهد و مراحل کامل تر در مرجع [۴۶] قابل مشاهده است. این تصاویر به خوبی نشان دهنده ریزش مذاب از ارتفاع زیاد (یک تا چند متر) در حین انتقال مذاب هستند و شناور شدن تعداد بسیار زیادی از حباب‌های هوا است که حین پر کردن پاتیل وارد مذاب شده‌اند و آسیب‌های زیاد به مذاب وارد می‌کند. بنابراین، به نظر می‌رسد که شیوه تعامل با آلومینیم مذاب که تا حد زیادی ناشی از تجارب شخصی ریخته‌گران در نقل و انتقال آب از یک سطل به سطل دیگر^۱ است (که آسیبی به آب وارد نمی‌کند است).

تصاویر اشعه X شکل ۹ نیز نشان دهنده میزان بسیار زیاد هوای مخلوط شده با مذاب آلومینیم حین پر شدن قالب از بالا است. در این شکل، روشنایی بیشتر تصویر در مراحل ابتدایی فرایند، نشان دهنده میزان بسیار زیاد هوای مخلوط شده با مذاب است (حدود ۶۵ درصد). اگر چه با گذشت زمان میزان هوای موجود در مخلوط کاهش پیدا می‌کند (زمان ۱/۱۵ ثانیه) ولی با این حال، ایجاد آسیب (تشکیل اکسید درون مذاب آلومینیم) تنها به چند میلی ثانیه نیاز دارد و علاوه بر این همچنان میزان هوای مخلوط شده با مذاب قابل توجه (۱۸ درصد) است [۴۷]. این شکل به خوبی نشان می‌دهد که حجم هوای وارد شده در اثر ریختن مذاب از یک ظرف به ظرف دیگر، بسیار بیشتر از مقداری است که در تصور عامه وجود داد. به عبارت دقیق‌تر، فرایند انتقال مذاب مرسوم (مانند انتقال آب از یک سطل به سطل دیگر)، پیش از آن یک تکنیک انتقال مذاب باشد، تکنیکی برای حبس هوا و تولید مخلوط مذاب آلومینیم و هوا است [۴۸].

^۲ Vortex

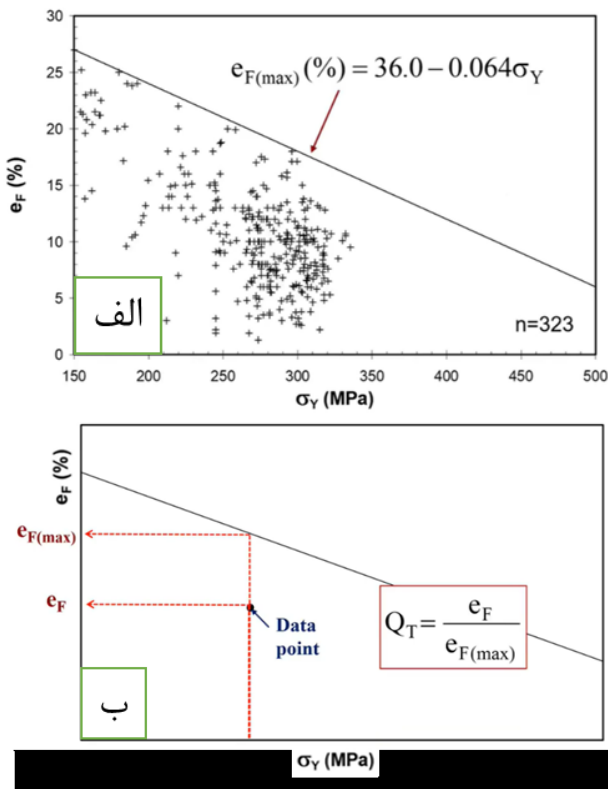
^۴ Buoyant Force

^۱ Bucket Technology

^۲ Rotary Degassing

شده است. بر اساس این شکل، پس از انجام آزمون کشش با استفاده از تنش تسلیم، مقدار داکتیلیته بالقوه ($e_{F(max)}$) آلیاژ از روی نمودار مشخص خواهد شد و از تقسیم مقدار تنش حد شکست (e_F) بر $e_{F(max)}$ مقدار اندیس کیفیت آلیاژ مشخص خواهد شد. مراحل مشخص کردن اندیس کیفیت پیشنهاد شده توسط مورات در شکل (۱۱-ب) نشان داده شده است [۶].

مورات و همکارانش پیشنهاد کردند که نمودار شکل (۱۱-ب) را می‌توان مانند شکل (۱۲) به چهار ناحیه دسته بندی کرد. بر این اساس قرار گرفتن در ناحیه $Q_T < 0.25$ موید وجود آسیب‌های متعدد و جدی در مذاب است. ناحیه $0.25 < Q_T < 0.50$ موید آسیب‌های متوسط به مذاب است. ناحیه $0.50 < Q_T < 0.70$ نشان دهنده آسیب‌های اندک وارد شده به مذاب است و قرار گیری در ناحیه $0.70 < Q_T < 1$ موید مذابی با آسیب بسیار کم است. با این حال تا کنون هیچ مورد با مقدار $Q_T < 1$ ثبت نشده است و انتظار می‌رود با بهبود تکنولوژی‌های ذوب و ریخته‌گری بتوان به مقادیر $Q_T < 1$ نیز دست یافت و در این صورت معادله مربوط به داکتیلیته بالقوه نیز تغییر خواهد کرد [۶].



شکل ۱۱- محاسبه داکتیلیته بالقوه آلیاژ Al-7Si-Mg و (ب) نحوه محاسبه اندیس کیفیت [۶].

علت این موضوع نیز ماهیت تجمعی بودن^۱ آسیب‌های وارد شده به مذاب است که با شروع فرایند ذوب آغاز می‌شود و با هر مرحله حبس شدن اکسیدهای سطحی و هوا درون مذاب میزان آن افزایش پیدا می‌کند [۴۰].

۴- سنجش^۲ میزان آسیب وارد شده به مذاب

دو ابزار و روش مرسوم و کاربردی در اندازه گیری میزان آسیب وارد شده به مذاب آلیاژهای آلومینیم عبارتند از (۱) آزمون کشش و (۲) آزمون فشار کاهش یافته^۳ [۵۴-۵۶]. ویژگی مهم آزمون کشش این است که هیچ یک از آسیب‌های وارد شده به مذاب در اثر پدیده حبس اکسیدهای سطحی و ورود حباب به درون مذاب از این آزمون مخفی نخواهند ماند و اثر آنها بر خواص کششی آلیاژهای آلومینیم کاملاً مشهود است [۶]. در خصوص آزمون فشار کاهش یافته باید به این نکته دقت کرد که این آزمون تنها زمانی قادر به نشان دادن میزان آسیب وارد شده به مذاب است که میزان هیدروژن حل شده درون مذاب به اندازه کافی باشد. به عبارت دیگر، حذف هیدروژن از مذاب منجر به عدم کارایی این آزمون و پنهان ماندن آسیب‌های وارد شده به مذاب خواهد شد [۵۴-۵۶].

۴-۱- آزمون کشش تک محوری

نمودار تنش کرنش ناشی از آزمون کشش، شامل سه مشخصه تنش تسلیم، استحکام نهایی کششی و درصد ازدیاد طول در شکست است. تنش تسلیم تقریباً مستقل از میزان آسیب وارد شده به مذاب است. استحکام نهایی کششی تا حدی تحت تاثیر آسیب‌های وارد شده به مذاب است و درصد ازدیاد طول در شکست به میزان زیادی تحت تاثیر آسیب‌های وارد شده به مذاب است. مورات و همکارانش [۶] با بررسی نمونه‌های واقعی ریخته‌گری شده از آلیاژ Al-Si-Mg که توسط فرایندهای مختلف (شامل ریخته‌گری در قالب ماسه ای، ریخته‌گری دقیق، ریخته‌گری تحت فشار کم، ریخته‌گری تحت فشار زیاد، ریخته‌گری کوبشی و در حالت‌های عملیات حرارتی شده و ریخته‌گری) نمودار شکل (۱۱-الف) را رسم کردند. در ادامه آنها با متصل کردن نقاطی که در بالای نمودار بودند، پیشنهاد کردند که خطی که از این نقاط می‌گذرد، نشان دهنده داکتیلیته بالقوه^۴ آلیاژهای Al-Si-Mg است. آنها پیشنهاد دادند که می‌توان از این نمودار برای تعریف یک اندیس کیفیت^۵ (Q_T) استفاده کرد. نحوه به دست آوردن این اندیس کیفیت در شکل (۱۱-ب) نشان داده

^۱ Ductility Potential

^۵ Quality Index

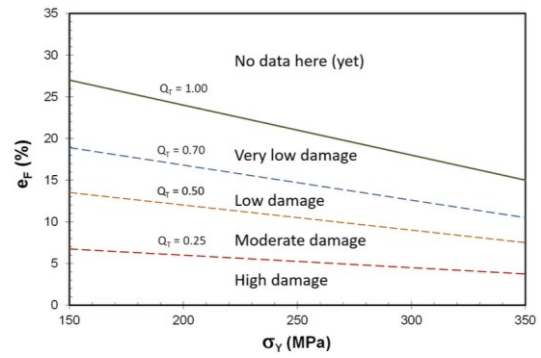
^۱ Cumulative

^۲ Tools and Metrics

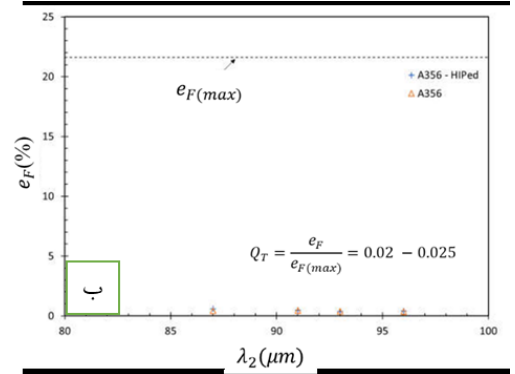
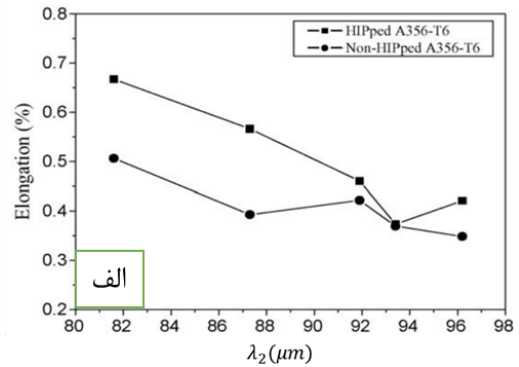
^۳ Reduced Pressure Test (RPT)

استحکام حد نهایی، به نظر می‌رسد که فرایند ریخته‌گری کوبشی منجر به بهبود قابل توجه کیفیت قطعه ریخته‌گری شده‌است، به ویژه آنکه به نظر می‌رسد درصد ازدیاد طول گزارش شده در مقایسه با درصد ازدیاد طول مرسوم این آلیاژ (که حدود ۱٪ است) عدد قابل قبولی است. همچنین به نظر می‌رسد که قطعه تحت عملیات حرارتی مناسبی قرار گرفته است و خواص مناسبی دارد [۵۷]. با این حال بررسی اندیس کیفیت (بر اساس مقادیر $e_{F(max)}$ به دست آمده از شکل ۱۱-الف) نشان می‌دهد که اعمال فشار ۱۰۰ مگاپاسکال بر مذاب حین انجماد، اندیس کیفیت آلیاژ را از ۰/۰۷ به ۰/۱۰ افزایش داده است و انجام عملیات حرارتی نیز اندیس کیفیت را ۰/۰۳ افزایش داده است. بنابر این به نظر می‌رسد که علیرغم استفاده از تجهیزات گران قیمت به منظور بستن حفرات، کیفیت آلیاژ بیشتر نشده‌است (به ویژه اینکه تمام مقادیر اندیس کیفیت همچنان از مقدار ۰/۲۵ نیز بسیار کمتر هستند). نکته مهمتر آنکه، این بررسی به خوبی نشان می‌دهد که مذاب به دلیل وجود اکسیدها، ۹۰٪ از داکتیلیته خود را از دست داده است و این موضوع بر عملکرد قطعه در شرایط کاری (بویژه از نظر عمر خستگی) اثر زیادی دارد. در مطالعه‌ای دیگر [۵۸]، اثر پرس ایزواستاتیک داغ بر درصد زیاد طول آلیاژ A356-T6 نشان بررسی شده‌است.

بر اساس اطلاعات به دست آمده در این پژوهش که در شکل ۱۳-الف) نشان داده شده‌است، به نظر می‌رسد اعمال پرس ایزواستاتیک داغ در تمامی مقادیر فاصله بازوهای ثانویه دندریتی^۱ منجر به بهبود درصد زیاد طول آلیاژ شده‌است، با این حال در همین شکل دیده می‌شود که در محور عمودی (که نشان دهنده درصد ازدیاد طول آلیاژ است) تغییرات درصد زیاد طول تنها در بازه ۰/۳ تا ۰/۷ درصد است و چنانچه این مقادیر در مقیاسی مانند شکل ۱۳-ب) که در بردارنده مقدار $e_{F(max)}$ آلیاژ A356 (حدود ۲۵٪ در مقدار استحکام تسلیم ۲۲۵ مگاپاسکال) رسم شوند، مقدار Q_T آلیاژ بین ۰/۰۲ تا ۰/۰۲۵ تغییر می‌کند.



شکل ۱۲- نحوه تقسیم بندی نمودار اندیس کیفیت به چهار ناحیه مجزا بر اساس میزان آسیب وارد شده به مذاب [۶].

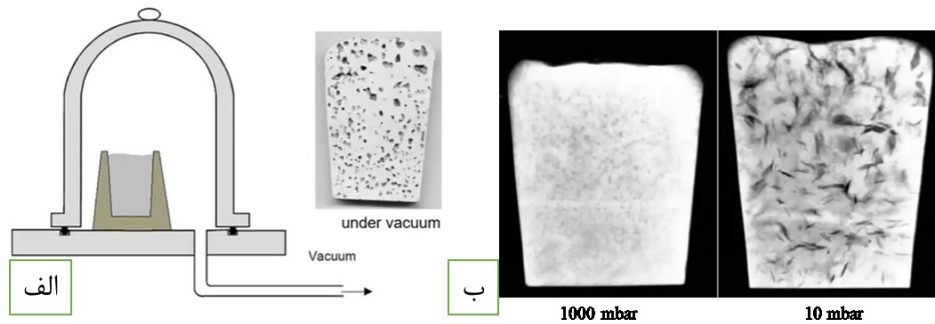


شکل ۱۳- الف) و ب) اثر پرس ایزواستاتیک داغ و فاصله بازوهای ثانویه دندریتی بر درصد زیاد طول آلیاژ A356-T6 [۵۸] با دو مقیاس درصد ازدیاد طول مختلف.

به عنوان مثال جدول (۱) نشان دهنده اثر اعمال فشار حین انجماد مذاب (فرایند ریخته‌گری کوبشی) بر خواص یک آلیاژ Al-Si-Mg است. در نگاه اول و بر اساس مقایسه استحکام تسلیم و

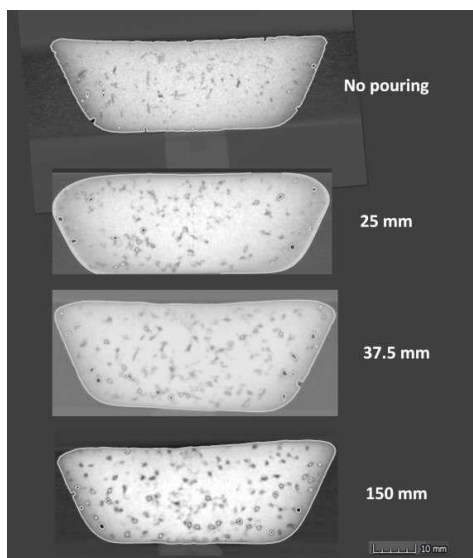
جدول ۱- مقادیر خواص کششی، مقدار داکتیلیته بالقوه و اندیس کیفیت آلیاژ LM24 در سه فرایند Chill Cast، ریخته‌گری کوبشی و عملیات حرارتی شده پس از ریخته‌گری کوبشی [۵۷].

Material		0.2 % Proof Stress (MPa)	UTS (MPa)	Elongation (%)	% $e_{F(max)}$	Q_T
LM24	Typical Chill Cast (as-cast)	110	200	2	29.0	0.07
	Squeeze Cast (as-cast)	126	233	2.7	27.9	0.10
	Squeeze Cast (T6)	330	368	2	14.9	0.13



شکل ۱۴- الف) شماتیک عملکرد آزمون فشار کاهش یافته و ب) اثر مقدار خلأ نسبی بر انبساط فیلم‌های دولایه اکسیدی در حین آزمون فشار کاهش یافته [۵۹].

انجماد تحت فشار کاهش یافته نیز منبسط نمی‌شوند و مشاهده آنها به دقت و بررسی بیشتری نیاز دارد. تصاویر نمونه‌های آزمون فشار کاهش یافته در شکل (۱۵) به خوبی نشان می‌دهد که افزایش ارتفاع سقوط مذاب منجر به ایجاد آسیب بیشتر در مذاب آلیاژ A356 می‌شود. جزئیات این پژوهش را می‌توان در مرجع [۶۰] مشاهده کرد. در این تحقیق، در حالی که به نظر می‌رسید در نمونه با بیشترین آسیب (نمونه با ارتفاع مذاب ریزی ۱۵۰ میلی‌متر) تمام حفرات حین آزمون فشار کاهش یافته منبسط شده‌اند، بررسی‌های انجام شده با میکروسکوپ الکترونی روبشی^۲ (شکل ۱۶) این موضوع را رد کرد. در این شکل، ناحیه مشخص شده با فلش یک فیلم اکسید دولایه منبسط نشده را نشان می‌دهد. بنابراین حفره بزرگی که در این تصویر مشاهده می‌شود، تنها بخش قابل مشاهده آسیب وارد شده به مذاب است و آسیب وارد شده به مذاب بسیار گسترده‌تر است.



شکل ۱۵- اثر ارتفاع بارریزی بر میزان حفرات تشکیل شده در نمونه‌های آزمون فشار کاهش یافته آلیاژ A356 [۶۰].

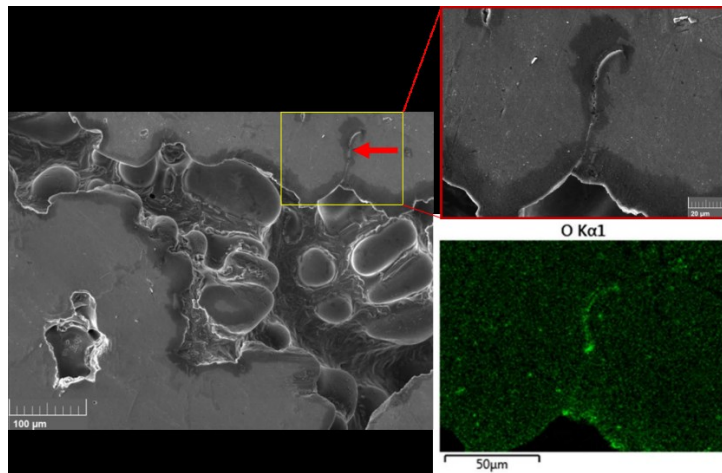
بنابراین به نظر می‌رسد اگر چه اعمال فشار پس از انجماد (توسط پرس ایزواستاتیک داغ) منجر به بسته شدن حفرات می‌شود، ولی آسیب وارد شده به مذاب را از بین نمی‌برد و یا جبران نمی‌کند. این شکل به خوبی نشان می‌دهد که آسیب وارد شده به مذاب ۹۸٪ کیفیت مذاب را از بین برده است و هیچ فرایندی پس از انجماد نمی‌تواند این آسیب را جبران کند.

۴-۲- آزمون فشار کاهش یافته

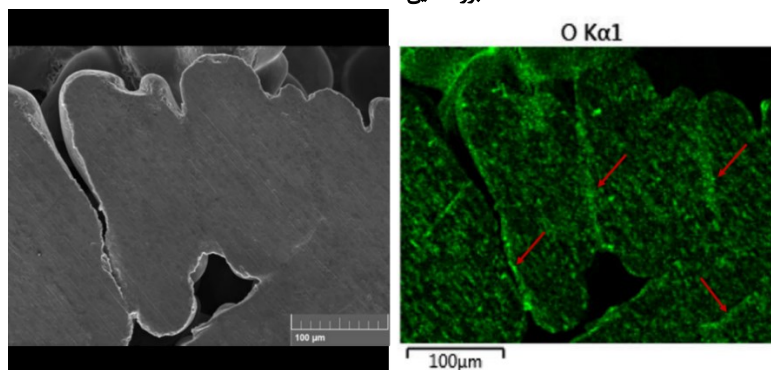
شکل (۱۴-الف) بصورت شماتیک نحوه انجام آزمون فشار کاهش یافته را نشان می‌دهد. در این آزمون مقداری از مذاب درون یک قالب کوچک ریخته می‌شود و به مذاب تحت خلأ نسبی مشخصی منجمد شود. انجماد تحت خلأ نسبی، منجر به باز شدن (بزرگ شدن) حفرات (فیلم‌های اکسیدی دولایه) درون مذاب می‌شود. تصاویر اشعه X، شکل (۱۴-ب) مربوط به نمونه‌هایی با ذوب یکسان هستند که تحت فشار اتمسفر و خلأ ۱۰ میلی بار منجمد شده‌اند. در حالی که تصویر نمونه منجمد شده تحت فشار اتمسفری تنها حاوی نقاط خاکستری رنگ در مرکز نمونه است، تصویر نمونه‌ای که تحت خلأ ۱۰ میلی بار منجمد شده است، نشان دهنده حضور تعداد زیادی فیلم‌های اکسید دولایه‌ای (با طبیعت ترک گونه^۱) وارد شده به درون مذاب و مقدار واقعی آسیب وارد شده به مذاب است [۵۹]. بنابراین، می‌توان ادعا کرد که حفرات (انقباضی یا گازی) مشاهده شده درون قطعات ریخته‌گری (که تحت فشار اتمسفر) منجمد شده‌اند، فقط بخش قابل مشاهده آسیب (نقاط ضعف) درون قطعه هستند و در حقیقت بخش اصلی آسیب وارد شده به مذاب (و در نتیجه قطعه) که بسیار بیشتر است، قابل مشاهده نیست. علیرغم اینکه آزمون فشار کاهش یافته ابزاری مناسب برای بررسی میزان آسیب وارد شده به مذاب آلیاژهای آلومینیم فراهم می‌کند، توجه به این نکته نیز ضروری است که برخی از اکسیدهای موجود در مذاب آلیاژهای آلومینیم، حتی در شرایط

^۲ - Scanning Electron Microscope (SEM)

^۱ - Crack-Like Nature



شکل ۱۶- تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی (در حالت الکترون ثانویه) از سطح پولیش شده نمونه آزمون فشار کاهش یافته آلیاژ A356 با ارتفاع بارریزی ۲۵ میلی‌متر که نشان می‌دهد بخشی از اکسید در میان شاخه‌های دندریتی به دام افتاده است و منبسط نشده است به همراه تصویر بزرگنمایی شده قسمت مشخص شده و نقشه توزیع اکسیژن ناحیه بزرگنمایی شده [۶۰].

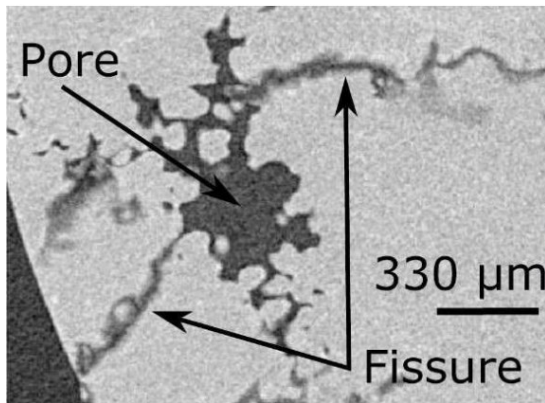


شکل ۱۷- تصویر میکروسکوپ الکترونی (در حالت الکترون ثانویه) در نزدیکی یک حفره موجود در نمونه آزمون فشار کاهش یافته از آلیاژ A356 با ارتفاع بارریزی ۱۵۰ میلی‌متر و نقشه توزیع اکسیژن که نشان دهنده پنهان شدن تعداد زیادی اکسید غیر فعال در ریزساختار آلیاژ است [۶۰].

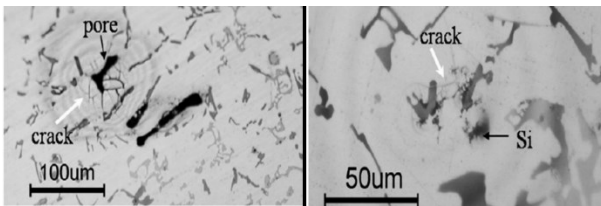
کششی) مخفی نخواهند ماند و اعمال تنش کششی منجر به باز شدن فیلم‌های اکسیدی دولایه خواهد شد. به عنوان مثال تصاویر شکل (۱۹) نشان می‌دهد که در مراحل اولیه آزمون کشش (تنش اعمالی کم) یک نمونه ریخته شده از یک آلیاژ Al-Si-Cu، تعداد زیادی ترک در اطراف حفرات تشکیل می‌شود [۶۲]. این ترک‌ها در حقیقت فیلم‌های دولایه اکسیدی غیرفعال هستند که نتوانسته‌اند بر اثر پدیده‌هایی همچون، نفوذ گاز هیدروژن، انقباض حین انجماد و مشکلات مربوط به مذاب رسانی در حین انجماد منبسط شوند (باز نشده‌اند). با این حال این اکسیدها به راحتی در تنش‌های اعمالی بسیار کم به ترک تبدیل شده‌اند. در پژوهشی دیگر [۶۳]، حین انجام آزمون خستگی بر روی آلیاژ Al-Si-Mg-Cu ترک‌ها در موقعیت‌های غیر منتظره (در زیر سطح تحت کشش نمونه‌های آزمون خستگی) مشاهده شدند (شکل ۲۰). ترک‌های مشاهده شده در این نمونه نیز ترک‌های خستگی نیستند و در حقیقت فیلم‌های دولایه هستند که تحت تنش‌های کششی خود را به صورت ترک خستگی نمایان کرده‌اند.

بررسی‌های بیشتر همانند شکل (۱۷) [۶۰] نشان می‌دهد میزان آسیب وارد شده به مذاب بسیار بیشتر از آنچه مشاهده می‌شود است و تعداد زیادی از اکسیدهای دولایه به دلیل عدم وجود مقدار کافی هیدروژن یا گازهای اتمسفری منبسط نشده‌اند و به راحتی قابل شناسایی نیستند. ارزیابی عمر خستگی آلیاژهای Al-Si با استفاده از پرتونگاری مقطعی^۱ با اشعه X توسط لی و همکارانش [۶۱] نیز حاکی از وقوع شکاف‌هایی در اطراف حفرات موجود در ریزساختار (در حین انجام آزمون خستگی) این آلیاژها بود که منجر به تخریب قطعه شده‌اند ولی شباهتی به ترک‌های خستگی ندارند (شکل ۱۸). آن‌ها عنوان کردند که ترک‌های مشاهده شده فیلم‌های دولایه اکسیدی غیر فعالی هستند که به عدم وجود گاز کافی (هیدروژن و با گاز اتمسفری) امکان انبساط نداشته‌اند و در نتیجه بصورت در هم تنیده در ریزساختار باقی مانده‌اند، و در اثر اعمال تنش‌های خستگی فرصت کافی برای تبدیل شدن به ترک (یا شکاف) را به دست آورده‌اند. با این حال پژوهشگران اتفاق نظر دارند که آسیب‌های وارد شده به مذاب آلومینیم، از دید آزمون کشش تک محوری (تنش‌های

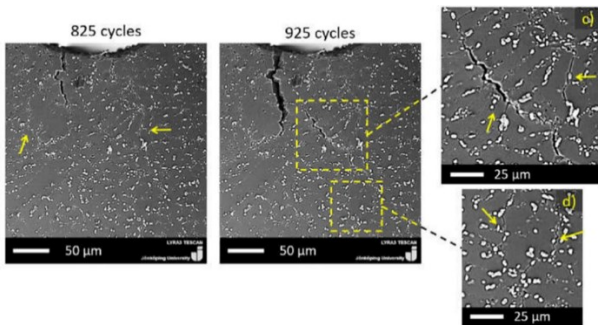
^۱ Tomography



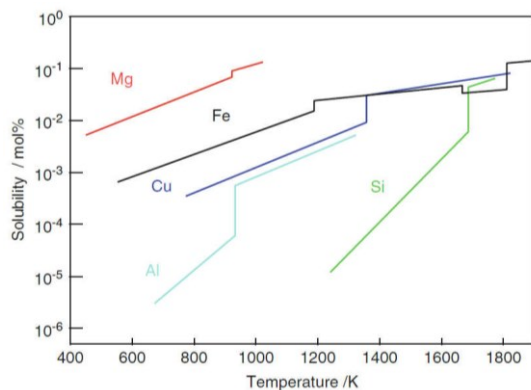
شکل ۱۸- حضور اکسیدهای غیر فعال در اطراف یک حفره در ریزساختار آلیاژ AISi7Mg0.3 [۶۱].



شکل ۱۹- وقوع ترک در حین اعمال تنش کششی اندک اطراف حفرات و ذرات سیلیسیم یوتکتیک موجود در ریزساختار آلیاژ Al-Si6.5-Cu3.5 [۶۲].



شکل ۲۰- ایجاد ترک‌های ثانویه در آلیاژ Al-6.98Si-0.36Mg-3.23Cu پس از ۸۲۵ و ۹۲۵ سیکل خستگی و تصاویر بزرگنمایی شده مناطق مشخص شده [۶۳].

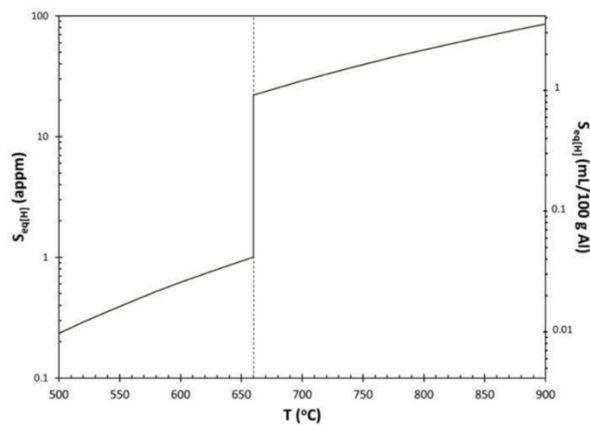


شکل ۲۱- تغییرات حد حلالیت هیدروژن در فلزات مختلف با دما [۶۴].

۵- هیدروژن موجود در مذاب آلیاژهای آلومینیم مضر نیست

پژوهش‌ها نشان می‌دهند که هیدروژن به تنهایی و در غیاب اکسیدهای حبس شده درون مذاب آلیاژهای آلومینیم نمی‌تواند منجر به تشکیل حفرات در ریزساختار آلیاژهای Al-Si شود [۴۰، ۶۴]. تنها نقش هیدروژن قابل مشاهده کردن آسیب‌های وارد شده به مذاب از طریق انبساط آنها است. به عبارت دیگر و بر اساس نظریات جدید، وجود هیدروژن درون مذاب آلومینیم نه تنها آسیبی به مذاب وارد نمی‌کند، بلکه امکان ارزیابی کیفی آسان‌تر مذاب را فراهم می‌کند [۶۵]. بنابراین، اگر فرایند گاززدایی مذاب آلومینیم همراه با حذف اکسیدها نباشد (به شکل مناسب انجام نشود)، تنها امکان مشاهده عیوب را از بین می‌برد و تاثیری بر کیفیت آلیاژ نخواهد داشت. همچنین، مقایسه میزان حلالیت هیدروژن در فلزات مختلف در شکل (۲۱) نشان می‌دهد که حلالیت هیدروژن در مذاب آلومینیم تقریباً ده برابر کمتر از میزان حلالیت آن در آهن جامد است [۶۶] که نشان می‌دهد، هیدروژن نمی‌تواند عامل اصلی تشکیل حفرات در آلیاژهای آلومینیم باشد. با توجه به این که مقدار هیدروژن حل شده درون آلومینیم مذاب در مقایسه با فلزات دیگر کمتر است، برخی پژوهش‌ها علت اصلی تشکیل حفرات در ریزساختار آلیاژهای آلومینیم را نه میزان هیدروژن حل شده در آلومینیم مذاب، که اختلاف زیاد حد حلالیت هیدروژن در آلومینیم مذاب و جامد عنوان کرده‌اند [۶۷]. نمودار تغییرات حد حلالیت هیدروژن در آلومینیم خالص در شکل (۲۲) نشان می‌دهد در دمای ذوب آلومینیم، حد حلالیت هیدروژن در آلومینیم مذاب ۲۱/۸ برابر آلومینیم جامد (فوق اشباع^۱) است. بر اساس این رویکرد و با مقایسه فوق اشباع هیدروژن در آلیاژهای مختلف آلومینیم در شکل (۲۲) به نظر می‌رسد تشکیل حفرات در آلیاژهای 319 و A356 معضل جدی نخواهد بود و آلیاژهای 380 و 383 که در زمره آلیاژهای متداول در فرایند دایکست هستند، عاری از حفرات خواهند بود. با این حال، این نتیجه گیری در تضاد کامل با مشاهدات انجام شده در ریخته‌گری این آلیاژها است [۶۸]. بنابراین، نظریه ایجاد حفرات به دلیل تفاوت زیاد فوق اشباع هیدروژن در مذاب و جامد آلیاژهای آلومینیم در تضاد با مشاهدات تجربی است.

^۱ Super Saturation

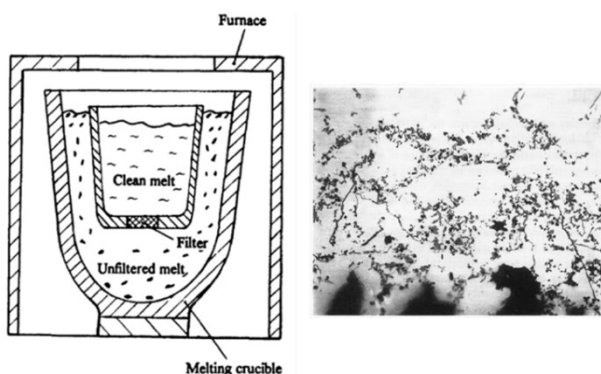


شکل ۲۲- تغییرات حد حلالیت هیدروژن در آلومینیم با دما و اثر ترکیب شیمیایی بر فوق اشباع هیدروژن در آلیاژهای آلومینیم [۶۸].

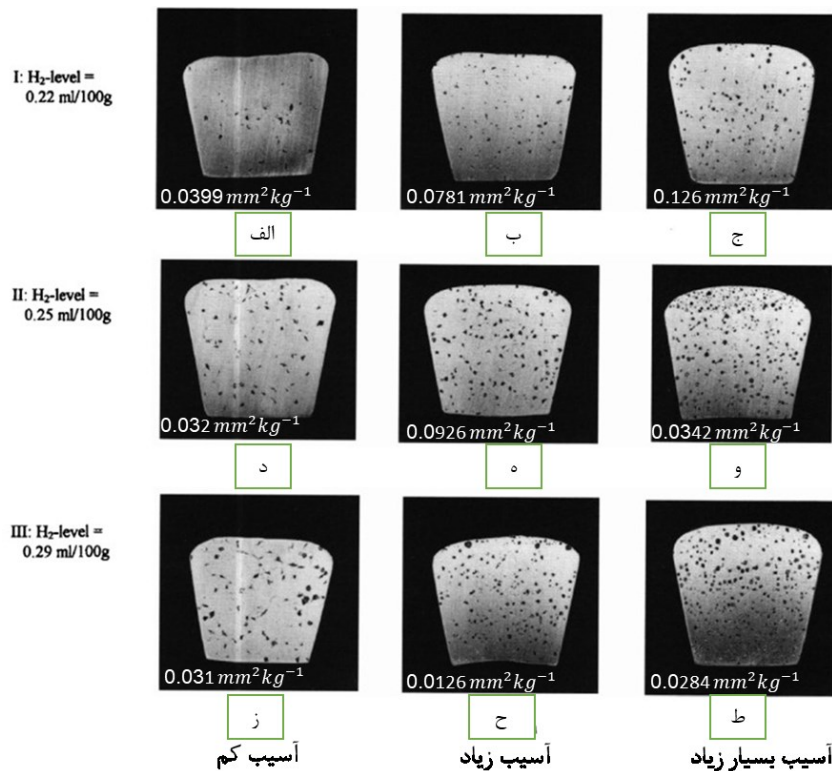
Alloy	Cu	Mg	Zn	Si	Super Saturation
206	5.0	0.3			21.7
319	3.0	0.3	0.7	6.0	3.2
A356		0.4	7.0	7.0	2.5
380	3.5	0.5	8.5	8.5	0.6
383	2.5	0.3	10.0	10.0	0.9

در یک مقدار مشخص آسیب وارد شده به مذاب، کسر حجمی حفرات با افزایش مقدار هیدروژن محلول در مذاب افزایش پیدا کرده‌است. بنابراین، حساسیت به ناخالصی‌ها و اکسیدها با افزایش مقدار هیدروژن محلول در مذاب افزایش پیدا می‌کند. این نتیجه گیری با دانسته‌های قبلی منطبق است. نکته بسیار مهم در شکل (۲۵) این است که همه نمودارها از نقطه (۰، ۰) شروع شده‌اند و بنابراین می‌توان با اطمینان نتیجه‌گیری کرد که اگر آسیبی به مذاب وارد نشده باشد، میزان هیدروژن حل شده در مذاب هیچ اهمیتی ندارد. نکته مهم دیگر آن است که اگر مقدار هیدروژن محلول در مذاب توسط تکنیک‌های مختلف گاززدایی تا حد زیادی کم شده باشد، نموداری مانند خط منقطع شکل (۲۵) به دست می‌آید و با استفاده از چنین خطی نتیجه گیری مسلم! بسیاری از ریخته‌گران این است که "مذاب تمیز و آماده ریخته‌گری است" (در صورتی که در حقیقت این نتیجه‌گیری درست نیست). بنابراین، زمانی که مذاب آسیب دیده باشد، گاززدایی نه تنها منجر به بهبود کیفیت مذاب نمی‌شود، بلکه بهترین روش برای مخفی کردن آسیب‌های وارد شده به مذاب است.

در یک پژوهش بسیار ارزشمند [۶۹]، محققان با استفاده از یک ایده خلاقانه اثر هیدروژن و آسیب‌های وارد شده به مذاب آلیاژهای A356 و 319 بر تشکیل حفرات را بررسی کردند. برای این منظور، از سیستم آزمایشگاهی نشان داده شده در شکل (۲۳) استفاده کردند. در این پژوهش، محققان ابتدا مذاب آلیاژ A356 با مقادیر مختلف هیدروژن و مقادیر مختلف آسیب وارد شده به مذاب را با استفاده از یک کوره الکتریکی تهیه کردند. پس از تهیه مذاب، مقداری از مذاب با قراردادن یک بوتله کوچک فیلتر سرامیکی در کف آن قرار داشت از مذاب اصلی جدا شد. تصویر اکسیدهای و آخال‌های به دام افتاده توسط فیلتر سرامیکی نصب شده در کف بوتله نیز در شکل (۲۳) نشان داده شده‌است که بین ۵۰ تا ۷۰ درصد اکسیدهایی که قصد ورود به بوتله کوچک تر داشته‌اند را به دام انداخته است. پر واضح است که فیلتر سرامیکی تنها مقدار اکسیدها و آخال‌ها را کاهش داده است و بر مقدار هیدروژن حل شده درون مذاب اثر نداشته است. در ادامه مذاب‌های فیلتر شده و فیلتر نشده با مقدار هیدروژن محلول متفاوت تحت آزمون فشار کاهش یافته (تحت خلاء نسبی ۸/۴ کیلوپاسکال) قرار گرفتند. نتایج این ارزیابی که نشان دهنده میزان اثر مقدار هیدروژن حل شده و آسیب‌های وارد شده به مذاب بر تعداد و درصد حجمی است در شکل (۲۴) نشان داده شده‌است. شکل (۲۴) به خوبی نشان می‌دهد که در مقادیر یکسان هیدروژن حل شده، افزایش آسیب به مذاب تعداد تعداد حفرات را به مقدار قابل توجهی افزایش داده است. در حالیکه در مقدار یکسان آسیب وارد شده به مذاب، مقدار هیدروژن حل شده در مذاب اثر کمی بر تعداد حفرات دارد. در یک پژوهش دیگر [۶۵]، اطلاعات به دست آمده از مرجع [۶۹] مورد بازبینی قرار گرفت و برای بررسی دقیق‌تر، نمودار تغییرات درصد حجمی حفرات (که نشان دهنده میزان هیدروژن محلول در مذاب است) بر حسب تعداد حفرات (که نشان دهنده میزان آسیب وارد شده به مذاب است) رسم شد (شکل ۲۵). این شکل نشان می‌دهد که



شکل ۲۳- الف) تجهیزات آزمایشگاهی به کار رفته برای فیلتر کردن مذاب و ب) اکسیدهای به دام افتاده در حین عبور مذاب از فیلتر تعبیه شده در کف بوتله کوچک تر نشان داده شده در الف) [۶۹].

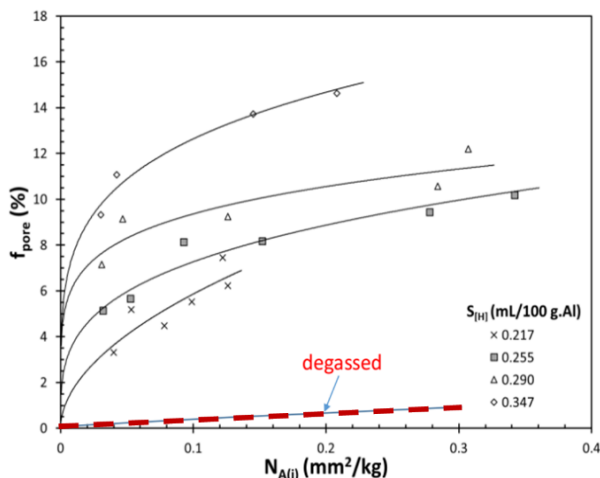


شکل ۲۴- مقطع نمونه‌های آزمون فشار کاهش یافته آلیاژ A356. با میزان هیدروژن‌های حل شده متفاوت و چگالی آخال (الف) ۰/۰۳۳۹، (ب) ۰/۰۷۸۱، (ج) ۰/۱۲۶، (د) ۰/۰۳۲، (ه) ۰/۰۹۲۶، (و) ۰/۳۴۲، (ز) ۰/۰۳۱، (ح) ۰/۱۲۶ و (ط) ۰/۲۸۴ میلی‌متر مربع بر کیلوگرم [۶۹].

که مذاب عاری از آسیب باشد، حتی مقادیر زیاد هیدروژن حل شده درون مذاب نیز منجر به تشکیل حفرات نخواهد شد [۶۵].

۶- شناسایی آسیب وارد شده به مذاب

آسیب‌های موجود در مذاب را می‌توان به صورت زیر دسته‌بندی و با استفاده از فرایندهای اصلاحی مناسب نسبت به بر طرف کردن آن‌ها اقدام کرد.

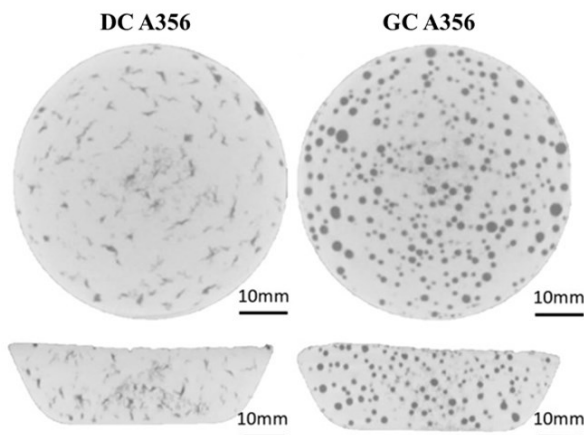


شکل ۲۵- تغییرات کسر حجمی حفرات با دانسته تعداد عیوب حبس‌شده در مقادیر مختلف هیدروژن حل شده برای مذاب آلیاژ A356 [۶۵]. اطلاعات مورد نیاز برای رسم این نمودار از منبع [۶۹] استخراج شده‌است.

در یک پژوهش قدیمی [۷۰] مربوط به شرکت ALCOA اثر فیلتراسیون (تمیزی مذاب) و میزان هیدروژن محلول در مذاب آلیاژ Al-4.5 Cu بر کسر حجمی حفرات مورد بررسی قرار گرفت و در سال ۲۰۲۰ [۶۵] اطلاعات این پژوهش مجدداً بررسی شد. نتایج پژوهش اخیر [۶۵] در شکل (۲۶) آورده شده‌است. بر اساس این شکل، مذاب‌های مشخص شده با شماره (۱) و (۲) هیدروژن محلول در مذاب یکسان دارند. با این حال میزان کسر حجمی حفرات آلیاژ فیلتر نشده (۲)، ۲۲٪ است در صورتی که در آلیاژ فیلتر شده (۱) هیچ حفره‌ای وجود ندارد. عدم تشکیل حفرات در آلیاژ (۱) در حالی است که فشار آزمون‌های فشار کاهش یافته در این پژوهش ۰/۶۷ کیلوپاسکال بوده است و بنابراین در میزان هیدروژن حل شده ۰/۲ میلی لیتر در صد گرم مذاب، فوق اشباع هیدروژن در این آزمایش ۱۴۷ بوده است. در خصوص مذاب شماره (۳) که میزان هیدروژن حل شده در آن ۰/۴۲۵ میلی لیتر در صد گرم مذاب بوده است (فوق اشباع در این حالت ۳۳۲ است)، مشاهده می‌شود علیرغم فوق اشباع زیاد (در مقایسه با فوق اشباع ۲۱/۸ آلومینیم خالص و فوق اشباع کمتر از یک برای آلیاژهای ۳۸۰ و ۳۸۳) به دلیل عاری بودن مذاب از اکسیدها هیچ حفره‌ای تشکیل نشده‌است. بنابراین می‌توان نتیجه‌گیری کرد که هیدروژن تنها زمانی منجر به تشکیل حفرات در ریزساختار آلیاژهای آلومینیم می‌شود که مذاب حاوی اکسیدها و ناخالصی‌ها باشد (آسیب دیده باشد) و در صورتی

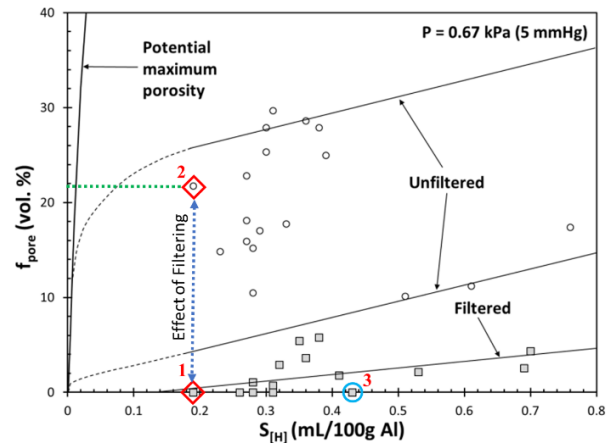
۶-۲- آسیب‌های ناشی از انتقال مذاب^۷

در خصوص آسیب‌هایی که حین آماده سازی مذاب ایجاد می‌شوند باید به دو نکته مهم توجه کرد: (۱) بر خلاف تصور رایج، گاززدایی چرخشی مذاب اغلب منجر به آسیب دیدن مذاب می‌شود. اگر چه در حین گاززدایی، حرکت روی به بالای حباب های گاز دمیده شده منجر به شناور شدن اکسیدها می‌شود، ایجاد اغتشاش و شکستن اکسید تشکیل شده در سطح مذاب (به دلیل چرخش سریع مذاب در سطح) منجر به حبس این اکسیدهای شکسته شده می‌شود. به همین دلیل در اغلب اوقات گاززدایی چرخشی مذاب منجر به افزایش آسیب وارد شده به مذاب می‌شود [۴۹، ۷۴]. (۲) استفاده از فلاکس‌ها فقط زمانی که مذاب مورد استفاده بسیار آسیب دیده باشد (حالی مقادیر زیاد اکسید و آخال باشد) موثر است و آسیب وارد شده به مذاب را تا ۵۰ درصد کاهش می‌دهد. در غیر اینصورت، منجر به کاهش کیفیت مذاب می‌شود. بنابراین استفاده از فلاکس‌ها در خصوص مذاب آلیاژهای آلومینیم فرایندی با عملکرد دوگانه است [۷۵]. (۳) انتقال‌های مداوم مذاب از یک کوره به کوره دیگر، یا از کوره به پاتیل و از پاتیل به کوره، منجر به آسیب دیدن بیشتر مذاب می‌شود.



	N_p (mm ⁻²)	Total Pore Area (mm ²)	f_p (%)	Average Pore Area (mm ²)	BI (mm)
GC A356	0.094	91.34	7.82	0.83	121.12
DC A356	0.026	12.25	1.11	0.42	33.06

شکل ۲۷- تصاویر اشعه X تهیه شده از نمای بالا و کنار نمونه آزمون فشار کاهش یافته آلیاژ A356 به دست آمده از شمش‌ها تولید شده به روش تبرید مستقیم و ریخته‌گری ریزه و نتایج آنالیز تصویر مقاطع به دست آمده [۷۱]. تفسیر عدد B_1 را می‌توان بر اساس مرجع انجام داد [۷۳] که بر اساس آن $0 \leq B_1 \leq 10$ ، $10 \leq B_1 \leq 25$ و $25 \leq B_1 \leq 50$ ، $50 \leq B_1 \leq 100$ و $100 \leq B_1$ به ترتیب نشان دهنده مذاب‌هایی با کیفیت بسیار خوب، خوب، متوسط، غیر قابل قبول و بد هستند.



شکل ۲۶- اثر فیلتراسیون از کف^۱ و میزان هیدروژن حل شده بر کسر حجمی حفرات در آلیاژ Al-Cu منجمد شده تحت فشار کاهش یافته ۶/۷ کیلوپاسکال [۶۵]. اطلاعات مورد نیاز برای رسم این نمودار از منبع [۶۹] استخراج شده‌است.

۶-۱- آسیب‌های ورودی^۲

آسیب‌های ورودی شامل آلودگی‌های ماده اولیه ورودی است. به منظور ارزیابی این نوع از آسیب پیشنهاد می‌شود مراحل زیر انجام شود [۷۱]: (۱) یک نمونه از مرکز شمش بریده شود، (۲) از نمونه بریده شده یک نمونه جدید با شکل و ابعاد نمونه آزمون فشار کاهش یافته ماشینکاری شود،

(۳) نمونه ماشینکاری شده درون قالب آزمون فشار کاهش یافته قرار گیرد و و قالب درون کوره قرار داده شود و بدون هیچ اغتشاشی نمونه ماشینکاری شده ذوب شود، (۴) پس از آماده شدن مذاب، آزمون فشار کاهش تحت فشار ۰/۱ میلی بار انجام شود، (۵) نمونه آزمون فشار کاهش یافته از وسط به دو نیم بریده و در صورت نیاز سنباده و پولیش شود و سپس چگالی سطحی تعداد حفرات^۳، کسر حجمی حفرات و اندیس فیلم‌های دولایه^۴ اندازه گیری شوند.

به عنوان مثال در یک پژوهش [۷۱]، کیفیت شمش‌های ورودی یک کارگاه ریخته‌گری که توسط دو روش تبرید مستقیم^۵ و ریخته‌گری ثقلی در قالب‌های دائمی^۶ (ریژه) تولید شده بود، مطابق روش فوق بررسی شد و نتایج این بررسی در شکل (۲۷) نشان داده شده است [۷۲]. در شکل (۲۸) نیز نتایج آزمون کشش نمونه‌های تهیه شده از هر دو ذوب آورده شده‌است. بررسی شکل‌های (۲۷) و (۲۸) موید آن است که شمش تهیه شده به روش تبرید مستقیم از کیفیت بهتری برخوردار است (اندیس کیفیت شمش تهیه شده با روش‌های تبرید مستقیم و ریخته‌گری در قالب ریزه به ترتیب ۰/۳۹ و ۰/۰۴ بودند).

^۵ Direct Chill

^۶ Gravity Die

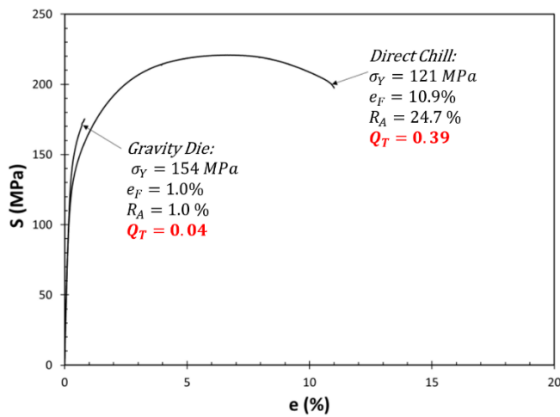
^۷ Damages form the Work-in Processes

^۱ Deep Bed Filtration

^۲ Incoming Damages

^۳ Number Density of Pores

^۴ Bifilm Index (BI)



شکل ۲۸- اثر فرایند تولید شمش مورد استفاده در تهیه مذاب بر خواص کشش و اندیس کیفیت آلیاژ A356 [۷۷].

جدول ۲- تعداد عیوب مشاهده شده در مساحت ۱۰۰ میلی‌متر مربع در مقطع تهیه شده از راهگاه اصلی و تغذیه قطعات ریخته‌گری شده در مرجع [۷۶].

	N_P (cm ⁻²)		
	Sprue	Feeder	Δ
Trial 1	10.39	19.08	8.69
Trial 2	11.38	18.76	7.38
Trial 3	2.35	4.53	2.18

ارتفاع حوضچه بارریز اثر ناچیزی دارد.

استفاده از سیستم راهگاهی گردابی اثرات مفید زیادی دارد.

استفاده از فلاکس آسیب قابل توجهی به مذاب وارد کرده است.

۴-۶- آسیب‌های ناشی از جوانه‌زایی

بصورت کلی، هر عاملی که منجر به ورود آخال‌ها به درون مذاب (در نتیجه تشکیل فیلم اکسید دولایه) شود منجر به تشکیل حفرات در ریزساختار قطعات ریخته‌گری خواهد شد. شکل (۳۱-الف) به خوبی نشان می‌دهد که افزودن جوانه‌زای TiB_2 منجر به تشکیل حفرات می‌شود [۷۷] و نمونه آزمون فشار کاهش یافته شکل (۳۱-ب)، نیز که مربوط به مذاب آلیاژ آلومینیم پس از افزودن جوانه‌زا است، موید این مطلب است. علت افزایش حفرات در اثر افزودن جوانه‌زا این است که هر ذره جوانه‌زا در حین ورود به مذاب منجر به تشکیل یک فیلم دولایه اکسیدی و در نتیجه تشکیل حفرات می‌شود. در حقیقت نقش اصلی جوانه‌زا، پراکندن حفرات در ریزساختار است. به نظر می‌رسد، در صورت استفاده از مذاب با کیفیت زیاد، بهتر است از جوانه‌زا استفاده نشود (سطح مذاب توسط افزودن جوانه‌زا دچار شکست، اغتشاش و در نتیجه حبس فیلم دولایه اکسید نشود). لازم به ذکر است که عدم استفاده از جوانه‌زا در ریخته‌گری قطعات مورد استفاده در صنایع هوافضا (که از مذاب بسیار تمیز استفاده می‌کنند)، فرایندی مرسوم است.

بنابراین برای ارزیابی میزان آسیب وارد شده به مذاب در هر یک از فرایندهایی که بر روی مذاب انجام می‌شود، انجام آزمون فشار کاهش یافته و آزمون کشش (تعیین خواص کششی و اندیس کیفیت) قبل و بعد از فرایند مورد نظر، ارزیابی مناسبی از میزان آسیب وارد شده فراهم می‌کند [۷۲].

در ادامه می‌توان به کمک ارزیابی به دست آمده، اقدام اصلاحی لازم را انجام داد. البته، در حین فرایندهای تولید نیاز نیست که این عملیات به صورت روزمره انجام شود، بلکه می‌توان تا زمانی که فرایند به کیفیت مناسب برسد شش آزمون‌ها را تکرار کرد و زمانی که کیفیت مناسب حاصل شد آزمون‌های ذکر شده را به عنوان یک بررسی و ارزیابی دوره‌ای کیفیت فرایند مد نظر قرار داد.

۳-۶- آسیب‌های ناشی از سیستم راهگاهی^۱

آسیب‌های ناشی از سیستم راهگاهی را می‌توان با استفاده از ریخته‌گری قطعه‌ای که نقشه آن در شکل (۲۹) نشان داده شده است توضیح داد [۷۶]. هدف این بررسی پاسخ به این سوال است که "آیا جریان گردابی در حوضچه بارریز تشکیل می‌شود یا خیر؟" برای این منظور قطعات ۱ تا ۳ (شکل ۲۹) با حوضچه‌های بارریز مختلف طراحی و ریخته‌گری شدند. مذاب مورد استفاده در قطعات ۱ و ۲ توسط فلاکس تمیز شده‌اند و در آماده سازی مذاب قطعه ۳ هیچ فلاکسی استفاده نشده است. برای تهیه مذاب همه قطعات از شمش A۳۵۶ تولید شده توسط فرایند تبرید مستقیم استفاده شده است. سیستم راهگاهی هر سه قطعه نیز بر اساس اصول سیستم راهگاهی فشاری طبیعی^۲ طراحی شده است تا از حبس هوا^۳ در حین پر شدن قالب پیشگیری شود. تصاویر مربوط به مقطع پولیش شده راهگاه اصلی نیز در شکل (۳۰) نشان داده شده است که موید اثر منفی بسیار زیاد فلاکس بر کیفیت مذاب است.

بررسی مقاطع برش خورده و پولیش شده تغذیه نیز این نتیجه گیری را تایید می‌کند. بررسی کمی آسیب‌های وارد شده به مذاب بر اساس اندازه‌گیری چگالی سطحی تعداد حفرات در جدول (۲) آورده شده است و نشان می‌دهد استفاده از عمق حوضچه بارریز هیچ اثری بر کیفیت قطعه تولید شده نداشته است و در عین حال استفاده از فلاکس نیز کیفیت قطعه را کاهش داده است. همچنین بررسی نتایج نشان می‌دهد استفاده از سیستم راهگاهی گردابی^۴ کمترین آسیب به مذاب را سبب شده است [۷۶].

³ Air Entrapment

⁴ Vortex Gating System

¹ Filling System Damages

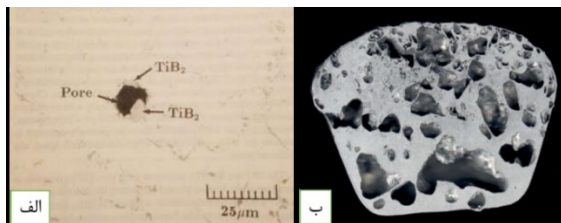
² Naturally Pressurized Running System

تواند تصویر مناسبی از میزان آسیب‌هایی که در مراحل مختلف به مذاب وارد شده‌است ارائه دهد.

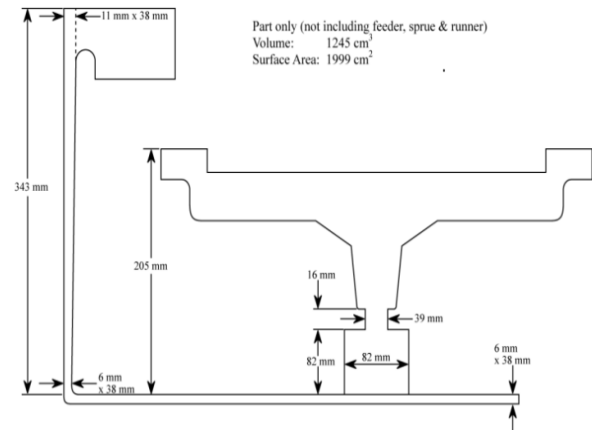
۸- نمودار عملکردی سیستم‌های تولیدی^۱

استفاده از اندیس کیفیت، در تولید شمش و یا قطعات ریخته‌گری آلومینیومی، می‌تواند یک نمودار عملکردی ارائه دهد که مبنای عملیات اصلاح فرایند قرار گیرد. به عنوان مثال، شکل (۳۳) مربوط به یکی از تولیدکنندگان بزرگ شمش آلومینیوم است. بررسی این شکل نشان می‌دهد که فارغ از هر نوع عملیاتی که در حین تولید انجام شده‌است، اندیس کیفیت محصولات این شرکت در محدوده $Q_T = 0.15-0.35$ قرار دارد و تنها در موارد خاصی اندیس کیفیت به سمت 0.5 تمایل داشته‌است. دقت در این نکته مهم است که تمام تلاش‌های انجام شده توسط این شرکت تنها منجر به حرکت از یک سمت خط $Q_T = 0.25$ به انتهای دیگر آن شده‌است و بهبود قابل توجهی در کیفیت محصولات ایجاد نکرده‌است [۷۴].

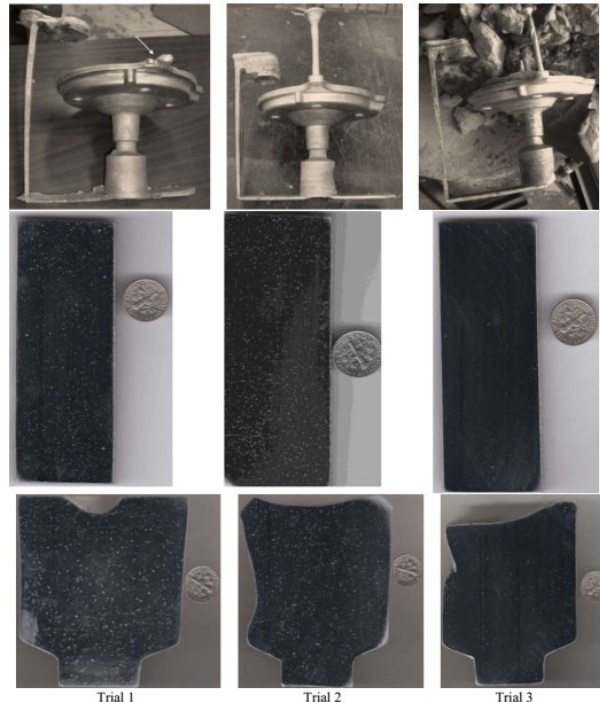
بررسی مجدد [۷۹] نتایج آزمایش‌های انجام گرفته بر روی آلیاژ A319 منتشر شده توسط یک موسسه تحقیقات ریخته‌گری در کانادا [۸۰] (شکل ۳۴) نیز نشان می‌دهد فارغ از مقدار هیدروژن محلول در مذاب که منجر به درصد حفرات مختلف می‌شود، اندیس کیفیت قطعات تولید شده روی یک منحنی قرار گرفته‌است. شکل (۳۴-الف) پس از تغییر مقیاس محور عمودی (Q_T) در شکل (۳۴-ب) نشان داده شده‌است. شکل (۳۴-ب) به وضوح نشان می‌دهد گاززدایی منجر به بهبود کیفیت (اندیس کیفیت) آلیاژ نشده‌است و تنها شاهد حرکت از یک سمت منحنی اندیس کیفیت به سمت دیگر هستیم. مهمترین نتیجه گیری که از شکل (۳۴-ب) به دست می‌آید این است که فارغ از هر اقدام اصلاحی که در خصوص این آلیاژ انجام شده‌است، همچنان آسیب‌های ذاتی (آسیب‌های ناشی از حبس اکسیدها و مواد اولیه) در مذاب باقی مانده‌اند و همین آسیب‌ها منجر به از دست دادن بیش از 75% کیفیت آلیاژ شده‌است.



شکل ۳۱- شروع جوانه زنی حفرات از محل قرارگیری جوانه زای درون مذاب آلیاژهای آلومینیوم و ب) اثر افزودن جوانه زا بر حفرات مشاهده شده بر آزمون فشار کاهش یافته [۱۷۷].



شکل ۲۹- نقشه قطعه ریخته‌گری شده در مرجع [۷۶].

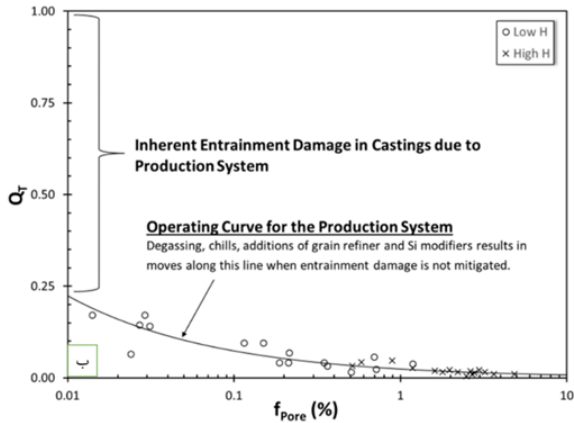
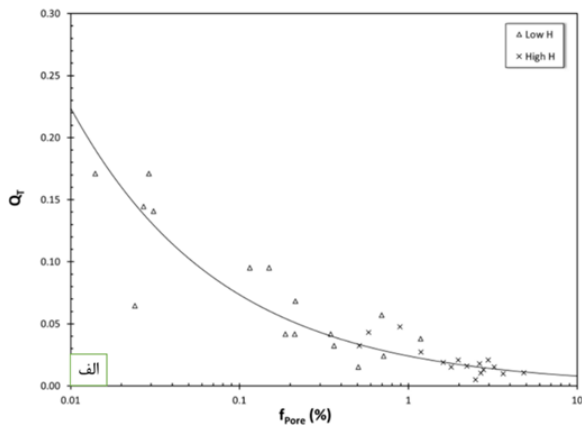


شکل ۳۰- قطعات ریخته‌گری شده از آلیاژ A356 بر اساس نقشه ارائه شده در شکل ۳۲ و سطح مقطع پولیش شده راهگاه اصلی و تغذیه قطعات. عمق حوضچه بارریز در آزمایش (۱) ۳۸ میلی‌متر بوده‌است. در آزمایش شماره (۲)، حوضچه آزمایش کاملاً شبیه آزمایش (۱) بوده‌است و تنها عمق حوضچه ۸۹ میلی‌متر در نظر گرفته شده‌است. در آزمایش شماره (۲) از یک هواکش برای خروج هوا و جلوگیری از فشار برگشتی و اطلاع از زمان پر شدن قطعه استفاده شده‌است. تنها تفاوت طراحی آزمایش‌های (۲) و (۳) تفاوت در طراحی راهبار است و در آزمایش (۳) راهبار به صورت مماس به تغذیه متصل شده‌است [۷۶].

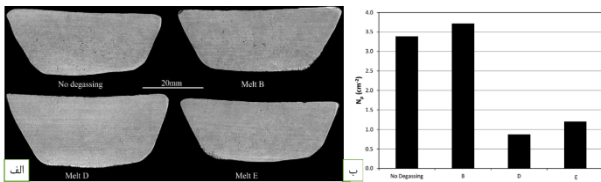
۷- روش ارزیابی آسیب کلی وارد شده به مذاب

به صورت کلی توصیه می‌شود برای ارزیابی آسیب کلی وارد شده به مذاب، در بخشی از قطعه یک زائده اضافی در نظر گرفته شود که بتواند کلیه شرایط مذابی که وارد قطعه شده‌است را بازترسیم کند (همانند شکل ۳۲) [۷۸]. در ادامه این بخش روشی منسجم برای ارزیابی آسیب کلی وارد شده به مذاب ارائه می‌شود که می

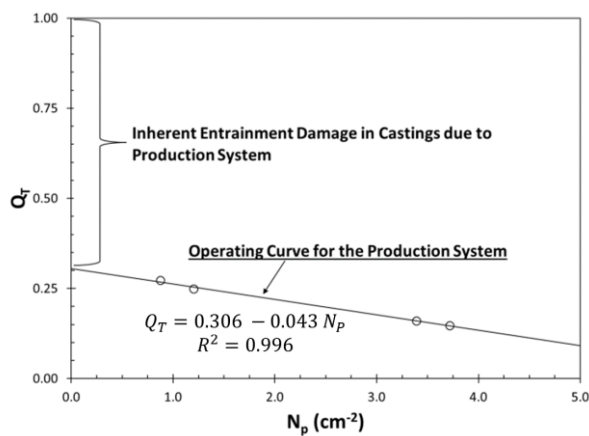
¹ Operating Curve of Production System



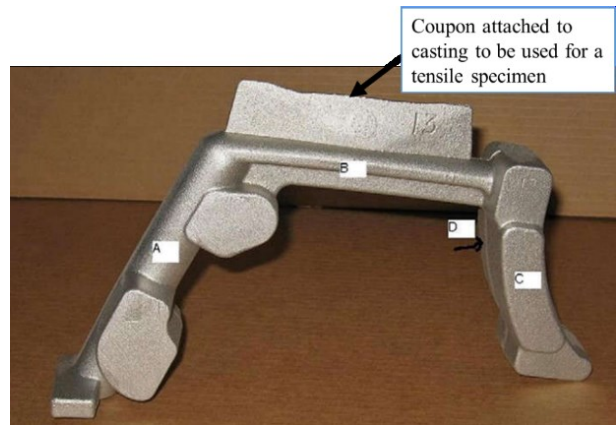
شکل ۳۴- تغییرات اندیس کیفیت آلیاژ قطعات تولید شده از آلیاژ A۳۱۹ در دو مقیاس مختلف اندیس کیفیت [۷۹]. اطلاعات مورد نیاز برای رسم شکل (۳۷) از مرجع [۸۰] استخراج شده‌است.



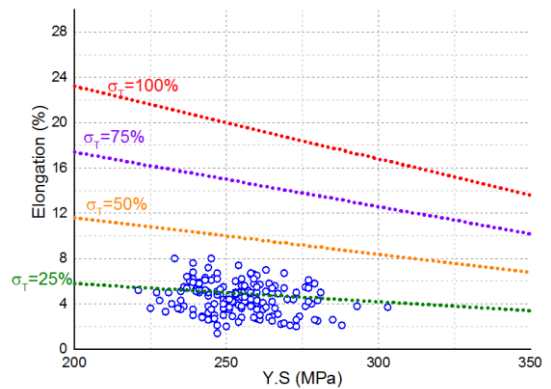
شکل ۳۵- اثر فرایندهای گاززدایی مختلف بر (الف) شکل نمونه آزمون فشار کاهش یافته و (ب) دانسیته تعداد حفرات [۴۹].



شکل ۳۶- نمودار تغییرات اندیس کیفیت با دانسیته تعداد عیوب موجود در ریزساختار آلیاژ A356 که تحت فرایندهای گاززدایی متفاوتی قرار گرفته است [۴۹].



شکل ۳۲- نمونه تست کوپن استفاده شده در کنار یک قطعه ریخته‌گری آلومینیم‌با کاربرد نظامی [۷۸].



شکل ۳۳- اطلاعات حاصل از انجام آزمون کشش و دسته بندی آن بر اساس اندیس کیفیت یک شرکت ریخته‌گری بزرگ آلومینیم که نشان می‌دهد تنها به حدود ۲۵ درصد از کیفیت قابل حصول دست یافته‌اند [۷۴].

نتایج مربوط به فعالیت‌های یک شرکت ریخته‌گری در ایران برای بهینه‌سازی فرایند گاززدایی چرخشی در شکل (۳۵) آورده شده است. تصاویر نمونه‌های به دست آمده از آزمون فشار کاهش یافته در این مطالعه در شکل (۳۵-الف) آورده شده‌است و شکل (۳۵-ب) نشان دهنده اثر فرایند گاززدایی بر دانسیته سطحی تعداد حفرات است. این شکل به خوبی نشان می‌دهد که در برخی موارد (مذاب B)، گاززدایی منجر به کاهش کیفیت مذاب (افزایش دانسیته تعداد حفرات) می‌شود. برخی مواقع (مانند ذوب‌های C و D) نیز به دلیل خارج شدن هیدروژن از مذاب، افزایش آسیب وارد شده به مذاب قابل مشاهده نخواهد بود. با این حال و علیرغم اینکه شکل (۳۵-ب) موید افزایش کیفیت ذوب‌های C و D است، نمودار تغییرات اندیس کیفیت مذاب‌های مورد استفاده بر حسب دانسیته سطحی حفرات (شکل ۳۶) نشان می‌دهد همچنان بیش از ۷۰٪ کیفیت قابل دسترس آلیاژ A۳۵۷ به دلیل آسیب وارد شده به مذاب از دست رفته‌است [۴۹].

- [9] Davidson C., Griffiths J., Badiali M., Zanada A., Fatigue properties of a semi-solid cast Al-7Si-0.3 Mg-T6 alloy, *Met. Sci. Technol.*, 2000, 18(2), 27-31.
- [10] Möller H., Stumpf W., Pistorius P., Influence of elevated Fe, Ni and Cr levels on tensile properties of SSM-HPDC Al-Si-Mg alloy F357, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2010, 20, s842-s846.
- [11] Merlin M., Garagnani G.L., Mechanical and microstructural characterization of A356 castings realized with full and empty cores, *Metallurgical Science and Technology*, 2009, 27(1) 21-30.
- [12] Möller H., Govender G., Stumpf W. E., Application of shortened heat treatment cycles on A356 automotive brake calipers with respective globular and dendritic microstructures, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2010, 20(9) 1780-1785.
- [13] Juang S. H., Wu S. M., Study on mechanical properties of A356 alloys enhanced with preformed thixotropic structure, *Journal of Marine Science and Technology*, 2008, 16(4) 271-274.
- [14] Shih T., Chen P., Tsai W., Tensile properties of forged direct-squeeze-cast Al-(6.0~ 8.0 mass %) Si-(0.3~ 0.52 mass %) Mg alloy, *Materials transactions*, 2008, 49(4), 737-745.
- [15] Bangyikhan K., Effects of oxide film, Fe-rich phase, porosity and their interactions on tensile properties of cast Al-Si-Mg alloys, University of Birmingham, 2005.
- [16] Davidson C., Griffiths J., Zanada A., Fatigue properties of squeeze, semisolid and gravity diecast Al-Si-Mg alloy, *The Proceedings of Conference of Tokai Branch 2011*, 79-84.
- [17] Liu G.Y., Effect of ageing heat treatment on the hardness and tensile properties of aluminum A356. 2 casting alloy, MSc. Thesis, MCMaster, 2009.
- [18] Ogris E., Development of Al-Si-Mg Alloys for semi-solid processing and silicon spheroidization treatment (SST) for Al-Si cast alloys, Swiss Federal Institute of Technology Zurich, 2002.
- [19] Zhu M., Jian Z., Yao L., Liu C., Yang G., Zhou Y., Effect of mischmetal modification treatment on the microstructure, tensile properties, and fracture behavior of Al-7.0% Si-0.3% Mg foundry aluminum alloys, *Journal of Materials Science*, 2011, 46(8) 2685-2694.
- [20] Liu L., Samuel F., Effect of inclusions on the tensile properties of Al-7% Si-0.35% Mg (A356. 2) aluminium casting alloy, *Journal of materials science*, 1998, 33(9) 2269-2281.
- [21] Bogdanoff T., Dahlström J., The influence of copper on an Al-Si-Mg alloy (A356)-Microstructure and mechanical properties, 2009.
- [22] Khomamizadeh F., Ghasemi A., Evaluation of quality index of A-356 aluminum alloy by microstructural analysis, *Scientia Iranica*, 2004, 11(4) 386-391.
- [23] Lados D. A., Apelian D., Fatigue crack growth characteristics in cast Al-Si-Mg alloys: Part II. Life predictions using fatigue crack growth data, *Materials Science and Engineering: A*, 2004, 385(1) 187-199.
- [24] Möller H., Govender G., Stumpf W., Pistorius P., Comparison of heat treatment response of semisolid metal processed alloys A356 and F357, *International Journal of Cast Metals Research*, 2010, 23(1) 37-43.
- [25] Moller H., Govender G., Stumpf W. E., Knutsen R., Influence of temper condition on microstructure and mechanical properties of semisolid metal processed Al-Si-Mg alloy A356, *International Journal of Cast Metals Research*, 2009, 22, 417-421.
- [26] Emadi D., Whiting L., Sahoo M., Sokolowski J., Burke P., Hart M., Optimal heat treatment of A356. 2 alloy, *TMS*, 2003, 983-990.

۹- نتیجه گیری

بررسی منابع متعدد در این پژوهش نشان می‌دهد در حالی که هیدروژن عامل اصلی تشکیل حفرات (کاهش کیفیت قطعات ریخته‌گری) معرفی می‌شود، بیشتر چالش‌های مرتبط به کیفیت قطعات ریختگی آلیاژهای آلومینیم ناشی از آسیب‌هایی است که به مذاب وارد می‌شود و میزان هیدروژن حل شده در مذاب نقشی در کاهش کیفیت قطعات ریختگی آلیاژهای آلومینیم ندارد. احتمالاً علت اصلی این دیدگاه نیز است که رفتار مذاب آلومینیم مانند رفتار آب (که در حین جابجایی‌های مختلف دچار آسیب نمی‌شود) قلمداد می‌شود. این در حالی است که هر نوع ایجاد اغتشاش در مذاب آلیاژهای آلومینیم و شکست سطح مذاب منجر به کاهش کیفیت آن می‌شود. بر این اساس پیشنهاد می‌شود آسیب‌های وارد شده به مذاب به صورت (۱) آسیب‌های ورود ناشی از مواد اولیه، (۲) آسیب‌های ایجاد شده حین آماده سازی مذاب مانند آلیاژسازی، نقل و انتقال مذاب و جوانه‌زایی و گاز زدایی، (۳) آسیب‌های ناشی از طراحی سیستم راهگامی و (۴) آسیب کلی وارد شده به مذاب که جمع سه آسیب قبلی است دسته بندی شوند و مقدار هر یک از آنها از طریق آزمون‌های فشار کاهش یافته و کشش بررسی و در قالب نمودار اندیس کیفیت ارزیابی شوند.

مراجع

- [1] Sigworth G., Understanding Quality in Aluminum Castings, *International Journal of Metalcasting* 2011, 5, 7-22.
- [2] Nebreda J. L., Patel J. B., Fan Z., Improved Degassing Efficiency and Mechanical Properties of A356 Aluminium Alloy Castings by High Shear Melt Conditioning (Hsmc) Technology, *Journal of Materials Processing Technology*, 2021, 294, 117146.
- [3] Puga H., Barbosa J., Carneiro V. H., F.V. Barbosa, J.C. Teixeira, Optimizing High-Volume Ultrasonic Melt Degassing using Synchronized Kinematic Translation, *Journal of Materials Research and Technology*, 2021, 14, 2832-2844.
- [4] Dilner D., Lu Q., Mao H., Xu W., Zwaag S. V. D., Selleby M., Process-time Optimization of Vacuum Degassing Using a Genetic Alloy Design Approach, *Materials*, 2014, 7, 7997-8011.
- [5] Eisaabadi G., Tiryakioğlu M., Davami P., Kim S. K., Yoon Y. O., Yeom G. Y., Kim N. S., The Effect of Remelting on the Melt and Casting Quality in Al-7%Si-Mg Castings, *Materials Science and Engineering: A*, 2014, 605, 203-209.
- [6] Tiryakioğlu M., Campbell J., Alexopoulos N. D., On the ductility of cast Al-7 pct Si-Mg alloys, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2009, 40(4) 1000-1007.
- [7] Peng J., Tang X., He J., Xu D., Effect of heat treatment on microstructure and tensile properties of A356 alloys, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2011, 21(9) 1950-1956.
- [8] Möller H., Govender G., Stumpf W., Investigation of the T4 and T6 heat treatment cycles of semi-solid processed aluminium alloy A356, *Open Materials Science Journal*, 2008, 2, 11-18.

- properties of A206-T71 aluminum castings, *Materials Science and Engineering: A*, 2007, 460, 324-334.
- [45] Divandari M., Campbell J., Mechanisms of bubble trail formation in castings, *Trans. AFS*, 2001, 109, 433-442.
- [46] BMW Engine Block Casting: How It's Made? 2015.
- [47] Shevchenko D., McBride D., Humphreys N., Croft T., Withey P., Green N., Cross M., Centrifugal casting of complex geometries: computational modelling and validation experiments, *Modeling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes-X11* (eds. SL Cockcroft and DM Maijer), Pub TMS, 2009, 459-466.
- [48] Kiger K. T., Duncan J. H., Air-entrainment mechanisms in plunging jets and breaking waves, *Annual Review of Fluid Mechanics*, 2012, 44, 563-596.
- [49] Mostafaei M., Ghobadi M., Eisaabadi G., Uludağ M., Tiryakioğlu M., Evaluation of the effects of rotary degassing process variables on the quality of A357 aluminum alloy castings, *Metallurgical and Materials Transactions B*, 2016, 47(6) 3469-3475.
- [50] Al Alloys: FDU Mark 10 MTS 1500, 2017.
- [51] Mi J., Harding R. A., Campbell J., Effects of the entrained surface film on the reliability of castings, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2004, 35, 2893-2902.
- [52] Ainsworth M. J., *Metal-Foam Interface Stability During the Filling of Lost Foam Moulds with Aluminium Alloys*, School of Metallurgy and Materials, University of Birmingham, Birmingham, 2010.
- [53] Gopalan R., Prabhu N. K., Oxide Bifilms in Aluminium Alloy Castings – A Review, *Materials Science and Technology*, 2011, 27, 1757-1769.
- [54] Uludağ M., Çetin R., Dişpınar D., Tiryakioğlu M., On the Interpretation of Melt Quality Assessment of A356 Aluminum Alloy by the Reduced Pressure Test: The Bifilm Index and Its Physical Meaning, *International Journal of Metalcasting*, 2018, 12, 853-860.
- [55] Kumar G.S.V., Mukherjee M., Garcia-Moreno F., Banhart J., Reduced-Pressure Foaming of Aluminum Alloys, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2013, 44, 419-426.
- [56] Ghanaatian M.H., Raiszadeh R., Effect of different methods for removing bifilm defects from A356 aluminum alloy, *Metallurgical and Materials Transactions B*, 2022, 43, 503-511.
- [57] Yue T. M., Chadwick G., Squeeze casting of light alloys and their composites, *Journal of materials processing Technology*, 1996, 58(2-3) 302-307.
- [58] Ran G., Zhou J., Wang Q., The effect of hot isostatic pressing on the microstructure and tensile properties of an unmodified A356-T6 cast aluminum alloy, *Journal of alloys and compounds*, 2006, 421(1-2) 80-86.
- [59] Fox S., Campbell J., Visualisation of oxide film defects during solidification of aluminium alloys, *Scripta Materialia*, 2000, 43(10) 881-886.
- [60] Tiryakioğlu M., Yousefian P., P.D. Eason, Quantification of entrainment damage in A356 aluminum alloy castings, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2018, 49(11) 5815-5822.
- [61] Le V. D., Saintier N., Morel F., Bellett D., Osmond P., Investigation of the effect of porosity on the high cycle fatigue behaviour of cast Al-Si alloy by X-ray microtomography, *International Journal of Fatigue*, 2018, 10624-37.
- [62] Hwang J., Doty H., Kaufman M., The effects of Mn additions on the microstructure and mechanical properties of Al-Si-Cu casting alloys, *Materials Science and Engineering: A*, 2008, 488(1-2) 496-504.
- [63] Bogdanoff T., Lattanzi L., Merlin M., Ghassemali E., Jarfors A. E., Seifeddine S., The complex interaction between microstructural features and crack evolution during cyclic testing in heat-treated Al-Si-Mg-Cu cast
- [27] Kumai S., Tanaka T., Zhu H., Sato A., Tear Toughness of Permanent Mold Cast and DC Cast A356 Aluminum Alloys, *Materials Transactions*, 2004, 45(5) 1706-1713.
- [28] Lee K., Kwon Y. N., Lee S., Correlation of microstructure with mechanical properties and fracture toughness of A356 aluminum alloys fabricated by low-pressure-casting, rheocasting, and casting-forging processes, *Engineering Fracture Mechanics*, 2008, 75(14) 4200-4216.
- [29] Mallapur D., Udupa K.R., Kori S., Kadavevarmath R.S., Influence of grain refining and modification on microstructure and mechanical properties of cast and forged A356 alloy—A comparative study, *Materials Characterization*, 2008, 59(3) 283-289 .
- [30] Zhang L., Zhou B., Zhan Z., Jia Y., Shan S., Zhang B., Wang W., Mechanical properties of cast A356 alloy, solidified at cooling rates enhanced by phase transition of a cooling medium, *Materials Science and Engineering: A*, 2007, 448(1) 361-365.
- [31] Shivkumar S., Ricci S., Keller C., Apelian D., Effect of solution treatment parameters on tensile properties of cast aluminum alloys, *Journal of Heat Treating*, 1990, 8(1) 63-70.
- [32] Mallapur D., Udupa K. R., Kori S., Influence of grain refiner and modifier on the microstructure and mechanical properties of A356 alloy, *International Journal of Engineering Science*, 2011, 46, 1622-1627.
- [33] Jahromi S. A. J., Dehghan A., Malekjani S., Effects of optimum amount of Sr and Sb modifiers on tensile, impact and fatigue properties of A356 aluminum alloy, *Iranian Journal of Science and Technology*, 2004, 28(B2) 225-232.
- [34] Fadavi Boostani A., Tahamtan S., Microstructure and mechanical properties of A356 thixoformed alloys in comparison with gravity cast ones using new criterion, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2010, 20(9) 1608-1614.
- [35] Dezecot S., Maurel V., Buffiere J. Y., Szymtka F., Koster A., 3d Characterization and Modeling of Low Cycle Fatigue Damage Mechanisms at High Temperature in A Cast Aluminum Alloy, *Acta Materialia*, 2017, 123, 24-34.
- [36] Timelli G., Caliarì D., Rakhmonov J., Influence of Process Parameters and Sr addition on the microstructure and casting defects of LPDC A356 alloy for engine blocks, *Journal of Materials Science & Technology*, 2016, 32, 515-523.
- [37] Houria M., Nadot Y., Fathallah R., Roy M., Maijer D. M., Influence of Casting Defect and SADS on The Multiaxial Fatigue Behaviour of A356-T6 Alloy Including Mean Stress Effect, *International Journal of Fatigue*, 2015, 80, 90-102.
- [38] Nam S. W., Lee D. H., The effect of Mn on the mechanical behavior of Al alloys, *Metals and Materials*, 2000, 6, 13.
- [39] Hu T., Ma K., Topping T. D., Saller B., Yousefiani A., Schoenung J. M., Lavernia E. J., Improving the Tensile Ductility and Uniform Elongation of High-Strength Ultrafine-Grained Al Alloys by Lowering the Grain Boundary Misorientation Angle, *Scripta Materialia*, 2014, 78-79, 25-28.
- [40] Campbell J., *Complete casting handbook: metal casting processes, metallurgy, techniques and design*, Butterworth-Heinemann, 2015.
- [41] Wallace G., *Production of secondary aluminum, Fundamentals of Aluminum Metallurgy*, Elsevier, 2011, 70-82.
- [42] Campbell J., *Castings*, 2nd ed., Butterworth-Heinemann, Oxford, U.K., 2003.
- [43] Divandari M., J. Campbell, A new technique for the study of aluminum oxide films, *Aluminum Trans.*, 2000, 2(2) 233-238.
- [44] Staley J. T. Jr, Tiryakioğlu M., Campbell J., The effect of increased HIP temperatures on bifilms and tensile

- [73] Erzi E., Gürsoy Ö., Yüksel Ç., Colak M., Dispınar D., Determination of acceptable quality limit for casting of A356 aluminium alloy: supplier's quality index (SQI), *Metals*, 2019, 9(9) 957.
- [74] Campbell J., A draft melting procedure for Al alloys, *Shape Casting: 5th International Symposium 2014*, Springer, 2014, 3-9.
- [75] Yüksel Ç., Aybarc U., Erzi E., Dispınar D., Cigdem M., Melt cleaning efficiency of various fluxes for A356 alloy, *Shape Casting*, Springer, 2019, 273-280.
- [76] Chvala J., Tiryakioğlu M., Hudyma N., Eason P., Evolution of filling system design for an A356-T6 aluminum housing casting, *Shape Casting: 5th International Symposium*, Springer, 2014, 59-65.
- [77] Mohanty P. S., Experimental study on pore nucleation by castings, *Trans. AFS*, 1995, 103, 555-564.
- [78] Tiryakioğlu M., Eason P. D., Campbell J., Fatigue life of ablation-cast 6061-T6 components, *Materials Science and Engineering: A*, 2013, 559, 447-452.
- [79] Tiryakioğlu M., On the Intrinsic and Extrinsic Microstructure-Property Effects in Cast Aluminum Alloys, *Shape Casting: 7th International Symposium*, Springer, 2019, 293-302.
- [80] Samuel A. M., Samuel F. H., Effect of melt treatment, solidification conditions and porosity level on the tensile properties of 319.2 endchill aluminium castings, *Journal of Materials Science*, 1995, 30(19) 4823-4833.
- alloys, *Materials Science and Engineering: A*, 2021, 825141930.
- [64] Fisher J. C., The fracture of liquids, *Journal of applied Physics*, 1948, 19(11) 1062-1067.
- [65] Tiryakioğlu M., The effect of hydrogen on pore formation in aluminum alloy castings: myth versus reality, *Metals*, 2020, 10(3) 368.
- [66] Nakajima H., *Porous metals with directional pores*, Springer, 2013.
- [67] Sabau A., Viswanathan S., Microporosity prediction in aluminum alloy castings, *Metallurgical and Materials Transactions B*, 2002, 33(2) 243-255.
- [68] Tiryakioğlu M., Solubility of hydrogen in liquid aluminium: reanalysis of available data, *International Journal of Cast Metals Research*, 2019, 32(5-6) 315-318.
- [69] Chen X. G., Gruzleski J., Influence of melt cleanliness on pore formation in aluminium—silicon alloys, *International Journal of Cast Metals Research*, 1996, 9(1)17-26.
- [70] Brondyke K., Hess P., Interpretation of vacuum gas test results for aluminum alloys *Trans, TMS-AIME*, 1964, 230, 1452.
- [71] Erzi E., Tiryakioğlu M., A simple procedure to determine incoming quality of aluminum alloy ingots and its application to A356 alloy ingots, *International Journal of Metalcasting*, 2020, 1-6.
- [72] Netto N., Tiryakioğlu M., Eason P. D., Öndeş B., Erzi E., The effect of friction stir processing on bifilms and structural quality in A356 alloy castings, *Shape Casting*, Springer, 2019, 321-328.



IRANIAN FOUNDRYMEN'S
SOCIETY

Founding Research Journal

Research Paper:

Assessment and Control of the Damages to Cast Al Alloys During Melt Preparation and Casting

Ghasem Eisaabadi Bozchaloei

Assistant Professor, Department of Materials Science and Engineering, Arak University, Arak, Iran.

Corresponding Author: E-mail: g-eisaabadi@araku.ac.ir

Paper history:

Received: 03 January 2022

Accepted: 12 March 2022

Keywords:

Cast Aluminum Alloys,
Quality,
Oxide Film,
Inclusion,
Reduced Pressure Test.

Abstract

Using a high quality, clean melt is a fundamental prerequisite for production of high-quality Al castings. So far, a variety of techniques have been suggested to increase the quality of cast Al alloys including, rotary degassing and the use of fluxes and ceramic foam filters during melt preparation and casting. While the dissolved hydrogen in molten Al alloys is considered as the main cause of the formation of pores and therefore, the low quality of cast aluminum alloys, the study of the literature in this paper demonstrates that hydrogen itself has almost no negative impact on the quality of these alloys. The present paper suggests that the sole factor that impairs their quality is the presence of oxide films and inclusions. Also, this paper suggests a practical procedure to evaluate the damages to cast Al alloys during the production steps that is based on the reduced pressure test and uniaxial tensile test.

Please cite this article using:

Ghasem Eisaabadi Bozchaloei, Assessment and Control of the Damages to Cast Al Alloys During Melt Preparation and Casting, in Persian, Founding Research Journal, 2021, 5(2) 119-138.

DOI: 10.22034/frj.2022.322829.1148

Journal homepage: www.foundingjournal.ir