

پیشینی ریزساختار حاصل از پیچش گرم در آلیاژ آلومینیوم ۶۰۶۱

محمدتقی صالحی^۱، سیدحسین سیدین^۱ و احسان بادامی^{۲*}

۱- دانشیار دانشکده مهندسی و علم مواد، دانشگاه علم و صنعت، تهران، ایران

۲- دانشجوی دوره دکتری دانشکده مهندسی و علم مواد، دانشگاه علم و صنعت، تهران، ایران

*Badami_e@iust.ac.ir

(تاریخ دریافت: ۹۱/۱۲/۰۹، تاریخ پذیرش: ۹۲/۰۳/۰۸)

چکیده

یک مدل ریزساختاری برای شبیه‌سازی نحوه وقوع و پیشروی تبلور مجدد دینامیکی طی فرایند ترمومکانیکی آلیاژ آلومینیوم ۶۰۶۱ توسعه داده شده است. در این مدل از یک هشت‌وجهی ناقص برای مدل کردن دانه و زیردانه استفاده شده که مطابق شرایط اعمال کرنش‌ها در سه بعد تغییر شکل می‌دهد. تاثیر دندانه‌دار شدن مرزهای اصلی هنگام تغییر شکل و مهاجرت مرز دانه‌ها در محاسبات وارد شده است. کرنش آغاز و پایان تبلور مجدد، اندازه دانه میانگین و کسر مرزهای فرعی و روند تغییر این پارامترهای ریزساختاری از مدل تخمین زده شده است. نتایج مدل با نتایج آزمایش‌های عملی پیچش گرم ارزیابی شده است. مقایسه‌ها، سازگاری بسیار خوب مدل را با نتایج آزمایش نشان می‌دهد.

واژه‌های کلیدی:

مدل ریزساختاری، تبلور مجدد دینامیکی، فرایند ترمومکانیکی، آلیاژ آلومینیوم ۶۰۶۱

۱- مقدمه

انرژی نقص چیده شدن^۱ بالای این مواد، تبلور مجدد با مکانیزم‌های مختلفی رخ می‌دهد. در این آلیاژها تمایل به وقوع تبلور مجدد استاتیکی و دینامیکی ناپیوسته کم است و به جای آن تبلور مجدد با دو مکانیزم تبلور مجدد دینامیکی هندسی^۲ (GDRX) و تبلور مجدد دینامیکی پیوسته^۳ (CDRX) رخ می‌دهد [۲-۷].

CDRX با گرفتار شدن نابجایی‌ها در دیواره سلول‌هایی که زیرساختاری (زیردانه) از مرز دانه‌های کم زاویه^۴ (LAGB) را شکل می‌دهد، رخ می‌دهد. هرچه نابجایی‌های بیشتری در این مرزهای فرعی گرفتار می‌شوند. زاویه اختلاف جهت مرز دانه

آلیاژ آلومینیوم پیرسخت شونده ۶۰۶۱ به دلیل داشتن خواص شکل‌پذیری بالا در کنار استحکام مناسب مصرف گسترده‌ای نسبت به دیگر آلیاژهای آلومینیوم در صنایع پیدا کرده است [۱]. از آنجا که خواص مکانیکی آلیاژ بسیار به ریزساختار حاصل از فرآیند ترمومکانیکی بستگی دارد، پیشینی ریزساختار ماده هنگام تغییر شکل گرم اهمیت بسیار زیادی در بهبود و بهینه کردن مسیر انجام فرآیندها برای رسیدن به محصولاتی با ریزساختار و کیفیت مورد نظر دارد.

پژوهش‌های اخیر نشان داده است که هنگام تغییر شکل گرم تا کرنش‌های بالا در آلیاژهای آلومینیوم Al-Mg-Si، به سبب

می‌شود شبیه‌سازی می‌شود. مدل‌های اولیه در این زمینه دانه را توسط یک مکعب در نظر می‌گرفت که نمی‌توانست گسترش تدریجی فرآیند GDRX را نشان دهد. Bandar یک شکل سه بعدی چهارده وجهی را که هشت وجهی ناقص^۷ (TO) (شکل ۱) الف) نامیده شده، برای این منظور به کار گرفت.

مدل GDRX که Bandar بکار گرفت، تغییر شکل TO را تنها در یک جهت نسبت به محورهای تغییر شکل در نظر گرفت و فرض کرد که اگر مدل هم‌زمان هردو مکانیزم CDRX و GDRX را بکار گیرد ممکن است نتایج واقع‌گرایانه‌تری به دست آید. در ادامه پژوهش Bandar، De Pari و همکاران نتایج مدل CDRX مطرح شده توسط Montheillet و Gourdet را بازتولید کردند و دو جهت برای قرارگیری TO نسبت به محورهای تغییر شکل در نظر گرفت و نیز یک رابطه فرضی که توسعه مرزهای فرعی را با پیشروی تغییر شکل کنترل می‌کند، در نظر گرفته است. در نظر گرفتن کرنش‌های جانبی برابر در شرایط مختلف تغییر شکل سه بعدی و در نظر نگرفتن اثر دندان‌دار شدن در مدل از کاستی این مدل است.

در این پژوهش یک مدل مبتنی بر GDRX بیان شده که از یک TO برای مدل کردن دانه در دو جهت نسبت به محورهای تغییر شکل استفاده کرده و شرایط مختلف کرنش‌های سه بعدی را در نظر گرفته و علاوه بر اصلاحاتی در نحوه مدل کردن پیشروی فرایند، اثر دندان‌دار شدن را نیز به حساب آورده است.

۲- بیان مدل ریزساختاری

آغاز مدل با فرض کردن دانه به شکل یک TO است که در شکل (۱) الف نشان داده شده است و در آغاز تغییر شکل هم‌محور بوده و هیچ مرز فرعی و زیردانه‌ای در آن وجود ندارد. در هنگام انجام تغییر شکل، زیرساختار در اثر وقوع هم‌زمان کارسختی و بازیابی دینامیکی توسعه می‌یابد. اندازه زیردانه (δ) هنگام وقوع بازیابی و با رسیدن رفتار سیلان به حالت ثبات^۸، ثابت باقی می‌ماند [۲، ۵، ۹، ۱۱، ۱۵-۱۶] و مقدار آن مطابق معادله ۱ به پارامتر Zener-Hollomon بستگی دارد [۹، ۱۵-۱۶]:

بیشتر می‌شود و با رسیدن مقدار نابجایی‌های گرفتار شده در دیواره سلول‌ها به حد کافی، مرزهای فرعی تبدیل به مرزدانه‌های با زاویه بالا^۵ (HAGB) یا همان مرزهای اصلی می‌شوند. در مکانیزم GDRX مرزدانه‌های اولیه ابتدا در مراحل اولیه تغییر شکل تخت می‌شوند. پس از شکل‌گیری زیردانه‌ها، مرزدانه‌ها دندان‌دار شده و در پایان با رسیدن به کرنش کافی، هنگامیکه ضخامت دانه اولیه به ۱-۲ برابر قطر زیردانه کاهش یابد، مرزدانه‌های دندان‌دار شده در نقاط فرورفتگی به هم رسیده و باعث تکه تکه شدن دانه‌ها می‌شود. در نتیجه هر دو این مکانیزم‌ها یک ساختار دانه‌بندی ریزتر و هم‌محور به دست می‌آید [۲، ۵، ۸-۹].

سینیتییک تبلور مجدد به طور کلاسیک با مدل JMAK^۶ [۱۰] بیان می‌شود که در واقع توضیحی از فرایندهای جوانه زنی و رشد است. دو عاملی که بیشتر ممکن است در مدل کردن واقع‌گرایانه سینیتییک تبلور مجدد ممکن است مشکل ایجاد کند تبلور مجدد ناهمگن و رخ دادن بازیابی هم‌زمان با فرایند است [۹]. در حالیکه تا کنون برای رسیدن به یک مدل فیزیکی برای بازیابی دینامیکی در مواد با انرژی نقص چیده شدن بالا چندین پژوهش صورت گرفته است [۲، ۳، ۱۰-۱۳]، اما همگی آنها هنوز در ابتدای راه هستند و نمیتوانند به طور قابل اعتمادی ریزساختار را پیشبینی کنند [۹].

یک مدل ریاضی برای CDRX اولین بار توسط Gourdet و Montheillet بیان شد [۳]. اما McQueen و Kassner پس از آن در مقاله خود اشکالاتی را بر این مدل مطرح کردند و پس از توضیح مکانیزم GDRX و ارائه کردن دلایل کافی استخراج شده از مشاهدات مختلف، این مکانیزم را به عنوان یک مدل دیگر قابل اعتماد در این زمینه پیشنهاد کردند [۱۳].

چند مدل GDRX که تا کنون مطرح شده‌اند، پس از ارزیابی نشان داده‌اند که همگی به دلیل بیش از حد پیشبینی کردن کرنش مورد نیاز برای شروع و تکمیل GDRX در مدل کردن مورفولوژی دانه‌ها هنگام تغییر شکل ناتوانند. در همگی این مدل‌ها، دانه توسط یک شکل هندسی که دچار تغییر شکل

هندسه TO و sub-TO با تعیین مقدار a از طریق رابطه زیر امکان پذیر است:

$$D = 2.6119 \times a \text{ [}\mu\text{m]} \quad (۳)$$

که در آن D قطر دانه یا زیردانه و a اندازه ضلع TO یا sub-TO معادل است.

رابطه بین طول برخوردی متوسط دانه d_{int} و مقدار سطح در واحد حجم مرز دانه، S به صورت زیر است [۲، ۹، ۱۸]:

$$S = 2/d_{int} \text{ [}\mu\text{m}^{-1}] \quad (۴)$$

نسبت بین طول برخوردی متوسط و قطر TO که معادل قطر متوسط دانه است از رابطه زیر به دست می آید [2]:

$$\frac{D_{TO}}{D_{int}} = 1.5459 \quad (۵)$$

تغییر شکل TO با به کارگیری ۳ کرنش اصلی در هر جزء کرنش امکان پذیر است. از آنجا که هر شرایط اعمال کرنشی با استفاده از سه کرنش اصلی قابل بیان است، تغییر شکل در هر فرایند ترمومکانیکی را می توان با استفاده از این سه مولفه مدل کرد.

برای هر نقطه با مختصات $u = \begin{bmatrix} u_1 \\ u_2 \\ u_3 \end{bmatrix}$ موقعیت جدید آن با

مختصات $v = \begin{bmatrix} v_1 \\ v_2 \\ v_3 \end{bmatrix}$ در اثر تغییرشکلی که ماتریس کرنش های

اصلی آن $DM = \begin{bmatrix} d_{11} & 0 & 0 \\ 0 & d_{22} & 0 \\ 0 & 0 & d_{33} \end{bmatrix}$ بوده و در آن

$d_{ij} = \exp(\epsilon_{ij})$ است، به صورت زیر خواهد بود:

$$v = DM \times R \times u \quad (۶)$$

در این رابطه یک ماتریس 3×3 است که برای تعیین جهت TO نسبت به محورهای تغییرشکل به کار می رود.

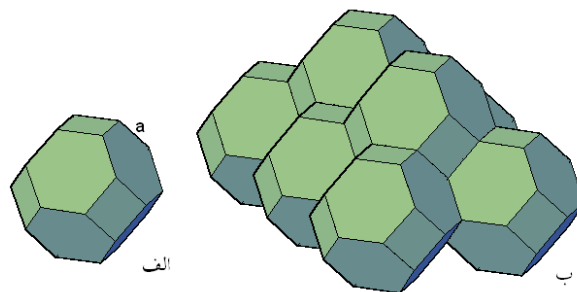
با در نظر گرفتن جهت y در راستای جهت کرنش اصلی کششی، در هر جزء کرنش، ضخامت TO در جهت های x و z کنترل میشود تا بخشی از TO که ضخامت آن کمتر از ضخامت بحرانی (w_{cr}) است، تعیین شود. این بخش تعیین شده در واقع بخشی از

$$\delta = A_1 - A_2 \ln(Z) \quad (۱)$$

که A_1 و A_2 در این رابطه ثابت های تجربی هستند و Z با رابطه زیر بیان می شود:

$$Z = \epsilon \exp[Q/RT] \quad (۲)$$

که در آن Q انرژی فعال سازی ظاهری برای تغییر شکل گرم، T دمای مطلق تغییر شکل، ϵ نرخ کرنش و R ثابت گازهاست. دانه اولیه و زیردانه رسیده به حالت ثبات با استفاده از یک TO و sub-TO مدل شدند. علت انتخاب هشت وجهی ناقص در مدل این است که این شکل هندسی با هشت وجه شش ضلعی و شش وجه چهارضلعی به خوبی نیازمندی های مربوط به توپولوژی، انرژی سطحی و پرکردن فضا را برآورده می کند. TO های همگن به خوبی در کنارهم در یک سیستم مکعبی مرکزدار با ثابت شبکه $L = 2\sqrt{2}a$ که در آن a طول ضلع TO است، در کنارهم چیده شده و فضا را پر می کند (شکل ۱ ب).



شکل (۱): (الف) هشت وجهی ناقص، (ب) چیدمان مکعبی مرکزدار از هشت وجهی ناقص با اندازه برابر.

در این چیدمان سه دانه در یک ضلع و چهار ضلع در یک گوشه به هم می رسند که از الزامات اثر کشش سطحی در ریزساختار است، هرچند که هندسه این شکل در ضلع ها و گوشه ها از نظر نیازمندی های مربوط به زاویه که باید زاویه بین وجه ها در ضلع دانه ها برابر با 120° و زاویه بین ضلع ها در یک گوشه برابر یا $109^\circ 28'$ باشد، سازگاری دقیق ندارد و اندکی متفاوت است [۱۷].

TO است که GDRX در آن رخ می دهد. در این پژوهش:

$$w_{CF} = 2. \delta \quad (7)$$

که در آن، w_{CF} ضخامت بحرانی برای تکه تکه شدن دانه و δ قطر متوسط زیردانه است.

کرنشی که در آن تکه تکه شدن دانه رخ می دهد، کرنش شروع فرایند GDRX، (ϵ_s) و پایان فرآیند جایی است که ضخامت در تمام حجم TO به زیر ضخامت بحرانی می رسد و کرنش بحرانی، (ϵ_{cr}) گفته می شود. سطح و حجم بخش های تبلور مجدد یافته TO، A_{GDRX} و V_{GDRX} و بخش هایی از TO که دچار تبلور مجدد نشده، A_{nGDRX} و V_{nGDRX} با استفاده از برنامه تهیه شده در نرم افزار MATLAB با استفاده از ملاحظات متالورژیکی - هندسی محاسبه شد.

مرز دانه های اصلی در نتیجه تشکیل مرزهای فرعی دندانه دار می شود. اثر دندانه دار شدن بر روی مساحت مرز دانه ها با رابطه زیر بیان شده است [۷]:

$$k = 1 + 0.25[1 - \exp(-4\epsilon_{eff})] \quad (8)$$

از طرف دیگر پژوهش هایی که با EBSD بر روی تغییر شکل گرم آلیاژهای آلومینیوم AL-Mg-Si در دمای $400^\circ C$ و نرخ کرنش $1/s$ انجام شده، نشان داده است که کسر مرزهای فرعی با شروع تغییر شکل به سمت یک مقدار ماکزیمم در $\epsilon=0.7$ رفته و پس از آن با پیشروی فرآیند، تغییر شکل کسر مرزهای فرعی کاهش یافته و در نهایت به یک مقدار ثابت می رسد [۳]. با در نظر داشتن این موضوع در کنار این واقعیت که اندازه زیردانه پس از کرنش های $1-0.5$ تغییر زیادی نمی کند [۹-۱۱]. (میانگین 0.75)، میتوان نتیجه گرفت که در کرنش های نزدیک به 0.75 ، زیرساختار به طور کامل توسعه می یابد.

بنابراین برای کرنش های پایین تر از 0.75 رابطه زیر که پیش از این توسط De Pari برای بیان نحوه توسعه زیرساختار استفاده شده، در مدل به کار رفت [۲]:

$$S_{LAGB} = S_{LAGB,s} \left[1 - \exp(-2.6(\epsilon/\epsilon_s)^{3/4}) \right] \quad (9)$$

که در این رابطه S_{LAGB} سطح مقطع در واحد حجم مرزهای فرعی در هر جزء کرنش و $S_{LAGB,s}$ بیشترین مقدار ممکن سطح مقطع در واحد حجم مرزهای فرعی در TO منهای مساحت TO تغییر شکل یافته در کرنشی است که زیرساختار به طور کامل شکل گرفته است و به صورت زیر تعیین می شود:

$$S_{LAGB,s} = \frac{1}{2} \frac{n_{sg} \cdot A_{sg} - A_s}{V_{TO}} \quad (10)$$

که در آن، n_{sg} تعداد زیردانه ها، A_{sg} مساحت یک زیردانه و A_s مساحت TO در کرنشی است که زیرساختار به طور کامل شکل گرفته است. عبارت سمت چپ رابطه به دلیل اینکه هر سطح بین دو sub-TO مشترک است، تقسیم بر ۲ شده است.

از طرفی در کرنش های بالاتر از کرنش شروع GDRX، مرزهای فرعی از طریق هر دو مکانیزم تغییر شکل هندسی دانه و فرایند GDRX که بوسیله تغییر در هندسه TO تعیین می شود تبدیل به مرز اصلی می شوند.

با این فرض ها و بکارگیری آن ها در برنامه نویسی انجام شده در نرم افزار MATLAB مقدار S_{LAGB} و S_{HAGB} در هر جزء کرنش بدست می آید. با داشتن این مقادیر کسر مرزهای اصلی و فرعی در هر مرحله از کرنش از رابطه های زیر به دست می آید:

$$f_{LAGB} = \frac{S_{LAGB}}{S} \quad (11)$$

$$f_{HAGB} = 1 - f_{LAGB} \quad (12)$$

که S مقدار کل سطح در واحد حجم مرز دانه های فرعی و اصلی است.

بر اساس آنچه گفته شد، سیر تکاملی تحولات ریزساختاری و تغییر در مرزهای اصلی و فرعی در اثر تغییر شکل گرم را در این آلیاژ بر اساس نتایج مشاهده های مختلف [۴-۷، ۹، ۱۹] میتوان به صورت زیر در مدل بیان کرد. با شروع تغییر شکل، سطح TO هم به دلیل تغییر شکل هندسی و هم به دلیل دندانه دار شدن مرز دانه افزایش می یابد. در این حالت مساحت مرزهای فرعی برابر است با حاصل ضرب سطح TO تغییر شکل یافته در بخش هایی که

$$S_{LAGB} = S \cdot f_{LAGB} [\mu\text{m}^{-1}] \quad (15)$$

$$S_{HAGB} = S \cdot f_{HAGB} [\mu\text{m}^{-1}] \quad (16)$$

با داشتن مقدار سطح بر واحد حجم مرزدانه‌ها در هر جزء کرنش، D_{int} از معادله ۴ بدست می‌آید. مدل با رسیدن کرنش به مقدار کرنش بحرانی مورد نیاز برای تکمیل GDRX در TO به حالت ثبات می‌رسد و از آن پس در کرنش‌های بالاتر از کرنش بحرانی مقدار S ثابت می‌ماند.

۳- نتایج مدل

مدل بیان شده با مقایسه مقداری که برای پارامترهای اندازه دانه، کسرمرزفرعی و نقطه شروع و پایان تبلور مجدد پیشبینی می‌کند با نتایج آزمایش‌های پیچش گرم ارزیابی شده است.

اندازه‌گیری‌های انجام شده توسط Bandar بر روی نمونه‌های آزمون پیچش در دماهای 482°C و 400°C روی آلیاژ آلومینیوم ۶۰۶۱ جهت تعیین اندازه زیردانه حاصل [20] برای دستیابی به معادله‌ای برای بیان چگونگی رابطه بین اندازه زیردانه با دما و نرخ کرنش، مطابق معادله ۱ به کار رفت.

نتایج آزمایش‌های پیچش گرم روی آلیاژ آلومینیوم ۶۰۶۱، که توسط Van Geertruyden و همکاران [۲، ۱۹] در دمای 400°C و تا کرنش $3/5$ با نرخ کرنش $1/5$ انجام شده است، برای ارزیابی مدل به کار رفت. اندازه دانه اولیه $124 \mu\text{m}$ ، اندازه دانه میانگین نهایی $3/78 \mu\text{m}$ و کسر نهایی مرزهای فرعی $0/64$ گزارش شده است. وی همچنین گزارش کرده است که در کرنش $2/5$ ریزساختار به طور جزئی به دانه‌های کوچک جدا از هم تبدیل شده که نشان‌دهنده پیشروی GDRX به طور جزئی است و در کرنش $3/5$ کاملاً دانه‌های در حد زیردانه جدا از هم متبلور شده‌اند که به معنی پایان یافتن GDRX است. در همین شرایط در دمای 482°C اندازه دانه پس از کرنش $3/5$ برابر یا $6/04 \mu\text{m}$ بوده است [۲-۱۹].

شرایط آزمایش بالا در مدل ریزساختاری که با استفاده از نرم‌افزار MATLAB تهیه شده به کار رفت. مدل هندسی ارائه

دچار GDRX نشده درضریب k (معادله ۸). گسترش مرزهای فرعی نیز با معادله ۹ بیان می‌شود. هر دوی معادله‌های ۸ و ۹ در کرنش‌های نزدیک به $0/75$ به حالت ثبات می‌رسند که به ترتیب به معنی کامل شدن زیرساختار و رسیدن دندانه دار شدن سطح به بیشترین مقدار است. اما سطح مرزهای اصلی و فرعی همچنان به دلیل تغییرشکل هندسی و تبلور مجدد دینامیکی تغییر می‌یابد. در بخش‌های تبلور مجدد یافته توده‌هایی به اندازه ۲-۳ زیردانه که مخلوطی از مرزهای فرعی و اصلی است به عنوان دانه‌های جدید شکل می‌گیرد. Sub-TO ها (زیردانه‌ها) در این دانه‌های جدید ممکن است در وجه‌های چهار یا شش ضلعی در کنار هم قرار گرفته باشند. چیدمان‌های مختلفی برای این تعداد Sub-TO در کنار هم وجود دارد که باعث ایجاد مقادارهای مختلفی برای مساحت فصل مشترک می‌شود، بنابراین یک میانگین از مساحت فصل مشترک‌هایی از این دو نوع وجه در حالت‌های مختلفی که ۲ یا ۳ sub-TO می‌توانند در کنار هم قرار گیرند به عنوان مقدار سطح مرز فرعی در دانه‌های جدید در نظر گرفته شده است. همه فصل مشترک‌های دیگر در این هندسه به عنوان مرز اصلی محسوب می‌شود.

افزون بر موارد بالا، در هر جزء کرنش، مقدار کل سطح مرزها در واحد حجم، S در اثر مهاجرت مرزهای اصلی نیز کاهش می‌یابد. این تغییر با معادله زیر بیان شده است [۲، ۳]:

$$SdV = \left(\frac{2}{D_{int}}\right) \left(\frac{2f_{HAGB}\theta_{HAGB}}{D_{int}\dot{\epsilon}}\right) d\epsilon \quad (13)$$

که θ_{HAGB} ، سرعت مهاجرت مرزهای اصلی، $\dot{\epsilon}$ نرخ کرنش و $d\epsilon$ مقدار تغییر کرنش است.

بنابراین برای مقدار جدید S در هر جزء کرنش رابطه زیر را می‌توان نوشت:

$$S = S_{LAGB} + S_{HAGB} - SdV [\mu\text{m}^{-1}] \quad (14)$$

با داشتن S، مقدار S_{LAGB} و S_{HAGB} می‌بایست با همان مقادیر از پیش محاسبه شده f_{LAGB} و f_{HAGB} در جزء کرنش، جهت سازگار باقی ماندن f_{LAGB} دوباره محاسبه شوند [۲]:

(الف) تبلور مجدد هندسی ماده دیرتر انجام می شود (نیاز به کرنش بیشتر برای TO دارد تا ضخامتی کمتر از مقدار بحرانی پیدا کند) در حالی که در جهت گیری (ب)، تبلور مجدد سریعتر از حالت (الف) شروع می شود (به کرنش کمتری برای رسیدن ضخامت به مقدار کمتر از مقدار بحرانی و شروع GDRX نیاز دارد)، به طوریکه ضخامت بخش های نازک TO از همان آغاز تغییر شکل به زیر ضخامت بحرانی رسیده و GDRX از همان ابتدا رخ می دهد. اگرچه در این مورد یک شرط به مدل اضافه شده تا در صورتیکه طول بخشی از TO که ضخامت آن به زیر ضخامت بحرانی رسیده از W_{cr} کوچکتر باشد را به عنوان بخشی که GDRX در آن رخ می دهد در نظر نگرفته و به عنوان نقطه شروع GDRX قلمداد نکند. کرنش شروع فرایند GDRX و کرنشی که در آن پایان می یابد (کرنش بحرانی)، از مدل به دست آمده و در جدول (۱) آمده است.

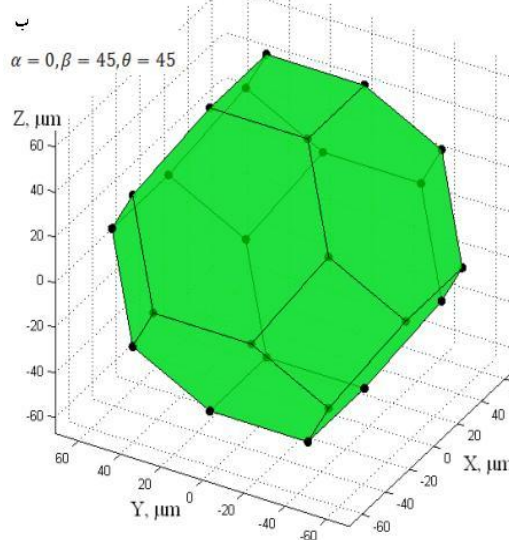
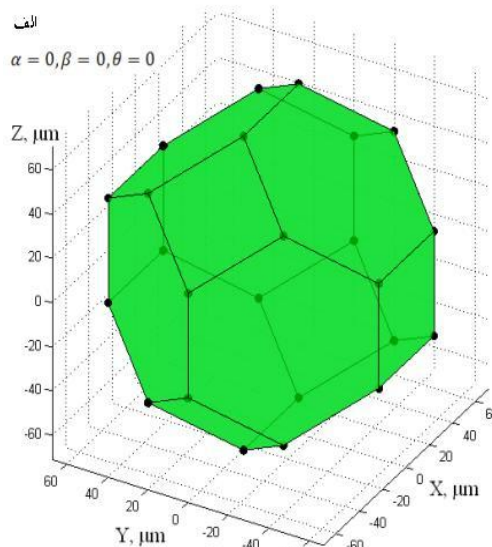
جدول (۱): نتایج مدل برای کرنش شروع و پایان GDRX برای آزمایش پیچش آلیاژ آلومینیوم ۶۰۶۱ با اندازه دانه اولیه $124 \mu m$ ، در دمای $400^\circ C$ و تا کرنش $3/5$ با نرخ کرنش 15 1/s

	جهت گیری (الف)	جهت گیری (ب)
کرنش شروع GDRX (ϵ_s)	۱/۷	۰/۵
کرنش بحرانی (ϵ_{cr})	۳/۱	۳/۱

همانطور که از

جدول (۱) دیده می شود در حالی که برای حالت (ب)، GDRX از کرنش های پایین در حدود $0/5$ شروع می شود، در حالت (الف) این امر تا کرنش $1/7$ به تاخیر می افتد. اگرچه این نتایج نشان می دهد که در این دو حالت، شروع GDRX، در یکی از ابتدای تغییر شکل و در دیگری پس از کرنش $1/7$ است اما با مشاهده سینتیک فرآیند در مدل می توان دریافت که در زیر کرنش 2 مقدار پیشروی فرآیند چشم گیر نیست. شکل (۳) کسر

شده برای دانه در دو جهت مختلف قرارگیری TO نسبت به محورهای تغییر شکل مورد آنالیز قرار گرفت. مدل هندسی دانه در این دو جهت در شکل (۲) نشان داده شده است. در اینجا با فرض اینکه x ، y و z محورهای اصلی هستند، کرنش های اصلی برای آزمون پیچش با فرض ثابت ماندن حجم هنگام تغییر شکل پلاستیک به این صورت تعریف شد: $\epsilon_z = 0$ و $\epsilon_y (> 0) = -\epsilon_x$.



شکل (۲): دو جهت مختلف TO در فضا. قطر دانه $124 \mu m$ و α ، β و γ زاویه چرخش TO نسبت به ترتیب محورهای x ، y و z .

همانطور که از هندسه ی شکل می توان دریافت، در جهت گیری

داده شده است. تغییر اندازه دانه و کسر مرزهای فرعی با کرنش در شکل (۴ الف و ب) نمایش داده شده است. مقایسه نتایج نشان می‌دهد که در حالیکه مدل در پیشبینی اندازه دانه توانایی خوبی دارد، نمی‌تواند در پیشبینی کسر مرزهای فرعی قابل اعتماد باشد.

جدول (۲): مقایسه بین نتایج مدل برای اندازه دانه و کسر مرزهای فرعی.

اختلاف	نتایج آزمایشگاهی	پیشبینی مدل	دمای انجام آزمایش	اندازه دانه، μm
۰/۴۷	۳/۷۶	۴/۲۳	۴۰۰°C	اندازه دانه، μm
۰/۵	۰/۶۴	۰/۱۴	۴۰۰°C	کسر مرزهای فرعی
۰/۷۶	۶/۰۴	۶/۸	۴۸۲°C	اندازه دانه، μm

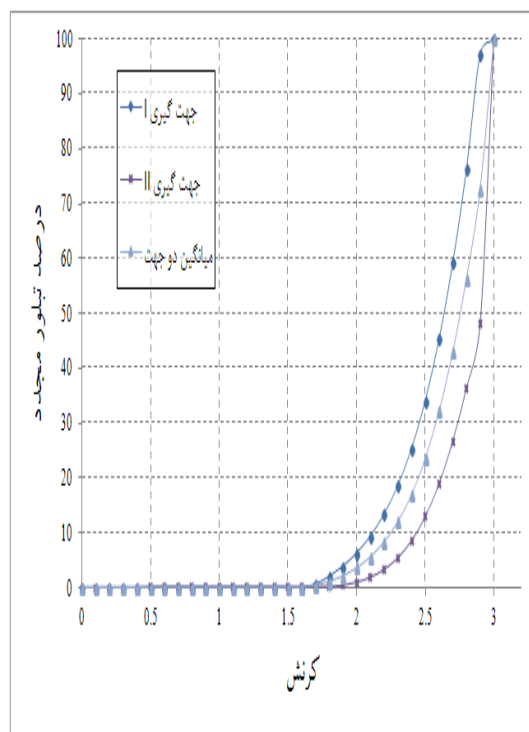
۴ - بحث

نتایج نشان می‌دهد که مدل به خوبی می‌تواند اندازه دانه میانگین، شروع GDRX و کرنش بحرانی را پیشبینی کند. پیش از این مدل‌هایی برای پیشبینی کرنش بحرانی ارائه شده است. در مدل Peterson رابطه زیر برای محاسبه کرنش بحرانی در پیچش ارائه شده است [۱۲]:

$$\varepsilon_{Cr} = \sqrt{\frac{1}{3} \left[\left(\frac{D_0}{2\delta} \right)^2 - 1 \right]} \quad (17)$$

که در آن D_0 اندازه دانه اولیه و δ اندازه زیردانه است. مدل De Pari نیز از دیگر مدل‌ها در این زمینه است [۲]. همگی این مدل‌ها مقدار کرنش بحرانی را بیش از مقدار واقعی پیشبینی می‌کنند.

حجمی تبلور مجدد یافته را در هر یک از دو حالت بالا با پیشروی کرنش نشان می‌دهد.



شکل (۳): کسر حجمی تبلور مجدد یافته با پیشروی کرنش در آزمایش پیچش در دمای ۴۰۰°C.

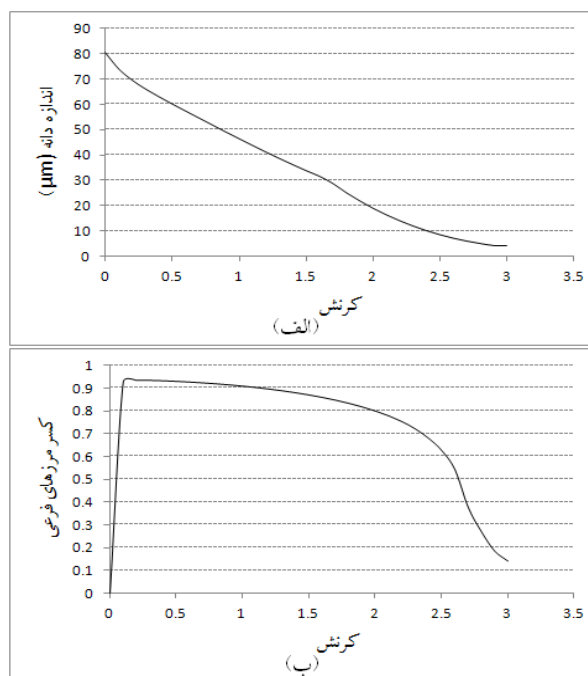
همانطور که دیده می‌شود، در هر دو حالت مقدار پیشروی تبلور مجدد در کرنش ۲ نزدیک به ۵٪ یا کمتر از آن است. بنابراین کرنشی بین ۲ تا ۲/۵ را می‌توان به عنوان کرنش شروع GDRX در نظر گرفت و با مراجعه به منحنی میانگین بدست آمده از دو حالت (الف و ب) می‌توان دید که در کرنش ۲/۵ پیشرفت فرایند تبلور مجدد در حدود ۲۰٪ است. این نتیجه با نتیجه آزمایش مبنی بر اینکه در کرنش ۲/۵ تبلور مجدد به طور جزئی رخ داده سازگاری دارد. از طرفی کرنش بحرانی از مدل برابر ۳/۱ است که با توجه به آزمایش این مقدار نیز مطابقت خوبی با نتایج عملی دارد.

میانگین نتایج مدل در حالت‌های (الف و ب) برای اندازه دانه و کسر مرزهای فرعی در جدول (۲) در کنار نتایج آزمایش نشان

همانطور که در جدول (۱) دیده می‌شود، مدل Peterson بسیار از واقعیت فاصله دارد. در مدل De Pari بهبود نسبی حاصل شده است. تکرار محاسبات De Pari با بکارگیری روش محاسبه اندازه زبردانه بکار رفته در این پژوهش نتایج را بسیار بهبود بخشیده اما همچنان انحراف از نتایج عملی زیاد است. در انتهای جدول دیده می‌شود که نتایج مدل مطرح شده در این پژوهش سازگاری خوبی با واقعیت دارد و بسیار نسبت به مدل‌های پیشین قابل اعتمادتر است.

از منحنی شکل (۳) می‌توان دریافت که در حالیکه GDRX از همان ابتدای پیچش گرم شروع شده است، اما فرایند تبلور مجدد تا کرنش ۲ به طور موثری آغاز نشده است. پس از این مقدار کرنش تبلور مجدد به سرعت گسترش می‌یابد و در کرنش نزدیک به ۳ به طور کامل پایان می‌یابد. بنابراین این مدل در حالیکه شروع GDRX را به خوبی پیشبینی می‌کند، پایان آنرا احتمالاً کمی زودتر پیشبینی می‌نماید اما به هر حال نتایج نسبت به مدل پیشین که GDRX حتی تا کرنش ۳/۵ نیز شروع نمی‌شد بسیار بهبود یافته است. مفهوم این مساله همچنین این است که محاسبات برای تحولات ریزساختاری تحت تاثیر هر دو مکانیزم تغییر شکل هندسی دانه و مکانیزم GDRX است. این مساله را در شکل (۴) الف در افزایش شیب منحنی در کرنش بین ۱/۵ و ۲ می‌توان دید. در واقع پیش از نقطه تغییر شیب تنها مکانیزم تغییر شکل دانه مسئول تحولات ریزساختاری است اما پس از این نقطه هر دو مکانیزم به طور موازی موثرند.

با افزایش نرخ کرنش یا کاهش دما مقدار Z مطابق معادله ۱ افزایش یافته و افزایش Z نیز با توجه به معادله ۲ منجر به افزایش اندازه زبردانه می‌شود که این خود منحنی میزان پیشروی فرایند (شکل (۳)) نسبت به کرنش را به سمت چپ جابجا کرده و باعث جلوتر افتادن فرایند GDRX و البته بزرگتر شدن اندازه دانه پس از تبلور مجدد می‌شود. از معادلات ۱ و ۲ می‌توان دریافت که حساسیت مدل نسبت به تغییر دما بیش از حساسیت به تغییر نرخ کرنش است. برای مثال در نرخ کرنش ۱/۵ s، با کاهش دما از ۴۵۰°C به ۴۰۰°C مقدار Z، ۶ برابر کوچک شده و اندازه



شکل (۴): تغییر (الف): اندازه دانه و (ب): کسر مرزهای فرعی با افزایش کرنش.

در جدول (۱) شرایط آزمایش بالا در این مدل‌ها جایگزاری شده و نتیجه مشاهده می‌شود. در همه این مدل‌ها ضخامت بحرانی دو برابر اندازه زبردانه لحاظ شده است. در مورد مدل De Pari با تغییراتی در برنامه Matlab مطابق فرضیات این مدل محاسبات یکبار با اندازه زبردانه محاسبه شده در مدل De Pari و بار دیگر با اندازه زبردانه در مدل این پژوهش، تکرار شد.

جدول (۳): مقایسه بین مقدار پیشبینی شده برای کرنش بحرانی در مدل‌های مختلف با نتیجه آزمایش.

مدل	کرنش شروع GDRX	کرنش بحرانی محاسبه شده، ϵ_{Cr}
Peterson	---	۹/۶۸
De Pari	۵/۹	۸/۹
De Pari - اندازه زبردانه از مدل Badami	۲/۹	۵/۲
Badami	۲-۲/۵	۳/۱
نتیجه آزمایش	کمتر از ۲/۵	۳/۵ یا کمتر از ۳/۵

می‌شود اما نرخ این کاهش در کرنش‌های بین ۱/۵ و ۲ رو به افزایش گذاشته است. در واقع از این مقدار کرنش‌ها به بعد تبلور مجدد دینامیکی هندسی نیز همزمان با تغییر شکل هندسی به فرایند تبدیل مرزهای فرعی به اصلی کمک کرده و نرخ کاهش کسر مرزهای فرعی به شدت زیاد شده است. اما مدل کسر مرزهای فرعی را کمتر از مقدار واقعی پیشبینی می‌کند. با مراجعه به ریزساختار نهایی حاصل از آزمایش که در شکل (۵) نشان داده شده است، می‌توان وجود برخی دانه‌هایی را که هنوز کاملاً دچار تبلور مجدد نشده‌اند و یک زیرساختار شامل مرزهای فرعی را در برگرفته است، مشاهده کرد. وجود این بخش‌ها می‌تواند مربوط به ناهمگنی در تغییر شکل ناشی از برخی ناهمگونی‌ها در دانه و اندازه آن یا فاصله منطقه تغییر شکل از محور تغییر شکل باشد که منجر به ناهمگنی در کرنش و ریزساختار نهایی می‌شود.

نکته‌ی دیگری که در محاسبات این مدل باید بیان شود این است که تاثیر دندانه‌دار شدن با معادله ۸ بیان شده است و در مدل در نظر گرفته شده است. اگرچه این امر روند افزایش S را نسبت به مدل De Pari بیشتر می‌کند اما همچنان برای رسیدن به یک نتیجه مطلوب ناکافی است. همچنین در حالی که اثر این پدیده بر اندازه دانه و کسر مرزهای فرعی در نظر گرفته شده اثر آن در کرنش آغاز و پایان GDRX در نظر گرفته نشده است. برآمدگی‌ها و فرورفتگی‌های ناشی از دندانه‌دار شدن هم از لحاظ تغییر در ضخامت دانه و هم از نظر میزان نیروی جلوبرنده که در اثر انحنا دار شدن مرز بوجود می‌آید در وقوع GDRX موثرند.

نتایج مدل Martorano در زمینه تاثیر میزان دندانه‌دار شدن در بهم پیوستن فرورفتگی‌ها نشان داده که اگر دامنه دندانه‌های ایجاد شده در سطح مرزدانه بیش از 2π باشد نیروی جلوبرنده ناشی از انحنا مرزدانه به حدی می‌رسد که مرزدانه حرکت کرده و به هم رسیده و باعث جدا شدن یک تکه از دانه شود [۲۱].

از طرف دیگر تاثیر دما و نرخ کرنش در معادله ۸ در نظر گرفته

زیردانه ۱/۵ برابر کوچک می‌شود. در حالی که در دمای 400°C با ۱/۵ برابر بزرگتر شدن نرخ کرنش از ۱۰ ۱/s به ۱۵ ۱/s مقدار Z به همان نسبت بزرگتر شده و اندازه زیردانه تنها ۱/۲ برابر کوچک می‌شود. گواه درستی این پیشبینی مدل، از مقایسه با نتایج آزمایش عملی بالا به دست می‌آید. همانطور که در جدول (۲) دیده می‌شود 82°C افزایش دما از 400°C به 482°C باعث تغییر بسیار زیاد در اندازه دانه نهایی حاصل از آزمایش شده است. به طوریکه این مقدار از $3/78 \mu\text{m}$ به $6/04 \mu\text{m}$ رسیده یعنی اندازه دانه نهایی بیش از ۱/۵ برابر بزرگتر شده است. بنابراین ناهمگنی در دمای قطعه می‌تواند به میزان زیادی وقوع تبلور مجدد و میزان پیشروی آن را تحت تاثیر قرار دهد و منجر به ناهمگنی در ریزساختار نهایی شود.



شکل (۵): نقشه EBSD مرزدانه‌ها از سطح نمونه آزمون پیچش گرم آلیاژ آلومینیوم ۶۰۶۱ با اندازه دانه اولیه $124 \mu\text{m}$ ، در دمای 400°C و نرخ کرنش ۱۵ ۱/s، تغییر شکل یافته تا کرنش ۳/۵ [۱۹].

در شکل (۴) ب روند تغییر کسر مرزهای فرعی در هنگام تغییر شکل به خوبی نمایش داده شده و با مشاهدات تجربی سازگاری دارد. همانطور که از منحنی دیده می‌شود در کرنش‌های اولیه مرزهای فرعی به سرعت گسترش یافته و تا کرنش‌های بین ۰/۵ و ۱ به بیشترین مقدار خود می‌رسد پس از این با شدت یافتن میزان تغییر شکل هندسی دانه این روند کاهش

۱- اندازه دانه میانگین به خوبی از مدل قابل پیشبینی است هرچند که در موارد واقعی، توزیعی از اندازه دانه وجود دارد و نیاز به پژوهش بیشتر در این زمینه از طریق مشاهدات تجربی بیشتر و تکرار محاسبات وجود دارد.

۲- نتایج مدل در مورد کرنش آغاز و پایان GDRX، نسبت به مدل‌های پیشین بسیار بهبود یافته و تطبیق خیلی خوبی با مشاهدات تجربی دارد.

۳- مدل، روند تغییر در کسر مرزهای فرعی را به خوبی شبیه‌سازی کرده اما در پیشبینی مقدار عددی کسر مرزهای فرعی کمتر از موارد پیشین موفق بوده است. هرچند که این مورد می‌تواند به ناهمگنی در تغییر شکل انجام شده باشد.

به طور کلی نتایج نشان می‌دهد که مدل به خوبی می‌تواند اندازه دانه میانگین، شروع GDRX و کرنش بحرانی را پیشبینی کند هرچند که نیاز به برخی اصلاحات برای اینکه به واقعیت نزدیک‌تر شود وجود دارد.

۶- تشکر و قدردانی

نویسندگان از دکتر Misiolek برای در اختیار قرار دادن نتایج آزمایشگاهی بسیار سپاسگزارند. همچنین نویسندگان از همکاری صمیمانه دکتر محمدرضا افشار، دکتر ایرج هادی، خانم آتوسا پریانی و آقای مرتضی مهدوی کمال تشکر را دارند.

۷- مراجع

- [1] A. Loucif, R.B. Figueiredo, T.h. Baudin, Franc, o. Brisset & T. G. Langdon, "Microstructural evolution in an Al-6061 alloy processed by high-pressure torsion," *Materials Science and Engineering A, Part A*, vol.527, pp. 4864-4869, 2010.
- [2] W. Z. M. Luigi, De Pari Jr, "Theoretical predictions and experimental verification of surface grain structure evolution for AA6061 during hot rolling," *Acta MATERIALIA*, vol. 56, pp. 6174-6185, 2008.
- [3] F. M. S. Gourdet, "A model of continuous dynamic recrystallization," *Acta Materialia*, vol. 51, pp. 2685-2699, 2003.

نشده است در حالی که با توجه به اینکه دندانه‌دار شدن ناشی از شکل‌گیری زیردانه است و اندازه زیردانه هم تابعی از نرخ کرنش و دماست، بهتر است که تاثیر این دو عامل در دندانه‌دار شدن نظر گرفته شود.

مورد دیگر قابل ذکر در مورد مدل این است که در عمل اندازه دانه‌ها یکسان نبوده و معمولاً یک توزیعی از اندازه دانه وجود دارد در حالی که داده ورودی مدل یک اندازه دانه واحد است که میانگین اندازه دانه‌های مختلف است. این مساله همچنین به خاطر نیاز به قابلیت چیده شدن شکل‌ها در کنار هم و پر کردن فضا نیز هست. در حالت‌هایی که توزیعی از اندازه دانه وجود دارد می‌توان با انجام آنالیز ریزساختاری ارائه شده در هر اندازه دانه به خصوص به طور جداگانه و سپس قراردادن نتایج در کنار هم و با وارد کردن وزن هر حالت به یک توزیع جدید اندازه دانه رسید.

همچنین در حالی که مدل توانایی خوبی در پیشبینی برخی پارامترهای ریزساختاری دارد، اما نمی‌تواند توزیع زاویه اختلاف جهت را به دست دهد و نیاز به توسعه تئوریک مدل برای بیان مکانیزم تغییر و جهت‌گیری در ساختار کریستالوگرافی وجود دارد.

از دیگر مواردی که می‌تواند در بهبود نتایج مدل نقش مثبت داشته باشد ارزیابی مدل در جهت‌گیری‌های متنوع‌تر است.

۵- نتیجه‌گیری

در این پژوهش یک مدل اصلاح شده مبتنی بر GDRX مطرح شد که در آن از یک هشت وجهی ناقص (TO) برای مدل کردن دانه و زیردانه استفاده شده است. تغییر شکل TO با سه کرنش اصلی کنترل می‌شود. دو جهت‌گیری مختلف برای TO در نظر گرفته شد. اثر دندانه‌دار شدن در افزایش سطح مرزهای اصلی در نظر گرفته شد و توسعه زیرساختار در مراحل مختلف تغییر شکل مدل شد. همچنین اثر مهاجرت مرز دانه‌ها در محاسبات وارد شده است. نتایج مدل نشان داد که:

- aluminum," *Scripta Materialia*, vol. 51, pp. 461–465, 2004.
- [15] T. S. X. Duan, "Influence of forming parameters on the final subgrain size during hot rolling of aluminium alloys," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 130–131, pp. 245–249, 2002.
- [16] M. R.H. M. H. C. S. C. Poletti, "Microstructure development in hot deformed AA6082," *Materials Science and Engineering A*, vol. A 528, pp. 2423–2430, 2011.
- [17] T. Gladman, *Grain Control Size*, London: MANEY, 2004.
- [18] E. E. Underwood, "The Mathematical Foundation of Quantitative Stereology," in *Stereology and Quantitative Metallography*, ASTM STP 504, American society for testing & materials, 1972.
- [19] W.H. Van, Geertruyden, Wojciech, Z. Misiolek & P.T. Wang, "Grain structure evolution in a 6061 aluminum alloy during hot torsion," *Materials Science and Engineering A, Part.A*, vol. 419, pp. 105–114, 2006.
- [20] Bandar, PhD thesis, Bethlehem, PA: Lehigh University, 2005.
- [21] M.A. Martorano, A.F. Padilha, "Modelling grain boundary migration during geometric dynamic recrystallization," *Philosophical Magazine Letters*, vol. 88, no. 9–10, pp. 725–734, 2008.
- [4] N.D. Hurleya, W.H. Van Geertruydenb & W.Z. Misiolek, "Surface grain structure evolution in hot rolling of 6061 aluminum alloy," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 209, pp. 5990–5995, 2009.
- [5] M.E. Kassner, S.R. Barrabes, "New developments in geometric dynamic recrystallization," *Materials Science and Engineering A*, vol. 410–411, pp. 152–155, 2005.
- [6] H.Hallberg, M.Wallin & M.Ristinmaa, "Modeling of continuous dynamic recrystallization in commercial-purity aluminum," *Materials Science and Engineering A, part A*, vol. 527, pp. 1126–1134, 2010.
- [7] F. M. S. Gourdet, "An experimental study of the recrystallization mechanism during hot deformation of aluminium," *Materials Science and Engineering A, part A*, vol. 283, pp. 274–288, 2000.
- [8] R.D. Doherty, D.A. Hughes, F.J. Humphreys, J.J. Jonas, D. Juul Jensen, M.E. Kassner, W.E. King, T.R. McNelley, H.J. McQueen & A.D. Rollett, "Current issues in recrystallization: a review," *Materials Science and Engineering A, Part.A*, vol.238, pp. 219–274, 1997.
- [9] F. H. & M. HATHERLY, *RECRYSTALLIZATION AND RELATED ANNEALING*, Oxford: Elsevier Ltd, 2004.
- [10] H. Hallberg, "Approaches to Modeling of Recrystallization," *Metals*, vol. 1, pp. 16-48, 2011.
- [11] C.M. Sellars, Q. Zhu, "Microstructural modelling of aluminium alloys during thermomechanical processing," *Materials Science and Engineering A*, vol. A280, pp. 1-7, 2000.
- [12] T.Pettersen, B.Holmedal & E.Nes, "Microstructure Development during Hot Deformation of Aluminum to Large Strains," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 34A, pp. 2737-2744, 2003.
- [13] H. A. e. al, "Modelling of microstructure evolution during hot rolling of AA5083 using an internal state variable approach integrated into an FE model," 2005.
- [14] M. K. H.J. McQueen, "Comments on a model of continuous dynamic recrystallization proposed for

۶ - پیوست

- [1] stacking fault energy
 [2] geometric dynamic recrystallization
 [3] continuous dynamic recrystallization
 [4] low-angle grain boundary
 [5] High angle grain boundary
 [6] Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov
 [7] truncated octahedron
 [8] Steady state
 [9] grain mean intercept length