



## شبیه‌سازی دوفازی فرآیند تشکیل فوم فلزی آلومینیوم A356 به روش شبکه بولتزمان

حسین بیانی، محمد حسین میرباقری\*

دانشکده معدن و متالورژی، دانشگاه صنعتی امیرکبیر، تهران، ایران

### تاریخچه داوری:

دریافت: ۸ اسفند ۱۳۹۴  
بازنگری: ۴ خرداد ۱۳۹۵  
پذیرش: ۲۷ تیر ۱۳۹۵  
ارائه آنلاین: ۱۸ آبان ۱۳۹۵

### کلمات کلیدی:

فوم آلومینیوم A356  
شبکه بولتزمان  
مدل شان‌چن  
روش فرم‌گریپ  
دینامیک سیالات چندفازی

**چکیده:** هدف از پژوهش حاضر توسعه کد شبیه‌سازی دو فازی جوانه زنی و رشد حباب در مذاب آلیاژ آلومینیوم A356 طی فرآیند تولید فوم فلزی به روش فرم‌گریپ می‌باشد. به این منظور ابتدا، با استفاده از روش شبیه‌سازی عددی شبکه بولتزمان، مدل شان‌چن در دینامیک حباب‌ها برای مذاب فلزات توسعه داده شده و الگوریتم‌های پساده شده و معادلات حاکم بر فرآیند فوم‌سازی همگی به روش عددی شبکه بولتزمان گسسته‌سازی و حل شدند. ساختار سلولی فوم پس از انجماد با استفاده از کد توسعه داده شده در شرایط مختلف پیش‌بینی شد. نتایج حاصل از شبیه‌سازی که مشابه ساختار متخلخل فوم آلومینیوم است، با نتایج متالوگرافی ساختار سلولی حاصل از تهیه نمونه‌های واقعی فوم آلومینیوم A356 در سه دمای ۶۷۵، ۷۲۵ و ۷۷۵ درجه سلسیوس مقایسه شد. این مقایسه نشان می‌دهد که نتایج متالوگرافی شبیه‌سازی شده به کمک کد حاضر با نتایج متالوگرافی واقعی از نظر کیفی و ظاهری کاملاً مشابه هستند و بهترین همخوانی از نظر کمی نیز از لحاظ توزیع و اندازه حباب، در نمونه تولید شده در دمای ۶۷۵ درجه سلسیوس دیده شده است. لذا کد حاضر می‌تواند ابزاری سودمند برای تهیه متالوگرافی مجازی فوم‌های آلومینیومی؛ به منظور ارزیابی ساختار سلولی آنها در هر دمای فوم‌سازی، باشد.

### ۱- مقدمه

فوم‌های فلزی امروزه به عنوان یکی از شاخه‌های مهم مواد مهندسی پیشرفته، در دو حوزه اصلی تهیه دانش فنی تولید فوم فلزی و همچنین طراحی ساختار متخلخل و خواص محصول فوم، مورد توجه محققین قرار گرفته‌اند. این مواد به علت داشتن خواص منحصر به فرد فیزیکی و مکانیکی خود توانسته‌اند در صنایع مختلف توسعه یابند. به طور کلی می‌توان گفت فوم‌های فلزی بر اساس ساختار متخلخل خود به دو گروه اساسی ۱- فوم‌های سلول بسته و ۲- فوم‌های سلول باز تقسیم بندی می‌شوند. فوم‌های سلول بسته بیشتر در صنایعی که با جذب ضربه، صوت و انرژی سر و کار دارند مورد مصرف و توجه قرار گرفته‌اند. اما فوم‌های سلول باز بیشتر در صنایعی که در زمینه مبدل‌های حرارتی، یونی و فیلتراسیون کار می‌کنند، مصرف می‌شوند. بنابراین مطالعه فوم‌های فلزی برای محققین در هر دو حوزه علمی و صنعتی طی سال‌های اخیر جذاب بوده است. روش‌های مختلفی برای تولید فوم‌های فلزی توسعه یافته است [۵-۱]. اگرچه این روش‌ها به ظاهر کاملاً متفاوت هستند، اما رفتار مکانیکی فوم‌های فلزی بر خلاف رفتار فیزیکی آنها، تشابه زیادی دارند. اما اختلاف اساسی فوم‌ها در هندسه تخلخل یا ساختار سلولی آنها است. به همین لحاظ فوم‌ها بر مبنای این اختلاف اساسی به دو گروه سلول بسته و باز تقسیم شده‌اند. در فوم‌های فلزی سلول بسته آنچه به عنوان تعادل حباب یا سلول مطرح می‌شود، ضخامت دیواره سلولی و نوع

چیدمان حباب‌ها در کنار هم با شکل‌های هندسی متفاوت است. به علاوه فوم‌ها در صورت عدم وجود عامل خارجی کاملاً پایدار هستند. پایداری حباب از یک سمت و چیدمان نامطلوب حباب‌ها از نظر تعادل انرژی اولین تناقض موجود در این موضوع است. اما در مورد فلزات (بر خلاف سیالات یونی) درک مکانیزم‌های فعال در فوم شدن فلزات هنوز به طور کامل شناخته نشده است. اما آنچه هم اکنون در دانش فنی تولید فوم فلزی پذیرفته شده است، وجود ذرات خارجی در پایداری حباب‌ها است. درک فیزیکی شکل‌گیری فوم فلزی در حضور ذرات کلوئیدی و در غیاب هر ماده فعال‌کننده سطح کاملاً ضعیف است، چرا که مکانیزم پایداری فوم توسط ذرات بسیار پیچیده می‌باشد [۶ و ۷]. لذا ایجاد ساختار سلولی متشکل از حباب‌های یک شکل و یک اندازه در سرتاسر یک بلوک فوم فلزی کاری بسیار دشوار است و همین موضوع باعث محدودیت کاربردهای صنعتی آنها شده است [۸]. لذا به نظر می‌رسد داشتن ابزاری که بتواند ساختار سلولی را در قطعات فومی فلزی پیش‌بینی نماید، یک ضرورت می‌باشد. شبیه‌سازی همیشه ابزاری سودمند برای تحلیل پدیده‌های پیچیده بوده است. افزایش پیوسته قدرت پردازش رایانه‌ها و همچنین توسعه و بهبود روش‌های عددی، به شبیه‌سازی عددی اجازه داده است که پدیده‌های فیزیکی بیشتری را مدل کند. در فرآیند فوم‌سازی، هدف اصلی از شبیه‌سازی، به دست آوردن درک فیزیکی بهتری از فرآیند فوم‌سازی و ساختار حاصله است. چرا که درک جزئی‌تر فرآیند ممکن است در رفع کاستی‌های موجود مفید واقع شود [۸]. شبیه‌سازی مکانیزم فرآیند

این‌ها پرسش‌های بی‌پاسخی است که تولیدکنندگان فوم‌های فلزی به دلیل ماهیت فرآیند تولید، پاسخ مشخصی برای آن‌ها ندارند. تولید فوم فلزی رابطه تنگاتنگی با فیزیک حباب‌های تولیدی در مذاب دارد. بنابراین لازم است تا پارامترهای کنترلی فرآیند بر مبنای تشکیل همه‌جانبه‌ی حباب‌ها در مذاب شناخته شود. خلأ تحقیقات در زمینه برهم‌کنش حباب‌ها در مذاب فلزات طی فرآیند فوم‌سازی به عنوان یک سیستم دوفازی گذرا و همچنین خلأ وجود نرم‌افزاری که بتواند فرآیند تولید فوم را مدل نماید احساس می‌شود. به نظر می‌رسد مدل‌سازی ریاضی فرآیند فوم‌سازی فلزات و سپس شبیه‌سازی عددی آن می‌تواند به عنوان یک گام جدید در زمینه تحقیقات بروز در صنعت تولید فوم محسوب شود.

در تحقیق حاضر تلاش شده است تا ساختار دو بعدی فوم فلزی سلول بسته پیش‌بینی شود و نتایج حاصله با نمونه‌های واقعی از نظر ظاهری مقایسه شود. برای سادگی مسئله از فرآیند انجماد و تغییر فاز، همچنین تغییرات حرارت و توزیع آن نیز، صرف نظر شد. بنابراین دامنه مسئله شامل دوفاز تراکم‌ناپذیر در نظر گرفته شد که در طول حل مسئله با یکدیگر اندرکنش خواهند داشت. البته برخی پدیده‌های تکمیلی نظیر جوانه‌زنی اتفاقی و رشد حباب‌های گازی، ادغام حباب‌ها و ... در مسئله وارد شد. برای شبیه‌سازی مسئله با توجه به ابعاد دامنه و نوع شرایط مرزی، همچنین توانایی تعمیم به ابعاد بزرگتر، روش شبکه بولتزمن<sup>۵</sup> مورد استفاده قرار گرفت و برای مدل کردن دامنه دوفازی از روش شان‌چن<sup>۶</sup> با اعمال برخی تغییرات استفاده شد. رویکرد ماکروسکوپی حل معادلات در شبکه بولتزمن همانند حل معادلات ناویر استوکس<sup>۷</sup> خواهد بود. همچنین در تحقیق حاضر شرایط مرزی جدیدی به کار گرفته شده تا ایفاگر نقش ذرات در اندرکنش بین دو حباب باشد. واضح است که این روش برای تعداد بیشتری از حباب‌ها به منظور شبیه‌سازی فوم‌های فلزی قابل تعمیم است.

## ۲- الگوسازی نظری

### ۲-۱- فرضیات و فیزیک مسئله

نمایی از ساختار متخلخل فوم فلزی که توسط عامل حباب‌زا تشکیل شده، در شکل ۱ نمایش داده شده است. برای رسیدن به این ساختار سلولی فرض شده است ابتدا عامل حباب‌زا با درصد وزنی مشخص در مذاب فلز افزوده و توسط همزن به طور یکنواخت پخش و حل می‌شود. سپس حباب‌های بسیار کوچک که با چشم غیر مسلح قابل رؤیت نیستند و هسته حباب نامیده می‌شوند در اثر واکنش تجزیه و انحلال عامل حباب‌زا در سرتاسر مذاب بطور ناگهانی تولید می‌شوند. در مرحله بعد گاز حل شده در مقادیر بیش از حد اشباع، به علت گرادیان غلظت شروع به نفوذ به هسته‌های حباب کرده و باعث رشد آن‌ها می‌شود. حال تعادل حباب‌های گازی طی رشد با مذابی که آن‌ها را احاطه نموده است، فقط تابع برآیند نیروهای مختلفی است که بر

فوم‌سازی فلزات با فوم‌سازی مایعات و پلیمرها متفاوت و تحقیقات در این زمینه نادر و اندک هستند. به علت وجود پیوند فلزی، نتیجه مدل‌سازی رفتار حباب‌های گازی در مذاب فلزات رفتاری متفاوت با دنیای واقعی خواهند داشت. یکی از روش‌های مناسب برای شبیه‌سازی چنین شرایطی روش شبکه بولتزمن است.

از نظر تاریخی روش شبکه بولتزمن مدل توسعه یافته‌ی روش CA<sup>۱</sup> است. مک نامارا<sup>۲</sup> و زانتی<sup>۳</sup> [۹] اولین کسانی بودند که متغیرهای بولی روش CA را به متغیرهای اعداد حقیقی بسط دادند. این اعداد بیانگر احتمال داشتن یک وضعیت توسط سلول بودند. روش شبکه بولتزمن برخلاف روش CA در ساختار میکروسکوپی قابل درک است. این خاصیت موجب می‌شود روش شبکه بولتزمن برای مدل کردن سیستم‌های فیزیکی پیچیده مورد توجه باشد. لازم به ذکر است که روش شبکه بولتزمن تنها، روشی مشابه CA نیست که نتایج صحیح هیدرودینامیک را ارائه دهد، بلکه گسسته‌سازی مناسبی برای معادله‌ی بولتزمن است. در روش شبکه بولتزمن هر سرعت گسسته شده یک تابع توزیع<sup>۴</sup> نامیده می‌شود. جهت هر بردار سرعت به سمت یکی از همسایه‌ها است، به جز بردار ویژه‌ی صفر که به سیال بدون حرکت اشاره دارد. در حافظه رایانه توزیع سیال به صورت آرایه‌ای از مقادیر اعشاری یا صحیح ذخیره می‌شود که هر عضو آرایه با یک تابع توزیع متناظر بوده و مقدار هر عضو آرایه بیان‌گر مقداری از سیال است که در آن جهت حرکت دارد. الگوریتم شبکه بولتزمن شامل دو قسمت است: جریان و تصادم. در قسمت جریان، مقادیر هر یک از سرعت‌های سیال به همسایه‌های متناظرشان انتقال می‌یابند. وقتی تمام سیال انتقال یافت در قسمت تصادم سرعت‌های جدید دوباره محاسبه و توزیع می‌شوند. با استفاده از تقریب BGK، توزیع سیال به وسیله‌ی درون‌یابی مقادیر با استفاده از مقدار تعادلی سرعت‌ها، تصحیح می‌شود. مقدار تعادلی برای هر سرعت مقداری است که اگر به تمام سلول‌ها آن مقدار تخصیص یابد، هیچ مقداری تغییر نخواهد کرد.

هدف تحقیق این است تا با اعمال فرضیات ساده کننده یک مدل شبیه‌سازی اولیه برای مرحله تشکیل فوم تهیه شود. مسلماً چنین کدی در صورت وجود می‌تواند پایه‌ی تحقیقات بسیاری در آینده باشد. با وجود اینکه فوم‌های فلزی امروزه به‌عنوان مواد پیشرفته بسیار مورد توجه قرار گرفته‌اند اما هنوز فرآیند تولید آن‌ها کاملاً تحت کنترل در نیامده است. تغییرات در خواص مکانیکی فوم‌های تولید شده باعث شده است که طراحان از آن‌ها با احتیاط بیشتری استفاده کنند. کمبود اطلاعات در زمینه تولید قطعات پیچیده از فوم‌های فلزی، بیش از پیش نمود می‌کند. به‌عنوان مثال هنوز به‌طور دقیق مشخص نیست که برای تولید یک قطعه پیچیده مشخص به چه مقدار پیش‌ماده نیاز است و یا دما و زمان مناسب برای رسیدن به کمترین چگالی یا بهترین حالت بهینه،  $E/p$  چگونه باید در نظر گرفته شود.

- 1 Cellular automata
- 2 McNamara
- 3 Zanetti
- 4 Distribution Function

- 5 Lattice Boltzmann Method
- 6 Shan-Chen Model
- 7 Navier stocks

رخ می‌دهد. پس از ایجاد جوانه، رشد حباب‌ها آغاز می‌شود. برای ایجاد رشد، در هر لحظه، گاز به طور مجازی (با توجه به درصد وزنی و قدرت تولید گاز عامل حباب‌زا) در داخل هر حباب افزوده می‌شود. سپس حجم حباب برای حفظ تعادل فشار افزایش می‌یابد. این افزایش حجم یا همان رشد تا جایی ادامه پیدا می‌کند که تمام عامل حباب‌زای مجازی به صورت گاز به دامنه افزوده شود. سایر پدیده‌ها نظیر زهکشی و گسیختگی دیواره در حین رشد، به کمک معادلات حاکم بر تعادل حباب، در نظر گرفته می‌شوند. برای گسیختگی دیواره سلولی یک شرط اضافه در فرآیند در نظر گرفته می‌شود. گسیختگی دیواره زمانی رخ می‌دهد که ضخامت آن از ضخامت بحرانی، که از مشخصه‌های ماده فوم شونده است، کمتر شود. مثلاً برای آلومینیم گزارش شده است که ضخامت دیواره منتج به گسیختگی توسط رادیوگراف‌های اشعه X در حدود ۵۰-۱۰۰ میکرون است [۱۰].

## ۲-۲- معادلات حاکم

الف) تعادل نیروها (دینامیک حباب گاز): دینامیک سیال تراکم‌ناپذیر به وسیله معادله مشهور ناویر استوکس (NSE) توضیح داده می‌شود.

$$\partial_{\alpha} v_{\alpha} = 0 \quad (1)$$

$$\partial_t v_{\alpha} + (v_{\beta} \partial_{\beta}) v_{\alpha} = -\frac{1}{\rho} \partial_{\alpha} p + \nu \partial_{\beta}^2 v_{\alpha} + g_{\alpha} \quad (2)$$

که  $\rho$  چگالی،  $v$  سرعت،  $p$  فشار،  $\nu$  ویسکوزیته سینماتیک و  $g$  شتاب گرانش است.

معادله (۱) و (۲) به ترتیب بقای جرم و مومنتم را بیان می‌کنند. حل معادله ناویر استوکس، میدان فشار و سرعت فاز سیال را می‌دهد. فشار گاز  $P_i$  در حباب  $i$  به وسیله معادله گاز ایده‌آل بدست می‌آید.

$$P_i = \frac{n_i R T}{V_i} \quad (3)$$

که  $R$  ثابت گاز ایده‌آل و  $n_i$  مقدار گاز و  $T$  دما و  $V_i$  حجم حباب  $i$  است. اتصال بین گاز و مایع با انتقال مومنتم در فصل مشترک سیال-گاز انجام می‌شود که به عنوان  $\Gamma$  شناخته می‌شود. به منظور داشتن حبابی پایدار، بایستی در فصل مشترک آن، سرعت گاز و سیال یکسان باشند.

$$v_G(x) = v_F(x) \quad \forall x \in \Gamma \quad (4)$$

به علاوه، مطابق طرح‌واره شکل ۱، تعادل نیروها نیز می‌بایست حفظ شود، یعنی نیروی اعمال شده از طرف گاز بر مایع با نیروی اعمال شده از مایع بر گاز یکسان باشد. از آنجایی که گاز فقط قادر به اعمال نیروهای عمودی است اما نمی‌تواند تنش‌های مماسی را انتقال دهد، شرایط مرزی به دو جزء عمودی و مماسی تقسیم می‌شوند.

$$p - 2\rho\nu\partial_n v_n = p_i - 2\sigma k \quad (5)$$

آن‌ها اعمال می‌شود. برای مثال تعادل غلظتی در فصل مشترک گاز و مذاب تابع قانون سیلوت<sup>۱</sup> است که فشار گاز داخل حباب را با غلظت آن در مذاب مرتبط می‌کند. اما گذر زمان با رشد حباب‌ها، گسیختگی دیواره سلول‌ها، بهم پیوستن ناگهانی حباب‌ها، چیدمان مجدد حباب‌ها، زهکشی و سرانجام فروپاشی فوم همراه خواهد بود. این فرآیندهای پیچیده فراتر از کاربرد دینامیک سیالات، نیروهای مویینگی و نیروهای فصل مشترک است [۷].

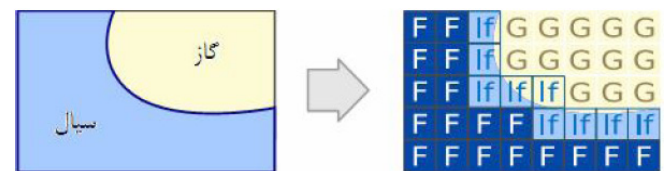
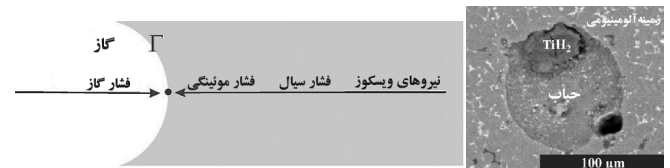
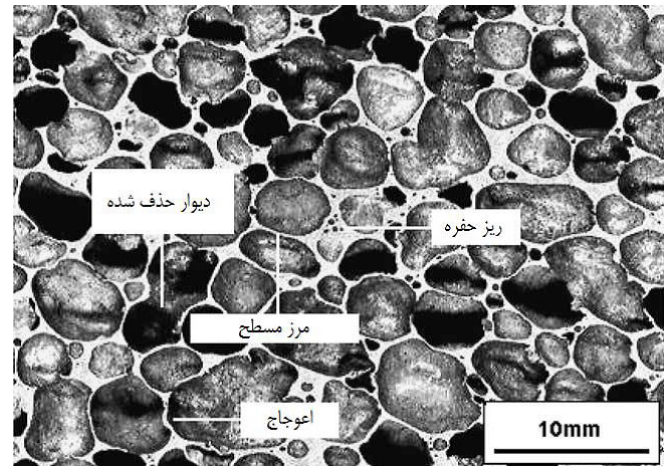


Fig. 1. Physical model for bubble in melt and equilibrium force interactions

شکل ۱: مدل فیزیکی حباب در مذاب و برای انواع نیروهای وارده بر آن به منظور ایجاد تعادل حباب

فوم یک سیستم دوفازی متشکل از فاز گاز و مذاب است. در واقع اندرکنش این دوفاز تعیین‌کننده شکل نهایی ساختار تخلخل فوم است. در این تحقیق برای ساده‌سازی، از توزیع و انتقال حرارت و همچنین وقوع انجماد، طی مرحله فوم‌سازی و پف نمودن مذاب، صرف‌نظر می‌شود. بنابراین در دامنه شبیه‌سازی دو سیال با خواص مختلف وجود خواهد داشت. به دلیل وجود تعادل فشار در سیستم فرض می‌شود، هیچ‌گونه تغییری در چگالی هر کدام از فازها رخ نمی‌دهد. بنابراین هر فاز به‌عنوان یک سیال تراکم‌ناپذیر شبیه‌سازی خواهد شد. مسلماً اندرکنش در مرزهای سیال و همچنین نوع مرزها نقش اصلی را در مدل‌سازی سیستم فوم ایفا خواهند کرد. جوانه‌زنی در حباب در مکان‌هایی که از قبل در دامنه به صورت تصادفی تعیین شده‌اند،

$D$  ضریب نفوذ و  $t$  زمان است.

$$\delta^{diff} = \sqrt{4Dt} \quad (11)$$

طول نفوذ مقیاسی برای ناحیه تحت تأثیر ذره عامل حباب‌زا است. مثلاً اگر  $\delta^{diff}$  بسیار بیشتر از فاصله متوسط ذرات باشد، تأثیر متقابل شدید بین ذرات را در پی خواهد داشت. ضریب نفوذ هیدروژن در آلومینیم به کمک معادله (۱۲) که توسط ایچناورو مارکوپولوس [۱۵] توسعه داده شده است در پژوهش حاضر تعیین شده است.

$$D = D_0 \cdot \exp\left(-\frac{H}{RT}\right) = \begin{cases} 3.8 \cdot 10^{-6} \frac{\text{m}^2}{\text{s}} \cdot \exp\left(-\frac{19.26 \text{ kJ/mol}}{RT}\right) \\ 1.1 \cdot 10^{-5} \frac{\text{m}^2}{\text{s}} \cdot \exp\left(-\frac{40.95 \text{ kJ/mol}}{RT}\right) \end{cases} \quad (12)$$

که  $D_0$  ثابت،  $R$  ثابت گازها،  $T$  دما و  $H$  آنتالپی اکتیواسیون است. از معادله (۱۲)، ضریب نفوذ در  $700^\circ\text{C}$  برابر است با  $D = 3/51 \times 10^{-3}$  و طول نفوذ هیدروژن در آلومینیم مذاب  $3740 \mu\text{m}$  است. این مقدار در مقایسه با ابعاد نمونه، کوچک است. لذا یکسان‌سازی غلظت گاز حل شده امکان پذیر نیست، در نتیجه منجر به توزیع غیریکنواخت ذرات حباب‌زا و به دنبال آن خواص غیریکنواخت می‌شود. پس ذرات عامل حباب‌زا به عنوان مکان‌های جوانه‌زنی حباب عمل می‌کنند که سطح آن‌ها نیز دارای بیشترین بیشینه غلظت گاز حل شده است.

### ۲-۳- مدل عددی

فلوچارت برنامه اصلی در شکل ۲ آورده شده است. این برنامه بر پایه کد متن باز [۱۶] نوشته شد که در آن مدل شان‌چن پیاده‌سازی شده است. در این تصاویر کادرهای قرمز رنگ، کد متن باز اصلی و کادرهای سبز رنگ، کدهای توسعه داده شده در پژوهش جاری هستند.

جوانه‌زنی حباب: تعداد مکان‌های جوانه‌زنی حباب با توجه به مقدار و اندازه ذرات پودر عامل حباب‌زا تعیین می‌شود. این عدد به صورت دستی، بر اساس نتایج آزمایشگاهی گزارش شده، وارد کد اصلی می‌شود. یک زیرروال با توزیع اتفاقی وابسته به زمان، برای تعیین مکان‌های جوانه‌زنی در فضای دوبعدی مورد استفاده قرار گرفته است. این مکان‌ها که از این به بعد به نام «نقاط گازی شبکه» نامیده می‌شوند، در واقع همان عوامل حباب‌زای مجازی هستند که در دامنه سیستم به عنوان هسته گاز در نظر گرفته شده و چگالی هیدروژن، ناشی از تجزیه عامل حباب‌زای  $\text{TiH}_2$ ، برای آن‌ها برآورد می‌شود. سایر نقاط شبکه به عنوان مذاب شناخته شده و دارای چگالی آلومینیم خواهند بود. پس از این مرحله تمام مقادیر و پارامترها با توجه به عدد رینولدز<sup>۱</sup>، سرعت بیشینه و اندازه شبکه، توسط کد متن باز OpenLB به پارامترهای بدون بعد تبدیل می‌شوند [۱۶].

رشد حباب: در ابتدای هر گام زمانی نرخ تولید گاز هیدروژن توسط

$$\partial_n v_n = 0; \quad v_n = v_x \hat{i} + v_y \hat{j} \quad (6)$$

که  $v_x$  و  $v_y$  به ترتیب مؤلفه‌های مماسی و عمودی سرعت هستند. معادله (۶) ناشی از غیاب تنش‌های مماسی است. طرف چپ معادله (۵) نیروی عمودی است که توسط سیال اعمال می‌شود که مجموع فشار و نیروی ویسکوز است. طرف راست، فشار گاز است که به اندازه فشار مویینگی  $2\sigma k$  کاهش می‌یابد که  $k$  انحنای متوسط و  $\sigma$  تنش سطحی است. اما در طی رشد یا همان انبساط حباب‌ها، به منظور تخمین فشارهای مربوطه، سینتیک انبساط یک حباب منفرد با شعاع  $R$  در یک مایع تراکم‌ناپذیر با ویسکوزیته  $\nu$  و فشار  $p_0$  را معیار محاسبات قرار داده و به علت تقارن مسئله معادله ناویر استوکس را به معادله اصطلاح شده رایلی [۱۱-۱۳] در مختصات کروی کاهش می‌دهند. در این صورت رشد حباب با شعاع  $R$  به صورت معادله (۷) توصیف می‌شود:

$$\rho R \ddot{R} + \frac{3}{2} \rho \dot{R}^2 + 4\rho \nu \frac{\dot{R}}{R} + \frac{2\sigma}{R} = p_i - p_0 \quad (7)$$

هر یک از چهار ترم معادله فوق از سمت چپ به راست به ترتیب بیان‌کننده فشار اضافی حباب، فشار مویینگی، فشار ویسکوز و فشار سکون هستند و  $p_i$  فشار حباب و  $\sigma$  تنش سطحی است. معادله (۷) تعادل بین نیروهای سکون، ویسکوز و مویینگی که از انبساط حباب جلوگیری می‌کنند و نیرو حاصل از فشار اضافی داخل حباب را بیان می‌کند. ولی این که در عمل کدامیک از این نیروها نقش اصلی را ایفا می‌کنند مشخص نیست و کاملاً به ماده و پارامترهای فرایند فوم‌سازی بستگی دارد.

ب) معادلات انحلال و نفوذ گاز: علاوه بر هیدرودینامیک خالص، تأمین گاز و نفوذ آن برای تکامل فوم ضروری هستند. عموماً انحلال گاز حباب‌زا در سیال محدود است. غلظت گاز در سیال به وسیله معادله نفوذ (معادله (۸)) به دست می‌آید.

$$\partial_t c + v_x \partial_x c - \partial_x (D \partial_x c) = Q \quad (8)$$

که  $C = C(x, t)$  میدان غلظت گاز حل شده،  $D$  ثابت نفوذ گاز،  $Q = Q(x, t)$  عبارت نرخ آزادسازی گاز یا همان نرخ رشد حباب گازی است. در واقع عبارت  $Q$ ، ویژگی تجزیه عامل حباب‌زا را توصیف می‌کند. دو موضوع اساسی در غلظت گاز حل شده؛ باید مورد توجه قرار گیرد. یکی میزان انحلال گاز و دیگری فاصله نفوذ گاز است. در کار حاضر مقدار هیدروژن حل شده در آلومینیم مذاب از معادله (۹) و در جامد از معادله (۱۰) به دست می‌آید [۱۴].

$$C = 5.84 \frac{\text{cm}^3}{\text{g}} \cdot \exp\left(-\frac{6357\text{K}}{T}\right) \sqrt{\frac{p}{\text{bar}}} \quad (9)$$

$$C = 0.25 \frac{\text{cm}^3}{\text{g}} \cdot \exp\left(-\frac{5941\text{K}}{T}\right) \sqrt{\frac{p}{\text{bar}}} \quad (10)$$

اما طول نفوذ هیدروژن ( $\delta^{diff}$ ) توسط رابطه (۱۱) به دست می‌آید که در آن

1 Reynolds number



رفتار هیدرودینامیک را مدل نماید.

معادله شبکه بولتزمن فرم گسسته‌ی معادله بولتزمن می‌باشد که در مکان و زمان گسسته شده است که فرم بدون بعد آن در معادله (۱۴) آورده شده است.

$$f_i(x + e_i, t + 1) - f_i(x, t) = -\frac{1}{\tau} [f_i(x, t) - f_i^{eq}(x, t)] \quad (14)$$

گسسته‌سازی در مکان و زمان با گسسته‌سازی سرعت کاملاً پیوسته است. به عبارتی هر بردار سرعت بر بردار جابه‌جایی از یک سلول به همسایه‌اش منطبق می‌باشد.

برای حل معادله شبکه بولتزمن دو گام وجود دارد، گام جریان و گام آرامش. معادله (۱۵) برای گام جریان و معادله (۱۶) برای گام تصادم صادق است که در کنار هم یک گام زمانی را تشکیل می‌دهند.

$$f_i^{in}(x, t) = f_i^{out}(x - e_i, t - 1) \quad (15)$$

$$f_i^{out}(x, t) = f_i^{in}(x, t) - \frac{1}{\tau} [f_i^{in}(x, t) - f_i^{eq}(x, t)] \quad (16)$$

توابع توزیع ورودی و خروجی (قبل و بعد از تصادم) به ترتیب به صورت  $f_i^{in}$  و  $f_i^{out}$  نشان داده می‌شوند. در حین گام جریان، معادله (۱۵)، تمامی توابع توزیع بجز  $f_0$  روی سلول‌های همسایه با توجه به سرعت‌هایشان اثر می‌کند. پس از این مرحله طی گام آرامش (تصادم)، معادله (۱۶) تابع توزیع ذرات به حالت توزیع متعادل می‌رسد.

مدل شبکه بولتزمن توسط مجموعه‌ی سرعت‌های گسسته  $\{e_i\}$  و تابع توزیع تعادل آن تعریف می‌شود. مدل‌های مورد استفاده در شبکه بولتزمن با  $DnQm$  نشان داده می‌شود که در این نماد  $n$  ابعاد فضا را مشخص کرده و  $m$  تعداد بردارهای سرعت متفاوت را بیان می‌کند. برای تحقیق حاضر مدل  $D2Q9$  انتخاب شد که برای دینامیک سیالات در دو بعد مناسب است.

برای حل دو آرایه مورد استفاده قرار می‌گیرد: یکی دربرگیرنده‌ی مقادیر سلول‌ها در زمان  $t$  بوده و دیگری آرایه‌ای است که مقادیر زمان  $t+dt$  در آن ثبت می‌شود. در پیاده‌سازی الگوریتم به طور کلی در هر تکرار، انتقال سیال از همسایه‌ها (گام جریان) به صورت انتقال از آرایه  $t$  به آرایه  $t+dt$  صورت می‌گیرد و در مرحله بعد مقادیر ثبت شده در آرایه  $t+dt$  در گام تکمیلی با خروج سیال اضافه به سمت همسایه‌ها (گام تصادم) با تصحیح شدن وارد آرایه  $t$  می‌شود. این تکنیک اجازه می‌دهد در هر تکرار گام جریان و تصادم همزمان انجام شوند. دانسته‌ی در هر سلول از مجموع مقادیر سیال برای تمام سرعت‌ها قابل محاسبه است. همچنین سرعت کلی هر سلول از مجموع حاصل ضرب مقادیر سیال در سرعت متناظر قابل برآورد می‌باشد.

### ۲-۳-۲- مدل شبیه‌سازی چندفازی

برای شبیه‌سازی چندفاز در کنار هم توسط روش بولتزمن مدل‌های

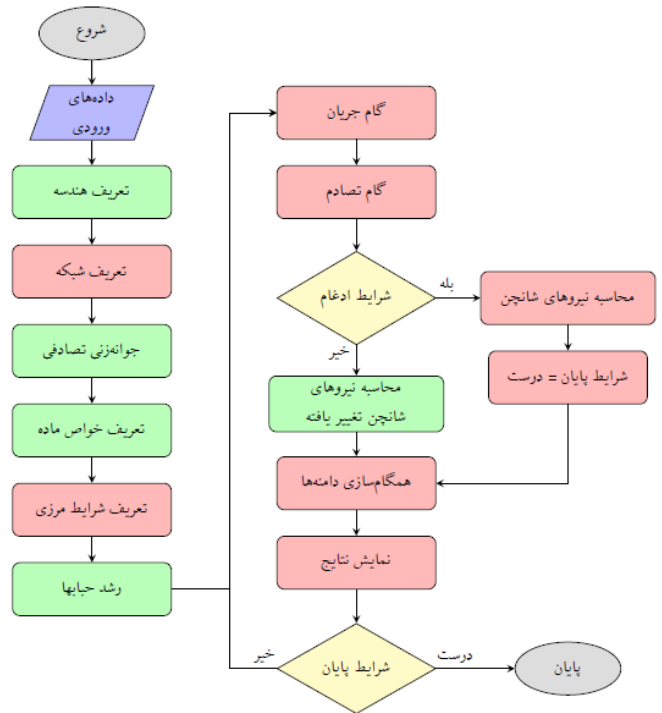


Fig. 2. Mail program flowchart (Green boxes: developed codes, Red boxes: open source codes)

شکل ۲: فلوجارت برنامه اصلی (کادر سبز: کد توسعه داده شده، کادر قرمز: کد متن باز)

عوامل حباب‌زا محاسبه شده و بین نقاط گازی شبکه تقسیم و به هر نقطه به صورت افزایش در فشار افزوده می‌شود.

$$\frac{dp}{dt} = A \times \frac{dn}{dt} \quad (13)$$

که در اینجا  $dp/dt$  نرخ افزایش فشار برای هر نقطه از شبکه که به عنوان گاز ارجاع می‌شود،  $A$  عدد ثابت،  $dn/dt$  نرخ آزاد شدن گاز بر حسب مول بر ثانیه و  $N$  جمعیت نقاط گازی شبکه است. بنابراین انبساط حباب به علت افزایش فشار حباب توسط کد چند فازی توسعه داده شده در کار حاضر، خودبه‌خود انجام می‌شود.

### ۲-۳-۱- تقریب شبکه بولتزمن

روش شبکه بولتزمن نشان می‌دهد که خصیصه‌های مورد نیاز برای شبیه‌سازی فرآیند فوم‌سازی فلزات را داراست [۲، ۸ و ۱۷]. در این روش ابتدا میکروحباب‌های ساختگی به عنوان هسته حباب و بر اساس دسته‌ای از قوانین در دنیای مجازی با هم اندرکنش خواهند داشت. رفتار هیدرودینامیکی با در نظر گرفتن فیزیک مسئله و معادلات حاکم، بطور ذاتی در نتایج شبیه‌سازی پدیدار خواهد شد. بنابراین مسأله هم با خواص ماکروسکوپی و هم با اندرکنش‌هایی در مقیاس میکرون مواجه است. روش بولتزمن می‌تواند بین دینامیک سیالات ماکروسکوپی و دینامیک مولکولی میکروسکوپی جای گیرد و با استفاده از اندرکنش‌هایی در مقیاس میانی خواص فیزیکی و

$$P_{\alpha\beta} = \left( c_s^2 \rho + \frac{G}{6} \psi^2 + \frac{G}{36} |\nabla \psi|^2 + \frac{G}{18} \psi \Delta \psi \right) \times \delta_{\alpha\beta} - \frac{G}{18} \partial_\alpha \psi \partial_\beta \psi \quad (21)$$

در مقایسه با مکانیک کلاسیک، پتانسیل نیرو را می‌توان به شکل زیر تعریف نمود:

$$U = \frac{G}{6} \psi^2 + \frac{G}{36} |\nabla \psi|^2 + \frac{G}{18} \psi \Delta \psi \quad (22)$$

از آنجا که ترم گرادین در معادله (۲۲) در مقایسه با ترم اول کوچک است (طول مشخصه در فصل مشترک در تمام روش‌های مبتنی بر فصل مشترک و نفوذ از فاصله شبکه بزرگتر است)، معادله (۲۲) را می‌توان با تقریب به کار برد:

$$p = \rho c_s^2 + \frac{G}{6} \psi^2 \quad (23)$$

حال با انتخاب مناسب تابع پتانسیل کاذب  $(\psi(x))$ ، این معادله می‌تواند جدایش فازها را توصیف کند. یک انتخاب ساده و متداول می‌تواند  $\psi = \rho$  باشد. با انتخاب این تابع پتانسیل تانسور شار و گشتاور به روش نفوذ فصل مشترک نزدیک می‌شود. اما از نظر پایداری  $\psi(x) = \rho(x, t)$  بهترین انتخاب نمی‌تواند باشد. زمانی که  $\psi$  مساوی  $\rho$  انتخاب می‌شود، مقدار آن برای چگالی‌های بیشتر، بزرگتر خواهد بود. بنابراین پتانسیل دارای یک حلقه بیمار خواهد بود، چگالی بیشتر یعنی  $\psi$  بیشتر که بطور معمول گرادین بیشتری را بخصوص در فصل مشترک نتیجه می‌دهد که در نهایت منجر به ناپایداری خواهد شد. مسلماً  $\psi = \rho$  یک انتخاب مناسب و ساده برای سیستم‌هایی است که نسبت چگالی مایع به گاز در آن‌ها مقدار کمی باشد (کمتر از ۲ برابر) و برای سیستم‌هایی با نسبت چگالی زیاد ناپایداری را دربر خواهد داشت. در مورد سیستم دو جزئی و دو فاز آلومینیم مذاب و گاز هیدروژن نسبت چگالی‌ها به مراتب بیشتر است. برای مهار تابع پتانسیل کاذب  $\psi$  برای مقادیر بیشتر  $\rho$  و حفظ تناسب آن با  $\rho$  برای مقادیر کوچک  $\rho$  تعریف زیر می‌تواند مناسب باشد:

$$\psi(x) = 1 - \exp(-\rho) \quad (24)$$

که برای چگالی‌های کوچک،  $\psi(x) = \rho$  و برای چگالی‌های بزرگ  $\psi(x) = 1$ . این انتخاب تابع پتانسیل اجازه می‌دهد جدایش برای نسبت‌های بزرگتری از چگالی (حدود ۶۰ برابر) به صورت پایدار امکان‌پذیر باشد [۲۵]. در مدل شان‌چن هر فاز در یک شبکه بولتزمن جداگانه در نظر گرفته می‌شوند، به عبارتی دو شبیه‌سازی جداگانه صورت می‌گیرد که به طور همزمان انجام می‌شوند. بدین منظور دو شبکه با پارامتر یکسان لازم است که یکی شامل فاز اول و دیگری فاز دوم را در بر می‌گیرد (شکل ۳).

هر گام زمانی مانند شبکه بولتزمن تک فاز، شامل دو مرحله جریان و تصادم است. تا این قسمت همه چیز مستقل و مانند دو شبیه‌سازی تک فاز جدا از هم می‌باشد. پس از دو گام زمانی مدل شان‌چن وارد عمل شده و

مختلفی وجود دارد که مهم‌ترین آن‌ها عبارتند از: مدل دینامیک کرومودینامیک [۱۸]، مدل شان‌چن [۱۹ و ۲۰]، مدل انرژی آزاد [۲۱ و ۲۲] و مدل HSD [۲۳].

برای تحقیق حاضر روش شان‌چن به دلیل سادگی و انطباق پذیری بسیار خوب با فیزیک مسأله انتخاب شد. این روش بر اساس تأثیر نیروهای دوربرد بر توابع توزیع استوار است. به زبان ساده‌تر در این روش دو سیال در دو دامنه جداگانه از نظر عددی مدل می‌شوند که گام‌های جریان و تصادم به طور جداگانه روی آن‌ها اعمال می‌شود. در ادامه نیروی شان‌چن برای هر نقطه شبکه در هر دامنه با توجه به همسایگان دامنه دیگر محاسبه خواهد شد. نیروی شان‌چن روی آن نقطه از شبکه کوپل شده و الگوی جریان را اصلاح می‌نماید. بنابراین تنها رابط بین دو سیال همان نیروی شان‌چن است. در مدل اصلی شان‌چن نیروی اندرکنش بین فازها تقریباً از معادله (۱۷) تبعیت می‌کند:

$$F(x) = -\frac{d^2 b}{D} \psi(x) g \nabla \psi(x) \quad (17)$$

که  $b$  تعداد نزدیکترین مکان‌ها با فاصله مساوی  $d$  (کمترین فاصله نقاط در شبکه که ثابت شبکه خوانده می‌شود) است،  $D$  بعد فضا را مشخص می‌نماید و  $g$  ترمی مشابه دما است که تعیین کننده میزان اثرگذاری دو فاز بر یکدیگر می‌باشد. تابع  $\psi$  تابع پتانسیل کاذب خوانده می‌شود و تابع زمان و مکان است. همسایه‌های دیگر (نزدیک‌ترین‌های بعدی از نظر فاصله) را نیز می‌توان به معادله (۱۷) افزود [۲۴].

در مدل شان‌چن نیرویی که در هر نقطه از شبکه محاسبه می‌شود به همسایگان محلی وابسته است بنابراین می‌توان نوشت:

$$F(x) = -G \psi(x) \sum_i w_i \psi(x + c_i) c_i \quad (18)$$

که  $G$  ضریب همبستگی بوده و استحکام اندرکنش را کنترل می‌کند، تابع  $\psi$  که مقدار آن متناسب با دانسیته ( $\rho$ ) است با تغییر چگالی در زمان و مکان، تغییر خواهد کرد.  $c_i$  و  $w_i$  به ترتیب مبین مؤلفه نام سرعت و وزن آن در مدل انتخاب شده، هستند. تا اینجا نیرو برای ایجاد اندرکنش بین دو فاز ایجاد شده است.

تأثیر نیرو می‌تواند دربر گیرنده تانسور شار و گشتاور باشد [۲۴]:

$$\partial_\beta P_{\alpha\beta} = -F_\alpha + \partial_\alpha p \quad (19)$$

معادله حالت برای شبکه بولتزمن  $p = c_s^2 \rho$  است، بنابراین:

$$\partial_\beta P_{\alpha\beta} = -F_\alpha + \partial_\alpha (c_s^2 \rho) \quad (20)$$

بدین ترتیب تانسور شار  $P_{\alpha\beta}$  به شکل زیر قابل تغییر است:

- 1 Chromodynamic model
- 2 Free energy model
- 3 Pseudopotential

$$U_{total} = \frac{U_{melt} + U_{gas}}{\sum \rho} \quad (25)$$

با استفاده از معادله (۲۳) می‌توان پتانسیل اندرکنش را در هر نقطه از هر دوفاز محاسبه نمود:

$$\xi = p = \rho c_s^2 + \frac{G}{6} \psi^2 \quad (26)$$

مرحله آخر محاسبه سرعت نهایی با توجه به پتانسیل اندرکنش و نیروهای خارجی می‌باشد، اما در مدل تغییر یافته قبل از محاسبات مرحله آخر، تصحیحی روی داده‌ها انجام می‌شود:

$$\xi_{gas} = \begin{cases} 0 & \sum_{k=1}^n |\xi_k| = 0 \\ \text{Max}(\xi_1, \dots, \xi_n) & \frac{\text{Max}(|\xi_1|, \dots, |\xi_n|)}{\text{Max}(\xi_1, \dots, \xi_n)} = 1 \\ \text{Min}(\xi_1, \dots, \xi_n) & \frac{\text{Max}(|\xi_1|, \dots, |\xi_n|)}{\text{Max}(\xi_1, \dots, \xi_n)} \neq 1 \end{cases} \quad (27)$$

که  $n$  تعداد حباب‌های موجود در حوزه حل است. حال سرعت‌های نهایی قابل محاسبه خواهند بود که برای هر حباب به صورت زیر است:

$$U_{gas} = U_{total} + \tau_{gas} (F_{gas} - G \xi_{i,melt}) \quad (28)$$

که در آن  $\xi_{i,melt}$  یکتاست، اما برای محاسبه سرعت تعادلی سیال داریم:

$$U_{melt} = U_{total} + \tau_{melt} (F_{melt} - G \xi_{i,gas}) \quad (29)$$

که در آن  $\xi_{i,gas}$  در مدل دو حباب دارای دو مقدار است که جمع‌پذیر نیستند. مسلماً با افزایش تعداد حباب‌ها مناطق همپوشانی بین حباب‌های بیشتر هم قابل رخداد است و در نتیجه  $\xi_{i,gas}$  بیشتری خواهیم داشت.

### ۲-۳-۳- تکنیک برخورد و ادغام حباب‌ها

اما تکنیک مدل‌سازی اندرکنش حباب‌ها در مایعات خالص یعنی فاقد هرگونه ذرات معلق، با مایعات حاوی ذرات شناور (مانند ذرات SiC در مذاب آلومینیوم) کاملاً متفاوت است. در مایعات خالص هنگامی که دو حباب به سمت هم حرکت می‌کنند رفتار متداول این است که خمیدگی سطح بیشتر می‌شود و نوک برآمدگی ایجاد شده با هم تماس برقرار می‌کنند، یعنی در لحظه برخورد دو حباب، فصل مشترک تماسی یک نقطه بوده که بلافاصله منجر به ادغام دو حباب می‌شود. به عبارتی دیگر تشکیل دیواره سلولی و پدیده باریک شدن آن بین دو حباب وجود ندارد. اما در فلزات وضعیت متفاوت است. بررسی مکانیسم فومی شدن در تولید فوم از پودر متراکم شده یا روش فرمگریپ<sup>۱</sup>، وجود ساختاری از ذرات نیمه جامد را در بین حباب‌ها

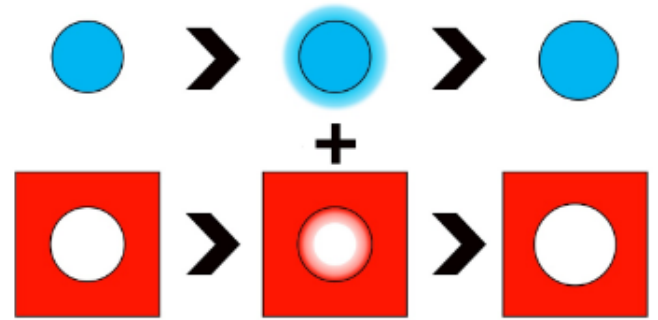


Fig. 3. The two-phase model in the Shan-chen method is composed of two separate models

شکل ۳: مدل دوفازی در روش شان‌چن از دو مدل مجزا تشکیل شده است

برخی اصلاحات را روی نقاط مشترک دو شبکه اعمال می‌کند و در نهایت دو شبکه روی نقاط مشترک کوپل می‌شوند، یعنی پارامترهای تعادلی حاصل از اصلاحات انجام شده با توجه به شبکه متناظر منجر به ایجاد مرزهای جدید تعادلی می‌شوند. حال مدل برای گام زمانی بعدی آماده است.

اگر در دامنه بیش از یک جزیره از فاز دوم موجود باشد مادامی که در مرحله اول شبیه‌سازی شبکه بولتزمن، یعنی با اعمال دو مرحله مربوط به گام زمانی شبکه بولتزمن نرمال، همپوشانی روی دامنه‌ها رخ ندهد، مشکلی وجود نخواهد داشت و مدل به خوبی رفتار را پیش بینی می‌کند. اما زمانی که همپوشانی رخ می‌دهد شرایط متفاوت خواهد بود. در مرحله اول که مربوط به گام زمانی می‌شود، یعنی به هنگام اعمال گام جریان و تصادم، هاله‌ی ایجاد شده از سوی دو حباب با هم برخورد می‌کند. این در حالی است که در سیال هیچ تداخلی قابل وقوع نیست. تداخل دو محدوده باعث می‌شود حباب‌ها مستقیم بر هم اثر داشته باشند که این موضوع با شرط اول که طبق آن هر اندرکنشی بین حباب‌ها تنها از طریق سیال قابل انجام است، تناقض دارد.

بنابراین لازم است داده‌هایی که در منطقه همپوشانی قرار دارند به طور مجزا حفظ شوند. بنابراین در زمانی که اندرکنش حباب‌ها شروع می‌شود، حتماً هاله‌ها با هم تداخل دارند. پس حتماً در فاز دوم (حباب‌ها) منطقه‌ای وجود دارد که دارای بیش از یک داده (مقادیر بولتزمن) است. اگر این داده‌ها بر روی هم ذخیره شوند، رفتار حباب‌ها دور از انتظار خواهد بود. اما اگر برای محاسبه پارامترهای شان‌چن هر حباب از داده‌های مختص به خود حباب استفاده شود، رفتار مناسب خواهد بود.

اما مشکل وجود بیش از یک داده برای محاسبه پارامترهای شان‌چن در سیال در منطقه همپوشانی است. این داده‌ها هر یک مربوط به هاله‌ی حاصل از یک حباب است.

برای محاسبه سرعت تعادلی حباب‌ها، ابتدا چگالی و سرعت را طبق اصول روش شبکه بولتزمن در هر نقطه از شبکه محاسبه می‌کنیم. در قدم بعدی نقاطی که بین شبکه مذاب و گاز از نظر وجود ماده (داشتن چگالی و سرعت) شناسایی و یک سرعت نهایی مطابق معادله زیر تعریف می‌شود:

شدن شرطی که برای شبیه‌سازی شبکه اکسیدی در نظر گرفته شد، حباب‌ها هرگز نمی‌توانند از دیواره انسدادی عبور کنند و در نتیجه هیچ‌گاه بهم پیوستن حباب‌ها رخ نمی‌دهد.

برای حل این مشکل یک شرط اضافه در نظر گرفته شد که طبق آن اگر ضخامت دیواره سلولی بین دو حباب کمتر از مقدار بحرانی مشخصی باشد، شرط ایجاد شبکه اکسیدی را برای حباب‌های درگیر، غیر فعال نموده و شبیه‌سازی ادامه یابد. با این غیرفعال‌سازی در شرایط اندرکنش، حباب‌ها به سرعت در هم ادغام می‌شوند و تأثیر دینامیکی حاصل از این ادغام به روشنی در دامنه مذاب قابل رؤیت خواهد بود. برای فوم‌های آلومینیوم مقدار بحرانی اندازه دیواره سلولی که منجر به گسیختگی می‌شود توسط تحلیل رادیوگرافهای اشعه X در حدود ۵۰ میکرون تعیین شده است [۱۰].

### ۳- مدل تجربی

به منظور بررسی ساختار متخلخل فوم فلزی از روش فرم‌گریپ استفاده می‌شود. این روش ترکیبی از دو روش متالورژی پودر و روش ذوبی است. ابتدا پیش ماده آلیاژ آلومینیم A356 به کمک عامل حباب‌زای هیدرید تیتانیوم به روش ذوبی تهیه و سپس تکه‌های پیش ماده که پر از هسته‌های حباب است در قالب قرار داده شده و حرارت داده تا ذوب شود. در لحظه ذوب ناگهان مذاب پف نموده و حباب‌ها رشد می‌کنند. پس از رسیدن حباب‌ها به هم و قبل از ادغام آن‌ها فوم مذکور منجمد می‌شود. سپس با برش آن و متالوگرافی ساختار فوم و مقایسه آن با نتایج شبیه‌سازی کد توسعه داده شده در پژوهش حاضر، صحت و دقت کد مورد ارزیابی قرار می‌گیرد.

برای ساخت فوم مراحل زیر انجام پذیرفته است. در هر نوبت تولید پیش ماده، حدود ۳۵۰ گرم از آلیاژ A356 در داخل کوره قرار گرفته تا ذوب شود. پس از اینکه آلیاژ به دمای ۷۰۰°C رسید، افزودن عامل حباب‌زا به آلیاژ A356 انجام می‌گیرد. برای افزودن عامل حباب‌زا به مذاب که به مقدار ۱/۵٪ وزنی آلیاژ انتخاب می‌شود بایستی با پودر آلومینیم با نسبت ۱ به ۱ مخلوط شود تا خیس‌پذیری آن نسبت به مذاب آلومینیم افزایش یافته و توزیع آن در مذاب همگن‌تر شود. سپس دمای کوره در ۶۰۰°C تنظیم می‌شود. هنگامی که دمای کوره حاوی مذاب به ۶۲۰°C رسید دور موتور به ۱۵۰۰ دور بر دقیقه افزایش یافته و عامل حباب‌زا به مذاب اضافه می‌شود و هم زدن مذاب حدود ۱ الی ۲ دقیقه ادامه می‌یابد. هم زدن بیشتر در این مرحله باعث آزاد شدن عامل حباب‌زا می‌شود. مذاب حاصل به سرعت در قالب فلزی ریخته‌گری می‌شود. جامد تهیه شده «پیش‌ماده» فوم‌سازی نام دارد. برای فوم‌سازی پیش‌ماده آماده شده با توجه به اندازه قالب فوم‌سازی که دارای قطر ۴۰ میلی‌متر و ارتفاع ۸۰ میلی‌متر است، به قطعات مناسب بریده می‌شود و در قالب فولادی «پف» می‌شود. در این تحقیق برای بررسی اثر دما بر پایداری فوم سه دمای فوم‌سازی ۶۷۵، ۷۲۵ و ۷۷۵ درجه سانتیگراد انتخاب شد. برای هر دمای فوم‌سازی ۲ الی ۳ نمونه فوم ساخته شد تا زمان بهینه فوم‌سازی یعنی حداکثر افزایش حجم با ساختار سلولی پایدار بدست

آشکار کرد که اصطلاحاً ذرات شبکه اکسیدی<sup>۱</sup> نامیده می‌شوند [۲۶]. این ذرات شامل ذرات اکسیدی با پیوند بسیار ضعیف هستند که در دیواره سلولی گرفتار شده و بصورت یک مانع مکانیکی در برابر نازک شدن بیشتر دیواره سلولی مقاومت می‌کنند. مطابق شکل ۴، مشاهده این رفتار به پیشنهادی منجر شد که اصل فیزیکی مکانیسم پایدارکننده‌های فوم‌های فلزی را بر حسب ذرات توسط ضخامت دیواره سلولی و همراه شدن با اثر انسدادی<sup>۲</sup> استوار می‌دانست.

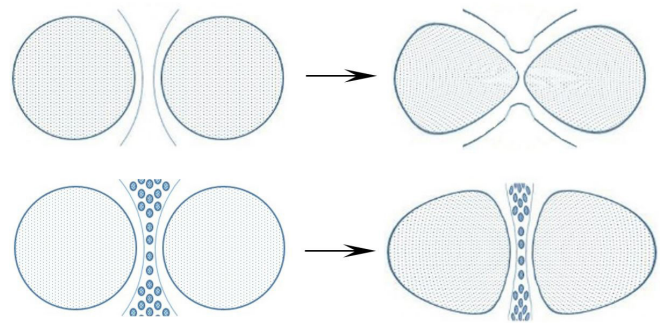


Fig. 4. The barrier effect of the oxide network during the approach of two bubbles in the molten environment

شکل ۴: اثر انسدادی شبکه اکسیدی در طی نزدیک شدن دو حباب در محیط مذاب

برای پوشش دادن این پدیده در شبیه‌سازی فوم فلزی چند شرط ساده طراحی و به کار گرفته شد. اول فرض شد که هر حباب تنها و تنها با فاز مذاب اندرکنش دارد. بنابراین هر برخورد عددی و منطقی مستقیم بین حباب‌ها نادیده گرفته می‌شود. دوم، هر حباب دارای یک منطقه اندرکنش در فاز مذاب است که از دینامیک آن حباب و بردارهای سرعتش نشأت گرفته است. هنگامی که این مناطق از دو یا چند حباب به هم می‌رسند اندرکنش بین حباب‌ها آغار می‌شود.

همان‌طور که پیش‌تر نیز گفته شد یک دیوار سدکننده توسط ذرات شبکه اکسیدی بین حباب‌ها شکل می‌گیرد که بین منطقه اثر حباب‌ها جای گرفته و در جهت عکس نزدیک شدن حباب‌ها عمل می‌کند. این اثر را می‌توان با ایجاد یک فشار مجازی در دیواره‌های نازک مدل کرد. توسط یک شرط ساده اثر انسدادی ذرات شبکه اکسیدی بطور خودکار توسط کد شبکه بولتزمان شبیه‌سازی خواهد شد. این شرط بدین قرار است که هنگام به هم رسیدن مناطق اثر حباب‌ها به یکدیگر، برای محاسبه نیروی شان‌چن در هر نقطه، نزدیک‌ترین حباب به آن نقطه در نظر گرفته می‌شود و اثر حباب‌های دورتر نادیده گرفته می‌شود چراکه تأثیر حباب‌های دورتر توسط دیواره انسدادی ایجاد شده خنثی خواهد شد. در نهایت شبیه‌سازی نتایج دقیق‌تری را پیش بینی خواهد نمود. حال نیاز به مدلی است که تعیین کند باریک شدن دیواره سلولی تا چه زمانی باید انجام گیرد. زیرا پدیده «ادغام سلولی» که در فرآیند فوم‌سازی رخ می‌دهد نیز باید شبیه‌سازی شود. به این منظور، در صورت فعال

- 1 Oxide network particles
- 2 Barrier effect



مدل شان چن در شبکه  $D2Q9$  به تصویر کشیده است. اطلاعات شبیه‌سازی در جدول ۱ آمده است.

جدول ۱: شرایط شبیه‌سازی برای دو حباب همراستا

Table 1. Simulation conditions for two inline bubbles by modified model Shan-chen

OpenLB	COMSOL	
$20 \times 30$	$20 \times 30$	ابعاد دامنه (mm)
$2/7$	$2/7$	چگالی سیال ( $g/cm^3$ )
$0.089$	$0.089$	چگالی گاز ( $g/cm^3$ )
$V=0$ mm/s $P=1$ atm $\mu=1/1$ mN.s/m <sup>2</sup>	$V=0$ mm/s $P=1$ atm $\mu=1/1$ mN.s/m <sup>2</sup>	مذاب
$V=3$ mm/s $P=1$ atm $\mu=1/17$ mN.s/m <sup>2</sup>	$V=3$ mm/s $P=1$ atm $\mu=0.09$ mN.s/m <sup>2</sup>	شرایط اولیه حباب
آینه‌ای	دیواره لغزشی	شرایط مرزی
۸	۸	قطر اولیه (mm)
۱۱/۳	۱۱/۲۹	قطر نهایی (mm)

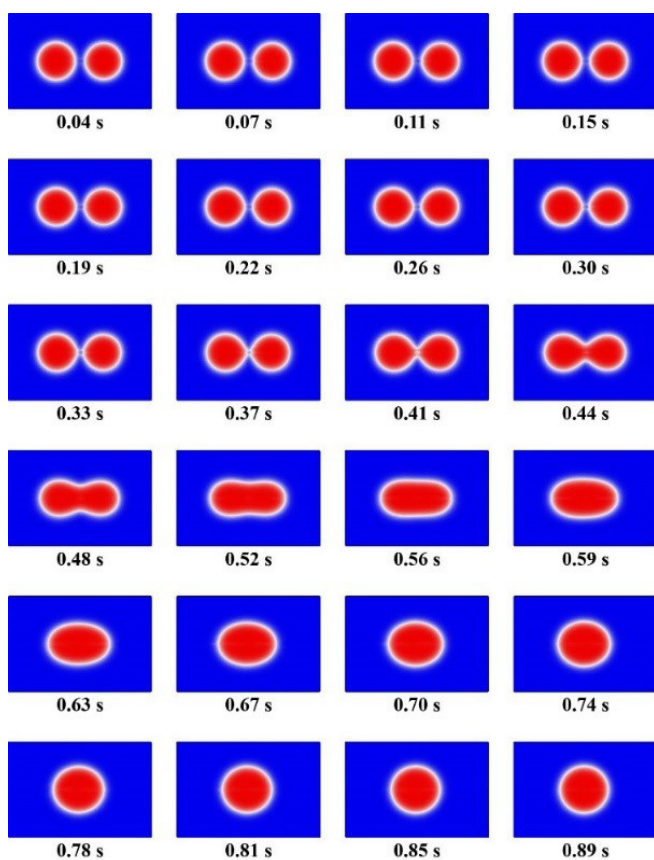


Fig. 6. Simulation of two inline bubbles by finite element level-set method using COMSOL commercial software

شکل ۶: شبیه‌سازی دو حباب همراستا بروش المان محدود و با مدل «تنظیم سطح» در نرم‌افزار تجاری COMSOL

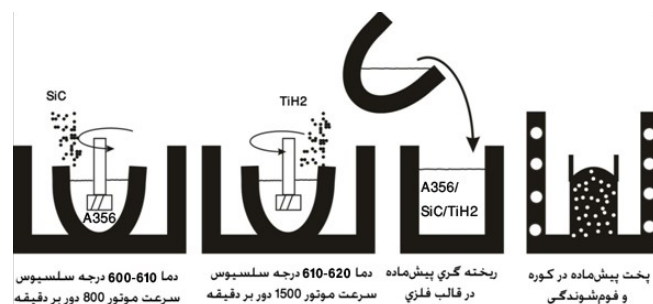


Fig. 5. Schematic steps of precursor and aluminum A356 foam making using formgrip method

شکل ۵: شماتیک مراحل ساخت پیش‌ماده و فوم آلومینیم A356 به روش فرم‌گریپ

آید. طرح‌واره‌ای از مراحل مختلف تهیه فوم در شکل ۵ نشان داده شده است.

### ۳-۱- آزمون‌ها

متالوگرافی ساختار سلولی: به منظور تعیین صحت و دقت نتایج شبیه‌سازی بایستی ساختار سلولی شبیه‌سازی شده توسط کد حاضر با نتایج تجربی مقایسه شود. لذا پس از ساخت فوم A356، مقطع عرضی نمونه‌های تهیه شده به وسیله اره مویی با دقت بریده شده تا از آسیب به دیواره سلولی جلوگیری شود. سپس نمونه‌ها با اپوکسی، رزین سه جزئی شامل فنیل کتون و کبالت نفتالات به همراه کمی رنگ مشکی مانده شدند. برای این کار ابتدا سطح فوم با الکل شسته شده تا چربی‌ها و کثیفی‌ها زدوده شود. سپس توسط سشوار گرم می‌شوند تا رزین بهتر داخل سلول‌ها شود. در نهایت نمونه در داخل قالب قرار داده شده و ماده مانده که به شکل مایعی ویسکوز است بر روی آن ریخته شده و حدود ۲۴ ساعت زمان داده شده تا مایع مانده سفت شود. بعد از خشک شدن مایع مانده سطح روی نمونه ابتدا با سمباده درشت و سپس با سمباده‌های ریزتر ساییده شده تا دیواره‌های سلولی نمایان شود. برای این کار از سمباده‌های با شماره‌های بین ۲۳۰ تا ۸۰۰ سمباده شده و بعد از آن سطح مقطع نمونه پولیش زده می‌شود تا سطح نمونه‌ها براق شده و کنترل‌است لازم ایجاد شود. عکس‌برداری نیز به کمک دوربین دیجیتال ساخت شرکت سونی با قدرت تفکیکی ۳۰۰ dpi انجام گرفت.

### ۴- نتایج و بحث

#### ۴-۱- نتایج

در پژوهش پیش رو، ادغام دو حباب همراستا در غیاب گرانش به دو روش مجزا شبیه‌سازی شد. شکل ۶ نتایج شبیه‌سازی اندرکنش دو حباب که توسط نرم‌افزار تجاری کامسول<sup>۱</sup>، بروش المان محدود<sup>۲</sup> و با مدل تنظیم سطح<sup>۳</sup> شبیه‌سازی شده است را نشان می‌دهد. شکل ۷ نیز نتایج همین شبیه‌سازی را با نرم‌افزار متن باز OpenLB، به روش شبکه بولتزمان و با

- 1 COMSOL
- 2 Finite element
- 3 Level set

جدول ۲: شرایط شبیه‌سازی برای دو حباب همراستا با مدل تغییر یافته شان‌چن

Table 2. Simulation conditions for two bubbles aligned based on the modified Shan-Chen model

OpenLB	
۴۵×۴۵	ابعاد دامنه (mm)
۲/۷	چگالی سیال (g/cm <sup>3</sup> )
۰/۰۸۹	چگالی گاز (g/cm <sup>3</sup> )
$V=0$ mm/s	مذاب
$P=1$ atm	
$\mu=1/10$ mN.s/m <sup>2</sup>	
شرایط اولیه	
$V=3$ mm/s	حباب
$P=1$ atm	
$\mu=0/0.19$ mN.s/m <sup>2</sup>	
آینه‌ای	شرایط مرزی
۸	قطر اولیه (mm)
۱۱/۳	قطر نهایی (mm)

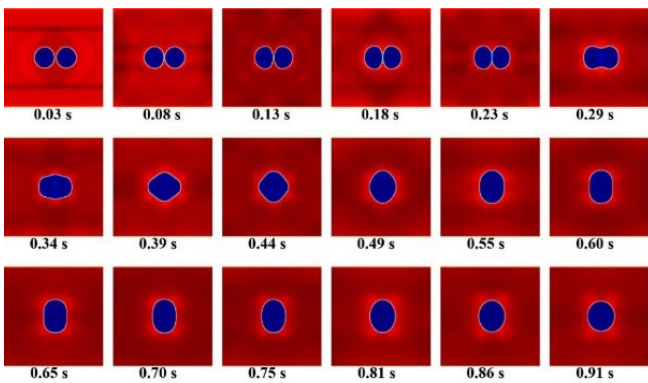


Fig. 8. Simulation of two inline bubbles integration by modified "Shan-chen" model using OpenLB Open Source Software

شکل ۸: شبیه‌سازی ادغام دو حباب همراستا بروش شبکه بولتزمان، توسط مدل اصلاح شده شان‌چن در نرم‌افزار OpenLB

را می‌توان دقیقاً قسمتی از ساختار سلولی فوم آلومینیم جامد تلقی نمود. به عبارتی علمی و ساده‌تر می‌توان شکل ۹ را عکس متالوگرافی مجازی از ساختار متخلخل فوم آلومینیم تلقی نمود! اما شکل ۱۲ تصاویر متالوگرافی واقعی فوم آلومینیم A356 را به روش فرم‌گریپ برای سه دمای ۶۷۵، ۷۲۵ و ۷۷۵°C نشان می‌دهد که به منظور مقایسه با تصاویر متالوگرافی مجازی (شبیه‌سازی شده) تهیه شده‌اند.

#### ۴-۲- بحث بر روی نتایج

نتایج شبیه‌سازی حاضر برای مثال رایج رشد جهت‌دار دو حباب در یک مایع خالص، به روش عددی «شان‌چن» به کار گرفته شده در نرم‌افزار OpenLB و روش «تنظیم سطح» در نرم‌افزار COMSOL رفتار مشابهی

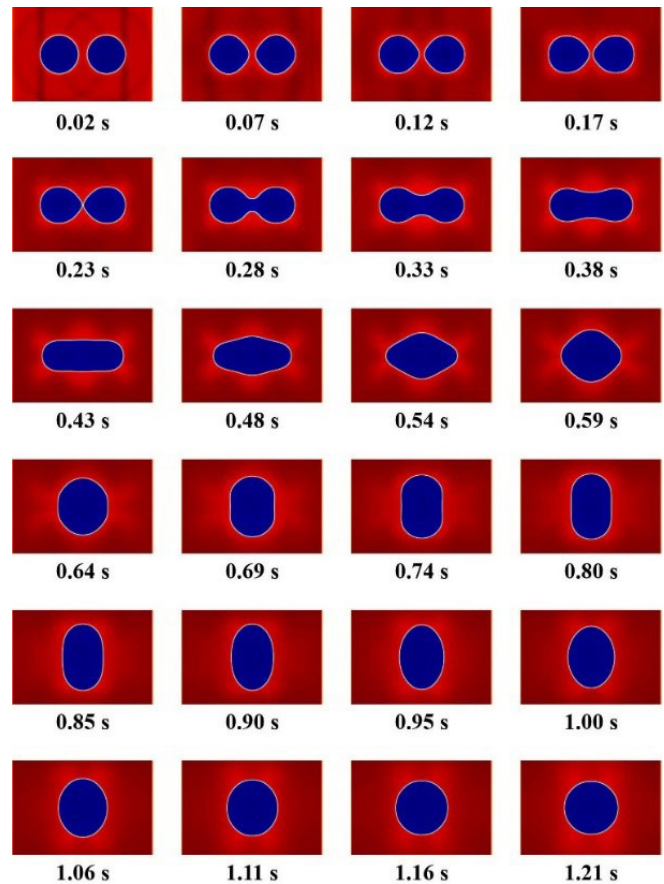


Fig. 7. Simulation of two inline bubbles integration by the lattice Boltzmann "Shan-chen" model using OpenLB Open Source Software

شکل ۷: شبیه‌سازی ادغام دو حباب همراستا بروش شبکه بولتزمان و با مدل «شان‌چن» در نرم‌افزار متن باز OpenLB

در کار حاضر، مدل تغییر یافته شان‌چن برای شبیه‌سازی وضعیتی مشابه فوم فلزی برای مدل کردن دو حباب همراستا استفاده شد که شرایط شبیه‌سازی در جدول ۲ و نتایج در شکل ۶ آمده است.

نتایج شبیه‌سازی رشد حباب‌ها در یک دامنه کوچک از ساختار فوم آلومینیم سلول بسته با ۶ حفره در شرایط مرزی آینه‌ای در شکل ۷ نمایش داده شده است. در شکل ۸ نمای بزرگی از ساختار سلولی فوم آلومینیم نشان داده شده تا دقت برنامه حاضر در تعیین مرحله نازک شدن دیواره سلولی برای ادغام دو حباب (سمت راست و بالای تصویر شکل ۸ ملاحظه شود) مشخص شود. به دلیل این که دامنه کوچک چند میلیمتری شکل ۸ در شرایط آینه‌ای اجرا و شبیه‌سازی شده است، یعنی در طی رشد حباب‌ها، مذاب از هر دیواره‌ای خارج شود از دیواره‌های مقابل آن وارد می‌شود. بنابراین با تکرار آینه‌ای آن می‌توان دامنه چند میلیمتری را با تقریب خوبی به دامنه چند سانتیمتری تبدیل نمود. این کار در شکل ۹ انجام شده است و از آنجایی که اجرای شبیه‌سازی مربوط به فوم آلومینیم است سعی شده است رنگ قرمز دیواره سلولی مذاب به رنگ آلومینیم تبدیل شود. در این صورت می‌توان فرض نمود سرعت انجماد آنقدر سریع بوده که فوم آلومینیم مذاب با حفظ ساختار سلولی خود توانسته است از حالت مذاب به جامد تبدیل شود. لذا تصویر شکل ۹

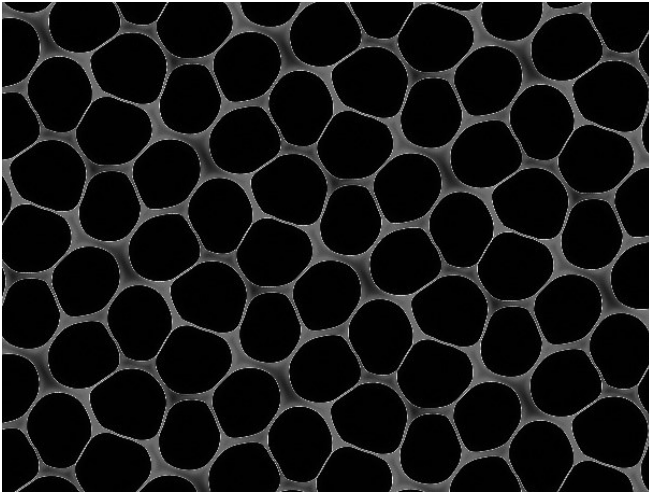


Fig. 11. Virtual metallurgy porous structure of solid aluminum foam resulting from the mirror repetition of Fig. 10 simulation results

شکل ۱۱: متالوگرافی مجازی ساختار متخلخل فوم آلومینیم جامد منتج از تکرار آینه‌ای نتایج شبیه‌سازی شکل ۱۰

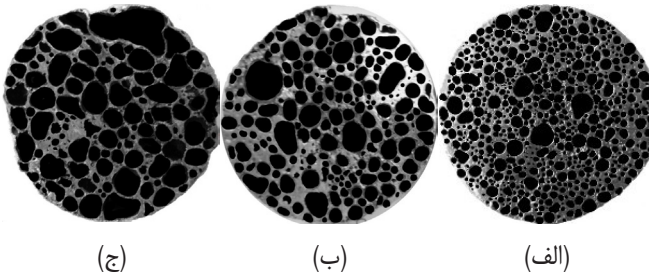


Fig. 12. Metallographic images of aluminum A356 foam at three different temperatures: a) 675°C b) 725°C C) 775°C

شکل ۱۲: تصاویر متالوگرافی فوم آلومینیم A356 در سه دمای مختلف: ۷۷۵°C (الف)، ۷۲۵°C (ب)، ۷۷۵°C (ج)

ایجاد شده است که حرکت آن‌ها را به سمت هم، برای بهم پیوستن و کاهش انرژی سطحی ترغیب می‌کند. تمام این موارد برای هر مایع بدون ناخالصی صادق است. اما همان‌طور که قبلاً نیز گفته شد این رفتار برای فلزات که دارای پیوند فلزی هستند، به خصوص در فرآیند فوم‌سازی آلومینیم و آلیاژهای آن قابل قبول نیست زیرا در فلزات برآمدگی در فصل مشترک دو حباب به وجود نمی‌آید. لذا در مدل رشد حباب برای مذاب بایستی تغییرات و اصلاحاتی در مدل‌های مربوط به رشد حباب در مایعات انجام گیرد. در پژوهش حاضر با تغییر در مدل شان‌چن و اصلاح آن برای مذاب فلزات و حل آن با تقریب شبکه بولتزمان برنامه‌ای تهیه شد. نتایج شبیه‌سازی توسط این کد در شکل ۶ برای مذاب آلومینیم از نظر ظاهری قابل قبول به نظر می‌رسد. یعنی معادلات دینامیک حباب را به خوبی ارضا نموده و رفتاری مبتنی بر این معادلات را نشان می‌دهد. اما طراحی آزمایشی که بتواند رفتار دو حباب را در مذاب آلومینیم که به سمت یکدیگر حرکت می‌کنند نشان دهد و صحت این شبیه‌سازی‌ها را ثابت کند، قطعاً نیازمند تجهیزات خاص و بسیار گران قیمت برای مذاب فلزات خواهد بود و شاید هم به علت غیر شفاف بودن مذاب فلزات غیر ممکن باشد. جمع‌آوری تمام پارامترهای شبیه‌سازی در کنار هم در یک

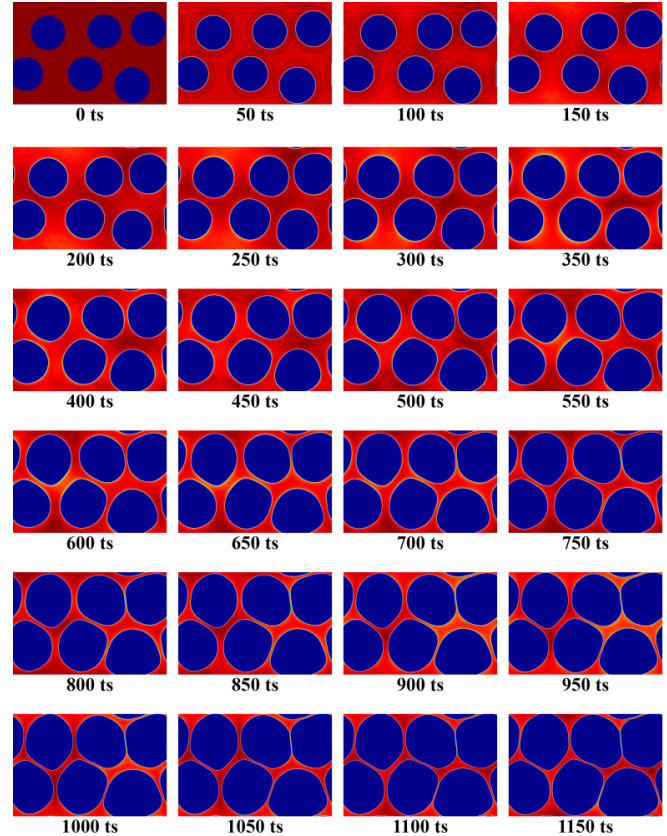


Fig. 9. Simulation results of six bubbles growth by modified Shan-chen model with mirror boundary conditions using OpenLB open source software. For a small domain of the cellular aluminum foam structure

شکل ۹: نتیجه شبیه‌سازی رشد شش حباب توسط مدل تغییر یافته شان‌چن با شرایط مرزی آینه‌ای در نرم‌افزار متن باز OpenLB. برای دامنه کوچکی از ساختار سلولی فوم آلومینیم

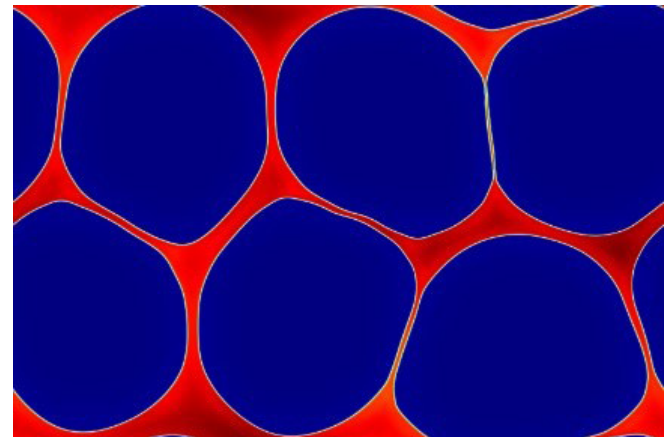


Fig. 10. Simulation of bubbles cell wall thinning during growth in a small domain of aluminum foam (in two upper right cavities)

شکل ۱۰: شبیه‌سازی نازک شدن دیواره سلولی حباب‌ها طی رشد در دامنه کوچکی از فوم آلومینیمی (در دو حفره بالا و سمت راست)

را طی رشد دو حباب نشان می‌دهد که از مقایسه نسبی شکل حباب‌ها در زمان‌های یکسان رشد قابل استنباط است. در هر دو روش هنگامی که دو حباب به سمت هم حرکت می‌کنند، یک برآمدگی روی فصل مشترک حباب ایجاد می‌شود. این نشان می‌دهد که یک نیروی جاذبه بین حباب‌ها



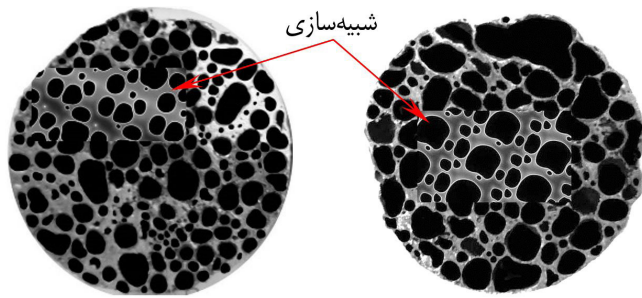


Fig. 14. Aluminum A356 metal foam simulation compared with form-grip foam processed at 725°C (left) and 775°C (right)

شکل ۱۴: شبیه‌سازی فوم فلزی آلومینیم A356 در مقایسه با فوم تهیه شده به روش فورم گریپ در 725°C (شکل چپ) و 775°C (شکل راست)

شکل ۱۴ ارائه شده است. نتایج نشان می‌دهد که پیش‌بینی ساختار سلولی متالوگرافی مجازی و نمونه واقعی تطابق خوبی دارند. لذا برنامه حاضر بر مبنای مدل شان‌چن توسعه یافته و حل دینامیک سیالات دوفازی به کم روش حل عددی شبکه بولتزمن می‌تواند به خوبی ساختار سلولی ناشی از مرحله فوم‌سازی فوم‌های آلومینیم A356 را شبیه‌سازی و پیش‌بینی نماید.

#### ۵- نتیجه‌گیری

۱. نرم‌افزارهای تجاری و کدهای شبیه‌سازی که توانایی شبیه‌سازی چندفازی را دارا هستند تنها می‌توانند اندرکنش حباب‌ها در مایعات خالص را مدل نمایند.
۲. در مذاب فلزات همیشه ذرات اکسیدی یافت می‌شود که با تشکیل شبکه اکسیدی یک سد بین حباب‌ها ایجاد می‌کند. در فرآیند فوم‌سازی افزودن پایدارکننده‌ها اثر این مکانیسم را شدت می‌بخشد. برای شبیه‌سازی این اثر می‌توان از مدل شان‌چن در روش شبکه بولتزمن با اندکی تغییر (افزودن چند شرط) استفاده کرد. بنابراین مدل شان‌چن تغییر یافته توانایی شبیه‌سازی ساختار فوم فلزی را داراست.
۳. ساختار شبیه‌سازی شده از نظر ظاهر منطبق بر ساختار فوم‌های فلزی تولید شده در شرایط مشابه شبیه‌سازی، است. بنابراین با کالیبره کردن این روش می‌توان از کد حاصل به عنوان نرم‌افزار شبیه‌سازی فوم‌های فلزی استفاده نمود.
۴. مدل ساده‌ای که در این تحقیق توسعه یافته است می‌تواند در نرم‌افزارهای شبیه‌سازی تجاری ریخته‌گری و انجماد برای پیش‌بینی ساختار احتمالی فوم‌های فلزی مورد استفاده قرار گیرد.

#### منابع

- [1] A. Güner, M. Merih Arıkan, M. Nebioglu, *New Approaches to Aluminum Integral Foam Production with Casting Methods*, 2015.
- [2] C. Körner, *Integral Foam Molding of Light Metals*,

آزمایش کاری بس دشوار است حال آن که در این مورد خاص پارامترهای زیادی دخیل هستند و در نتیجه سختی کار دو صد چندان خواهد بود. بنابراین برای مقایسه نتایج دنیای مجازی با دنیای واقعی مذاب فلزات، می‌توان از ساختار نهایی فوم فلزی یاری جست. یعنی با بریدن مقطع نمونه‌های فوم فلزی جامد و متالوگرافی ساختار متخلخل آن‌ها و مقایسه تصاویر متالوگرافی با نتایج شبیه‌سازی مرحله فوم‌سازی بصورت تصاویر متالوگرافی مجازی، مانند آنچه در شکل ۹ ارائه شد، به صحت و دقت نتایج شبیه‌سازی پی برد. برای این منظور کافی است در مدل بهبود یافته شان‌چن، شبیه‌سازی را فقط برای قسمت کوچکی از ساختار فوم فلزی با شرایط مرزی آینه‌ای انجام داد و تصویر ساختاری حاصله را تکرار آینه‌ای نمود. شکل ۹ گسترش حباب‌ها در دامنه کوچکی از فوم فلزی را با زمان نشان می‌دهد. حباب‌ها با توزیع تصادفی، پس از جوانه‌زنی شروع به رشد می‌کنند. حباب‌های بزرگ‌تر سرعت رشد بیشتری نسبت به حباب‌های کوچک‌تر دارند هنگامی که منطقه اثر حباب‌ها به هم می‌رسد، اندکنش حباب‌ها آغاز خواهد شد. شبیه‌سازی تا جایی ادامه می‌یابد که اولین دیواره سلولی به شرایط گسیختگی برسد، سپس شبیه‌سازی متوقف می‌شود. به دلیل کوچک بودن دامنه شبیه‌سازی و نزدیک بودن سایز حباب‌ها به هم، اگر شبیه‌سازی ادامه یابد، فرآیند فوم‌سازی به یک‌باره وارد مرحله پیرسازی شده و حباب‌ها سریعاً در هم ادغام می‌شوند که منجر به زهکشی شدید در ساختار فوم فلزی می‌شود. تصویر نهایی حاصل از شبیه‌سازی دامنه کوچک فوم فلزی، توسط مدل بهبود یافته شان‌چن (در شکل ۱۰) بصورت آینه‌ای در کنار هم چیده می‌شوند تا با تکرار آن سطح مورد نظر به اندازه مقطع برش نمونه‌های واقعی آلومینیم فومی ریخته‌گری شده نزدیک شود، مانند شکل ۱۱، لذا شکل ۹ بعنوان تصویر متالوگرافی مجازی بایستی با تصاویر نمونه‌های متالوگرافی شکل ۱۲ در شرایط یکسان مقایسه شوند. در شکل ۱۴ این مقایسه انجام گرفته است. شرایط دمایی برای میزان آزادسازی گاز هیدروژن در شرایط اولیه برنامه شبیه‌سازی، دمای 675°C درجه در نظر گرفته شده است لذا می‌توان تصویر متالوگرافی مجازی مربوط به این دما را شبیه‌سازی نمود و با تصویر زمینه متالوگرافی نمونه واقعی در شکل ۱۳ مقایسه نمود. حاصل این کار برای دو دمای دیگر در

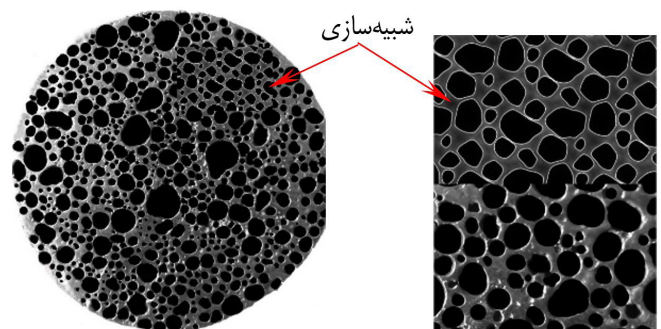


Fig. 13. Aluminum A356 metal foam simulation compared with form-grip foam processed at 675°C

شکل ۱۳: شبیه‌سازی فوم فلزی آلومینیم A356 در مقایسه با فوم تهیه شده به روش فورم گریپ در 675°C



- [14] P. Lutze, J. Ruge, Wasserstoff in Aluminium und seinen Legierungen (Hydrogen in aluminium and its alloys), *Metall Wirtschaft*, 44(8) (1990) 741-748.
- [15] W. Eichenauer, J. Makropoulos, Wasserstoff in flüssigem Aluminium, *Zeitschrift für Metallkunde*, 65 (1974) 649-652.
- [16] M.J. Krause, *Open source lattice Boltzmann code in*, Karlsruhe Institute of Technology, 2016.
- [17] S. Succi, *The Lattice Boltzmann Equation For Fluid Dynamics and Beyond*, Oxford University Press, 2001.
- [18] A.K. Gunstensen, D.H. Rothman, S. Zaleski, G. Zanetti, Lattice Boltzmann model of immiscible fluids, *Physical Review A*, 43(8) (1991) 4320-4327.
- [19] X. Shan, H. Chen, Simulation of nonideal gases and liquid-gas phase transitions by the lattice Boltzmann equation, *Physical Review E*, 49(4) (1994) 2941-2948.
- [20] X. Shan, H. Chen, Lattice Boltzmann model for simulating flows with multiple phases and components, *Physical Review E*, 47(3) (1993) 1815-1819.
- [21] M.R. Swift, E. Orlandini, W.R. Osborn, J.M. Yeomans, Lattice Boltzmann simulations of liquid-gas and binary fluid systems, *Physical Review E*, 54(5) (1996) 5041-5052.
- [22] M.R. Swift, W.R. Osborn, J.M. Yeomans, Lattice Boltzmann Simulation of Nonideal Fluids, *Physical Review Letters*, 75(5) (1995) 830-833.
- [23] X. He, X. Shan, G.D. Doolen, Discrete Boltzmann equation model for nonideal gases, *Physical Review E*, 57(1) (1998) R13-R16.
- [24] P. Yuan, L. Schaefer, Equations of State in a lattice Boltzmann model, *Physics of Fluids*, 18 (2006) 42101-42111.
- [25] A. Kuzmin, J. Derksen, *Shan-chen multiphase model*, in, University of Alberta, 2011.
- [26] C. Körner, M. Arnold, R.F. Singer, Metal foam stabilization by oxide network particles, *Materials Science & Engineering A*, 396(1-2) (2005) 28-40.
- [3] J. Banhart, Manufacture, characterisation and application of cellular metals and metal foams, *Progress in Materials Science*, 46(6) (2001) 559-632.
- [4] J. Banhart, Manufacturing routes for metallic foams, *JOM*, 52(12) (2000) 22-27.
- [5] J. Banhart, J. Baumeister, M. Weber, *Powder Metallurgical Technology for the Production of Metallic Foams*, 1995.
- [6] D. Anderl, M. Bauer, C. Rauh, U. Rude, A. Delgado, Numerical simulation of adsorption and bubble interaction in protein foams using a lattice Boltzmann method, *Food Funct*, 5(4) (2014) 755-763.
- [7] C. Körner, Foam formation mechanisms in particle suspensions applied to metal foams, *Materials Science and Engineering: A*, 495(1) (2008) 227-235.
- [8] M. Thies, *Lattice Boltzmann Modeling with Free Surfaces Applied to Formation of Metal Foams*, PhD, University of Erlangen, Nuremberg, 2005.
- [9] G. McNamara, G. Zanetti, Use of the Boltzmann equation to simulate lattice gas automata, *Physical Review Letters*, 61 (1988) 2332-2335.
- [10] H. Stanzick, M. Wichmann, J. Weise, L. Helfen, T. Baumbach, J. Banhart, Process Control in Aluminum Foam Production Using Real-Time X-ray Radioscopy, *Advanced Engineering Materials*, 4(10) (2002) 814-823.
- [11] K. Oguchi, M. Enoki, N. Hirata, Numerical Simulation for Cavitation Bubble Near Free Surface and Rigid Boundary, *MATERIALS TRANSACTIONS*, 56(4) (2015) 534-538.
- [12] B.Z. Hong, L.K. Keong, A.M. Shariff, CFD modelling of most probable bubble nucleation rate from binary mixture with estimation of components' mole fraction in critical cluster, *Continuum Mechanics and Thermodynamics*, 28(3) (2016) 655-668.
- [13] C.E. Brennen, *Cavitation and bubble dynamics*, Oxford University Press, 1995.

Please cite this article using:

H. Bayani and M. H. Mirbagheri, Multiphase Simulation of Aluminum A356 Metal Foam Formation Process by Lattice Boltzmann Method, *Amirkabir J. Mech. Eng.*, 50(4) (2018) 741-754.  
DOI: 10.22060/mej.2016.731

برای ارجاع به این مقاله از عبارت زیر استفاده کنید:



