

Research Paper

Semi-Solid Microstructural Evolution of Severely Deformed AISI 304 Stainless Steel

Peyman Asghari-Rad¹, *Mahmoud Nili-Ahmadabadi², Hassan Shirazi³

1- MSc. Student, School of Metallurgy and Materials Engineering, College of Engineering, University of Tehran, Tehran, Iran.

2. Full Professor, School of Metallurgy and Materials Engineering, College of Engineering, University of Tehran, Tehran, Iran.

3. PhD, School of Metallurgy and Materials Engineering, College of Engineering, University of Tehran, Tehran, Iran.

Citation: Asghari-Rad P, Nili-Ahmadabadi M, Shirazi H. Semi-Solid Microstructural Evolution of Severely Deformed AISI 304 Stainless Steel. Metallurgical Engineering. 2016; 19(2):94-108. <http://dx.doi.org/10.22076/me.2017.46691.1086>

 <http://dx.doi.org/10.22076/me.2017.46691.1086>

ABSTRACT

Semi-solid metal forming offers many advantages in comparison with casting and forging. However, due to the high-melting temperature and related difficulties, there is relatively a few experimental data on the semi-solid processing of steels. Therefore, this study is subjected to the microstructure evolution during partial remelting of 304 stainless steel which is pre-deformed in solid state by a severe plastic deformation (SPD) technique. Thermodynamic calculations were carried out by Thermo-Calc software and the results were compared with the experimental observation. In this study, repetitive corrugation and straightening by rolling (RCSR) as a new SPD technique is utilized to induce a great strain in material prior to semi-solid process. Microstructural evolutions were studied in different temperatures and holding times during semi-solid process. The results indicate that finer globular semi-solid microstructure is achieved from 30 cycles RCSR processed specimen after 3 minutes holding at 1425.

Key words: Semi-solid process, 304 Stainless steel, Severe plastic deformation, RCSR, Thermo-Calc

■ ■

* *Corresponding Author:*

Mahmoud Nili-Ahmadabadi, Full Professor

Address: School of Metallurgy and Materials Engineering, College of Engineering, University of Tehran, Tehran, Iran.

Tel: +98 (21) 82084078

E-mail: nili@ut.ac.ir

تحولات ریزساختاری فولاد زنگ‌نزن ۳۰۴ نیمه‌جامد شده پس از تغییر شکل پلاستیک شدید

پیمان اصغری راد^۱، *محمود نیلی احمدآبادی^۲، حسن شیرازی^۳

۱- دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، پردیس دانشکده‌های فنی، دانشگاه تهران، تهران، ایران.

۲- استاد، دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، پردیس دانشکده‌های فنی، دانشگاه تهران، تهران، ایران.

۳- دکتری، دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، پردیس دانشکده‌های فنی، دانشگاه تهران، تهران، ایران.

چکیده

شکل‌دهی فلزات در ناحیه نیمه‌جامد در مقایسه با شکل‌دهی آن‌ها به وسیله روش‌های ریخته‌گری یا آهن‌گری از مزایای بسیاری برخوردار است. با این حال، به خاطر دمای کاری بالا و پیچیدگی فرآیند، تحقیقات زیادی در زمینه فرآیند نیمه‌جامد فولادها گزارش نشده است. بنابراین، این پژوهش به مطالعه تحولات ریزساختاری در حین ذوب جزئی فولاد زنگ‌نزن ۳۰۴ که به روش تغییر شکل پلاستیک شدید در حالت جامد کرنش اولیه داده شده است، می‌پردازد. همچنین محاسبات ترمودینامیکی به وسیله نرم‌افزار ترموکالک انجام پذیرفته و نتایج آن با مشاهدات تجربی مقایسه می‌گردد. در این پژوهش، فرآیند نورد تکرار شونده با غلظت‌های صاف و انحناءدار (RCSR) به عنوان یک روش نوین برای اعمال تغییر شکل پلاستیک شدید قبل از فرآیند نیمه‌جامد مورد استفاده قرار می‌گیرد. تحولات ریزساختاری در دماها و زمان‌های نگهداری مختلف بررسی می‌شوند. علاوه بر آن، تشکیل فاز مارتنزیت ناشی از کرنش در طی فرآیند RCSR بررسی می‌گردد. نتایج نشان می‌دهند که برای نمونه ۳۰ سیکل RCSR شده، ساختار نیمه‌جامد کروی ریزتری با اندازه متوسط ذرات $0.1 \mu m$ در دمای $1425^\circ C$ و زمان نگهداری ۳ دقیقه به‌دست آمد.

واژه‌های کلیدی: فرآیند نیمه‌جامد، فولاد زنگ‌نزن ۳۰۴، تغییر شکل پلاستیک شدید، نورد تکرار شونده با غلظت‌های صاف و انحناءدار، ترموکالک

۱. مقدمه

یکی از روش‌های نوین شکل‌دهی فلزات، فرآیند تیکسوفورمینگ^۱ است که در آن فلزات در ناحیه دمایی بین سالیدوس و لیکوتیدوس و در ابعاد محصول نهایی شکل داده می‌شوند [۱، ۲]. ایده اولیه این روش که تلفیقی از روش‌های سنتی ریخته‌گری و آهن‌گری به حساب می‌آید، نخستین بار در دهه ۱۹۷۰ میلادی توسط فلمینگز و همکارانش [۳] در موسسه تکنولوژی ماساچوست مطرح شد. از مزایای این روش در مقایسه با روش‌های سنتی می‌توان به کاهش حفرات گازی و انقباضی، کاهش جدایش‌ها، افزایش عمر قالب، کاهش اکسیداسیون و ارتقای کیفیت سطحی قطعات اشاره کرد. نکته مهم در شکل‌پذیری مواد در حالت نیمه‌جامد، کروی بودن ذرات فاز جامد در زمینه فاز مذاب می‌باشد. تاکنون، روش‌های مختلفی برای تهیه شمش با ساختار غیردندریتی ابداع شده‌اند که از لحاظ نوع فرآوری به دو دسته روش‌های ذوبی و حالت جامد تقسیم می‌شوند.

در فرآیندهای ذوبی، مرحله فرآوری ساختار نیمه‌جامد از حالت مذاب انجام می‌گیرد و این روش‌ها بیشتر بر پایه ایجاد تغییر در ساختار دندریتی یا ممانعت از تشکیل این ساختار حین انجماد استوار هستند. از جمله این روش‌ها می‌توان به هم‌زدن مکانیکی [۴]، هم‌زدن الکترومغناطیسی [۵]، سطح شیب‌دار خنک‌کننده [۶] و ماریپیچ دوار [۷] اشاره کرد.

اما در روش‌های حالت جامد، فرآوری ساختار نیمه‌جامد از حالت مذاب انجام نمی‌پذیرد. در این روش‌ها با اعمال کار مکانیکی، کرنش در ماده ذخیره می‌شود و چگالی نابجایی‌ها افزایش می‌یابد. وجود این کرنش، نیروی محرکه لازم برای تبلور مجدد دانه‌های جدید هم‌محور را در مرحله گرمایش مجدد نمونه فراهم می‌سازد. در حین گرمایش مجدد نمونه تا ناحیه نیمه‌جامد، بازیابی و تبلور مجدد در ساختار رخ می‌دهد و دانه‌های ریز عاری از کرنش با مرزهای بزرگ‌زاویه تشکیل می‌شوند و با ورود به ناحیه نیمه‌جامد، فاز مذاب از مناطق پرانرژی ساختار که تقاطع سه‌گانه دانه‌ها و مرزهای بزرگ‌زاویه هستند جوانه‌زنی کرده و سپس با افزایش کسر فاز مذاب، مرزهای بزرگ‌زاویه به‌وسیله مذاب خیس

1. Thixo-forming

* نویسنده مسئول:

دکتر محمود نیلی احمدآبادی

نشانی: دانشگاه تهران، پردیس دانشکده‌های فنی، دانشکده متالورژی و مواد.

تلفن: ۰۲۱-۸۲۰۸۴۰۷۸

پست الکترونیکی: nili@ut.ac.ir

شده و جداسدن دانه‌ها از یکدیگر رخ می‌دهد و ساختار نیمه‌جامد حاصل می‌گردد [۸-۱۱]. به تناسب دمای اعمال تغییر شکل که می‌تواند بالاتر و یا پایین‌تر از دمای تبلور مجدد ماده باشد، این روش‌ها را به ترتیب RAP^۲ و SIMA^۳ می‌نامند [۸، ۱۲، ۱۳]. این روش‌ها به خاطر اینکه مرحله فرآوری در حالت مذاب را ندارند، برای آلیاژهایی که حساس به اکسیداسیون هستند و یا حاوی عناصر فعال می‌باشند بسیار پرکاربرد است. همچنین به دلیل اینکه فرآوری مواد نیمه‌جامد در روش‌های غیرذوبی از حالت مذاب انجام نمی‌گیرد، شمش‌های تولید شده با این روش عاری از عیوبی مانند آخال‌ها، اکسیدها و یا جذب گاز می‌باشند.

تا به امروز، بیشتر تحقیقات انجام گرفته در زمینه فرآیندهای نیمه‌جامد، بر روی فلزات با نقطه ذوب کمتر مانند آلیاژهای آلومینیم و منیزیم متمرکز بوده‌اند و در مواردی نتیجه این تلاش‌ها برای تولید صنعتی بکاررفته است. اما در مورد آلیاژهای با نقطه ذوب بالا تحقیقات محدودی انجام گرفته است، زیرا علاوه بر بالا بودن دمای نیمه‌جامد برای این آلیاژها، چالش‌های دیگری همچون اکسیداسیون سریع، استحاله‌های فازی پیچیده و پیچیدگی فرآیند و هزینه بالا برای تأمین تجهیزات مطرح بوده‌اند [۱۴].

برای نخستین بار در دنیا، حیدریان [۱۵] آلیاژ چدن نشکن حاوی منگنز و مولیبدن را به روش سطح شیب‌دار جهت ریخته‌گری تحت فشار نیمه‌جامد تولید کرد. همچنین، تحقیقات پهلوانی [۱۶] بر روی فرآیند نیمه‌جامد چدن نشکن نشان داد که با کنترل میرایی جوانه‌زها و استفاده از روش‌های هم‌زدن مذاب و سطح شیب‌دار خنک کننده، ضمن ایجاد نیروی برشی، زمان انجماد نیز تسریع می‌شود و امکان شکسته شدن دندریت‌ها و کروی شدن ساختار چدن نشکن با حفظ کرویت گرافیت‌ها به وجود می‌آید. در مورد فرآیند نیمه‌جامد بر روی فولادها بیشترین مطالعات بر روی فولادهای ۱۰۰Cr۶ [۱۷] و X۲۱۰CrW۱۲ [۱۸] و M۲ [۱۹] بوده است که دلیل آن وجود محدوده نیمه‌جامد وسیع برای این فولادها است. همچنین مطالعات محدودی بر روی تحولات ریزساختاری در ناحیه نیمه‌جامد بر روی فولاد زنگ‌نزن ۳۰۴ انجام پذیرفته است که لزوم کار بیشتر در این زمینه را نشان می‌دهد [۲۰، ۲۱].

با توجه به مقالات منتشر شده، با افزایش میزان کرنش اعمال شده در فرآیند SIMA، اندازه ذرات فاز جامد کروی در ریزساختار نیمه‌جامد شده کاهش می‌یابند و ریزساختار یکنواخت‌تری حاصل می‌شود. از این رو، اخیراً استفاده از فرآیندهای تغییر شکل پلاستیک شدید بر روی شمش اولیه جهت اعمال میزان کرنش‌های بالاتر مورد توجه محققین قرار گرفته‌اند. فرآیندهای تغییر شکل پلاستیک شدید عبارتند از: ECAP [۲۲-۲۴]، HPT

[۲۵، ۲۶]، ARB [۲۷]، CGP [۲۸] و CGR [۲۹]. آشوری و مرادی [۳۰، ۳۱] در مرحله تغییر شکل شمش اولیه از فرآیند ECAP بر روی آلیاژ A۳۵۶ استفاده کردند. نتایج آن‌ها نشان می‌دهد که با افزایش میزان کرنش در نمونه‌ها، اندازه ذرات جامد ریزتری به دست می‌آید. همچنین آغاز جوانه‌زنی مذاب نیز در ساختار در نمونه‌های با کرنش بیشتر سریع‌تر صورت می‌گیرد. طوفانی‌نژاد [۳۲، ۳۳] نیز از روش ECAP برای اعمال کرنش بالا در فولاد زنگ‌نزن آستنیتی ۳۰۴ استفاده نمود. مقایسه ریزساختار نیمه‌جامد شده دو نمونه ECAP شده و آنیل محلولی نشان داد که در نمونه کرنش یافته، ذرات فاز جامد کروی ریزتری به دست آمد.

در سال ۲۰۱۲، روش نوینی برای تغییر شکل پلاستیک شدید به نام نورد تکرار شونده با غلتک‌های صاف و انحناءدار (RCSR) معرفی شد [۳۴]. اساس روش RCSR بکارگیری نورد تکرار شونده با غلتک‌های انحناءدار برای اعمال کرنش‌های جمع شونده در ماده است به طوری که با این روش می‌توان به آسانی کرنش بالایی را در نمونه ورق‌های شکل با حداقل کاهش ضخامت اعمال کرد. از مزایای روش RCSR می‌توان به سادگی فرآیند، مداوم بودن آن و قابلیت اعمال آن به تعداد سیکل‌های بالا اشاره کرد. علاوه بر آن، غلتک‌های انحناءدار را می‌توان به جای غلتک‌های صاف در خط نورد جایگزین کرد. از این رو، در بین روش‌های تغییر شکل پلاستیک شدید، روش RCSR از پتانسیل بالایی جهت تجاری شدن برخوردار است. تاکنون، روش RCSR بر روی آلیاژ (Fe-۱۰Ni-7Mn (wt %) [۳۴]، آلومینیم خالص [۳۵]، مس خالص، آلیاژ A۳۵۶ و A۴۱۳ آلومینیم، آلیاژ NiTi [۳۶] و فولاد زنگ‌نزن ۳۰۴ [۳۷] با موفقیت اعمال گردیده است.

در پژوهش حاضر، فولاد زنگ‌نزن ۳۰۴ به منظور اعمال کرنش پلاستیک شدید تحت فرآیند RCSR قرار می‌گیرد و تاثیر کرنش اعمال شده بر ریزساختار فولاد در حالت نیمه‌جامد شده مورد بررسی قرار می‌گیرد.

۲. مواد و روش تحقیق

در این پژوهش از فولاد زنگ‌نزن ۳۰۴ با ترکیب شیمیایی که در جدول شماره ۱ نشان داده شده است استفاده شد. ابتدا این فولاد در دمای ۱۱۵۰ °C به مدت یک ساعت در داخل کوره تحت خلاء آنیل محلولی شده و سپس در آب کوئنچ گردید. فرآیند RCSR به تعداد ۳۰ سیکل و در دمای صفر درجه سلسیوس بر روی نمونه‌های آنیل محلولی شده اعمال گردید.

پس از آن، فرآیند نیمه‌جامد بر روی دو نمونه آنیل محلولی و ۳۰ سیکل RCSR شده در دماها و زمان‌های نگهداری مختلف انجام گرفت. جهت گرمایش نمونه‌ها در ناحیه نیمه‌جامد از کوره تیوبی با تیوب سرامیکی تحت اتمسفر گاز آرگون استفاده گردید. دمای کوره توسط ترموکوپل که در محل قرارگیری نمونه کار گذاشته شده بود اندازه‌گیری شد. پس از فرآیند نیمه‌جامد تمامی

2. Recrystallization and Partial Melting

3. Strain-Induced Melt-Activated

جدول ۱- ترکیب شیمیایی فولاد زنگ‌نزن ۳۰۴ به کار رفته در این پژوهش.

عنصر	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	N	Fe
wt. %	۰/۰۴	۰/۳۳	۱/۲۸	۰/۰۳۵	۰/۰۰۸	۱۸/۵	۸/۰	۰/۰۳	Bal.

نمونه‌ها در آب کوئنچ شدند.

کرنش اعمال شده به نمونه از غلتک‌های صاف استفاده می‌شود. مدل‌سازی تحلیلی برای محاسبه کرنش اعمالی متوسط در هر مرحله انجام پذیرفته و رابطه ارائه شده برای کرنش هر مرحله به صورت زیر است [۳۵]:

معادله ۱.

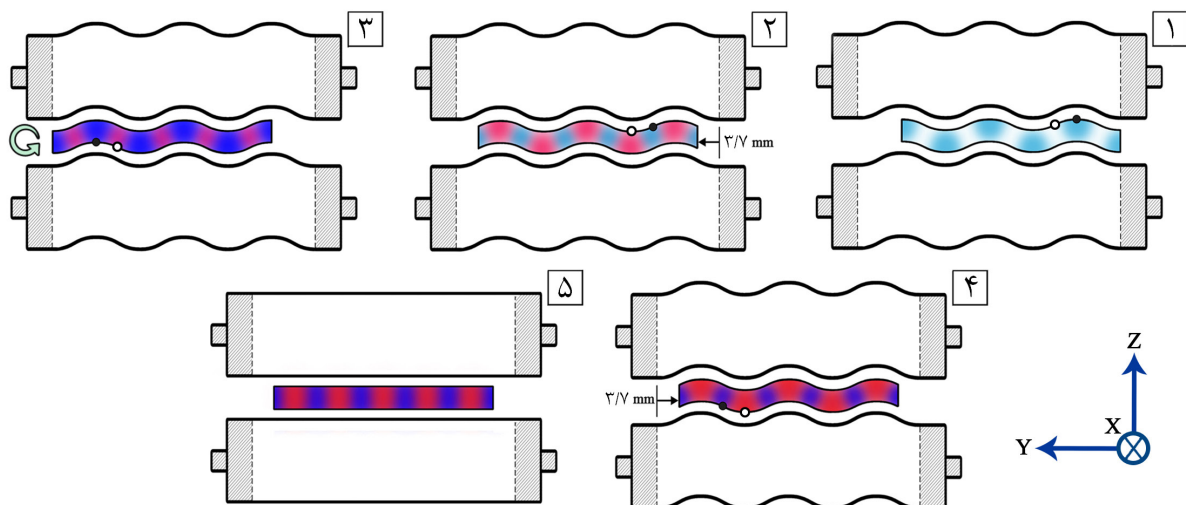
$$\varepsilon_{avg} = \frac{-t+(R+t)\ln(1+t/R)}{t}$$

که t ضخامت نمونه و R شعاع انحنا نمونه در یک مرحله از RCSR است. در این پژوهش، ضخامت نمونه ۴mm و شعاع انحنا نمونه ۳۵mm می‌باشد. با توجه به ضخامت و شعاع انحنای نمونه، مقدار متوسط کرنش اعمالی برای هر سیکل RCSR معادل ۰/۱۶۵ می‌باشد.

جهت آماده‌سازی سطحی نمونه‌ها، ابتدا نمونه‌ها سمباده‌زنی شده و با پودر آلومینا پولیش مکانیکی شدند و سپس حکاکی به روش الکترولیز با محلول HNO_3 خالص و ولتاژ ۲۷ و مدت زمان ۵ ثانیه انجام پذیرفت. در تحلیل تغییرات ریزساختاری از میکروسکوپ‌های نوری و الکترونی روبشی استفاده گردید. برای بررسی فازهای مختلف و ترکیب شیمیایی آن‌ها از آنالیز EDS^۴ استفاده شد. همچنین برای محاسبه اندازه دانه‌ها و همچنین اندازه و میزان کروی بودن ذرات در نمونه‌های نیمه‌جامد شده از

تصویر شماتیکی از مراحل فرآیند RCSR در تصویر شماره ۱ نشان داده شده است. هر سیکل از فرآیند RCSR از پنج مرحله تشکیل شده است: چهار مرحله نورد با غلتک‌های انحنادار و یک مرحله نورد با غلتک‌های صاف. در مرحله اول، نمونه بین دو غلتک انحنادار نورد می‌شود. در این مرحله، مناطق ماکزیمم و مینیمم تحت تغییر شکل از نوع خمشی قرار می‌گیرند، در حالی که نقاطی که در موقعیت عطف قرار گرفته‌اند تغییر شکل قابل توجهی را تجربه نمی‌کنند. همان‌طوری که مشاهده می‌شود، در مرحله اول، مناطقی که با رنگ آبی روشن نشان داده شده‌اند تحت خمش بوده‌اند و به مناطق عطف کرنش قابل ملاحظه‌ای اعمال نشده است. در مرحله دوم، نمونه به اندازه شعاع انحنا غلتک‌ها جابجا می‌شود تا موقعیت نقاط اکسترمم و عطف در مرحله اول با همدیگر جابجا شوند.

بنابراین در مرحله دوم، مناطق که در مرحله اول خمش را تجربه نکرده‌اند، تحت خمش قرار می‌گیرند. این مناطق نیز با رنگ قرمز روشن نشان داده شده‌اند. سپس، نمونه به اندازه ۱۸۰ درجه حول محور X می‌چرخد. در مرحله سوم و چهارم، نمونه دوباره تحت خمش قرار می‌گیرد و برای مشخص کردن افزایش میزان کرنش در این مناطق از رنگ‌های آبی و قرمز تیره استفاده شده است. در مرحله آخر به منظور صاف کردن و یکنواخت کردن



تصویر ۱. شماتیک فرآیند RCSR.

گرمایش به‌دست آمد.

۳. نتایج و بحث

تحولات ریزساختاری حین تغییر شکل با فرآیند RCSR

تصویر میکروسکوپ نوری از نمونه آنیل محلولی شده در تصویر شماره ۲ (الف) نشان داده شده است. فولاد زنگ‌نزن ۳۰۴ در حالت آنیل محلولی دارای ساختار کاملاً آستنیتی می‌باشد و در ریزساختار آن، تنها دوقلوبی‌های آنیلی مشاهده می‌شود. اندازه دانه‌های آستنیت در حالت آنیل محلولی در حدود $240 \mu\text{m}$ اندازه‌گیری شده است. تصویر شماره ۲ (ب)، ریزساختار نمونه ۵ سیکل RCSR شده را نشان می‌دهد که در آن باندهای برشی تشکیل شده‌اند. مشاهدات نشان می‌دهند که با ادامه تغییر شکل، تلاقی بین باندهای برشی ایجاد می‌شود و چگالی بالایی از باندهای برشی در زمینه آستنیتی به وجود می‌آیند (تصاویر شماره ۲ (پ) و ۲ (ت)).

از آنجایی که تشخیص فازهای تشکیل شده در حین تغییر شکل با استفاده از میکروسکوپ نوری مشکل می‌باشد، برای مطالعه بیشتر از آزمون پراش اشعه ایکس استفاده شد. الگوی پراش اشعه ایکس برای نمونه‌های آنیل محلولی و ۱۰ سیکل و ۳۰ سیکل RCSR شده در تصویر شماره ۳ نمایش داده شده است. با توجه به نتایج به‌دست آمده، نمونه آنیل محلولی فقط دارای پیک‌های فاز آستنیت بوده، در حالی که با اعمال فرآیند RCSR، فاز مارتنزیت

نرم‌افزار MIP استفاده شد. اندازه و میزان کروی بودن ذرات فاز جامد با دو رابطه زیر محاسبه شده‌اند [۳۸]:

معادله ۲.

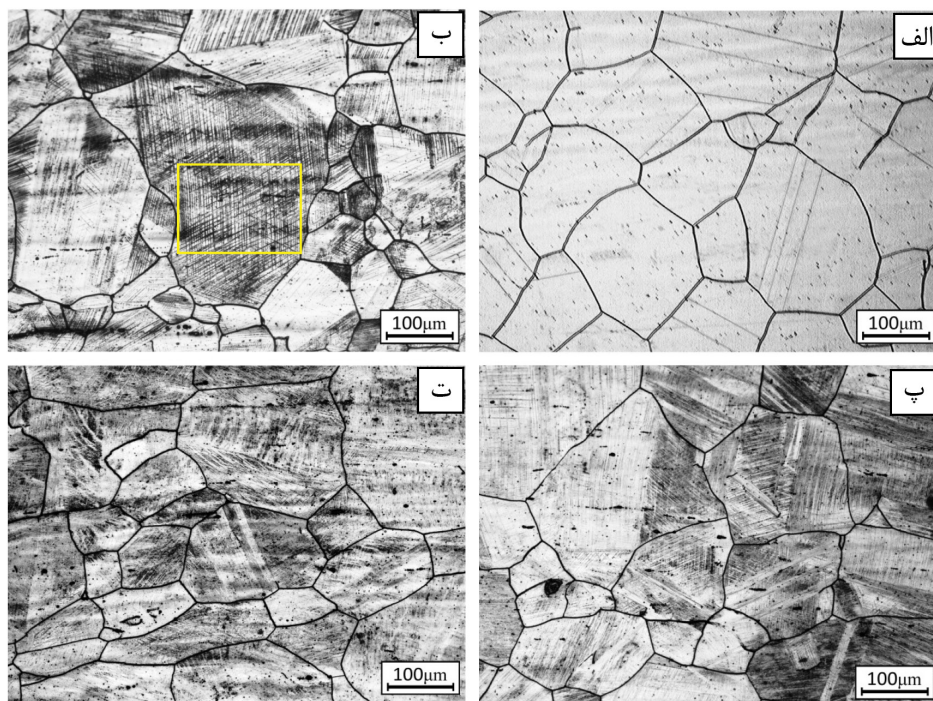
$$D_{eq} = \frac{\sum_i^N \sqrt{4A/\pi}}{N}$$

معادله ۳.

$$SE = \frac{1}{(\sum_i^N P^2/4\pi A)/N}$$

که در این روابط P و A به ترتیب مساحت و محیط ذرات فاز جامد هستند و N تعداد ذرات فاز جامد هستند. به منظور بررسی استحاله فازی و درصد فازهای تشکیل شده در نمونه‌ها در طی فرآیند RCSR از آزمون پراش پرتو ایکس استفاده شد. برای این آزمون از دستگاه Philips PW-1730 با تابش Cu- α در محدوده 2θ بین ۱۰ تا ۱۱۰ درجه استفاده شد و آنالیز داده‌های آن با برنامه X'pert High Score انجام گرفت. همچنین درصد فازهای مختلف نیز بر اساس شدت پیک‌ها محاسبه گردید [۳۹].

برای اندازه‌گیری سختی فازهای مختلف در نمونه‌های نیمه‌جامد شده از دستگاه میکروسختی ویکرز با نیروی ۲۰ گرم استفاده شد. همچنین، با استفاده از نرم‌افزار ترموکلک با بانک اطلاعاتی ترمودینامیکی TCFeY، دیاگرام فازی تعادلی بر حسب درصد وزنی نیکل و دیاگرام تغییرات کسر مولی فازها در مسیر

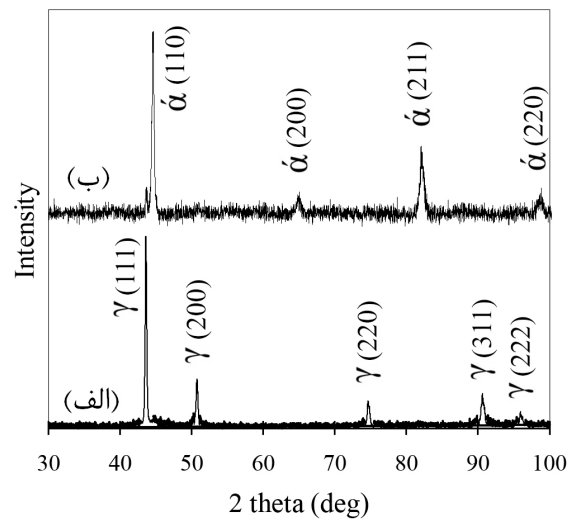


تصویر ۲. تصاویر میکروسکوپ نوری از نمونه‌های (الف) آنیل محلولی و نمونه‌های (ب) ۵ سیکل، (پ) ۱۵ سیکل و (ت) ۳۰ سیکل RCSR شده.

بیشتر شدن میزان کرنش، فاز مارتنزیت اپسیلن و محل تلاقی دوقلوبی‌های مکانیکی، مکان‌های مرجحی برای جوانه‌زنی فاز مارتنزیت ناشی از کرنش (α') می‌شوند [۴۲، ۴۳]. بدین ترتیب، در نمونه ۳۰ سیکل RCSR شده که کرنش بالایی معادل ۵ به آن اعمال شده، بخش قابل توجهی از ساختار آستنیتی به مارتنزیت ناشی از کرنش (α') تبدیل شده است.

نتایج محاسبات ترمودینامیکی

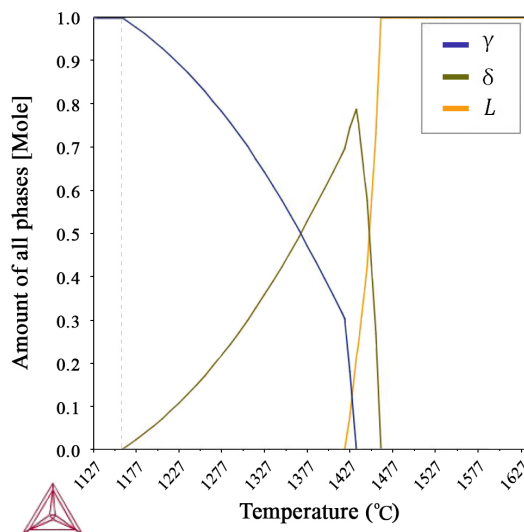
دیگرام فازی تعادلی برای فولاد زنگ‌نزن ۳۰۴ که با استفاده از نرم‌افزار ترموکلیک محاسبه گردیده، در تصویر شماره ۴ قابل مشاهده می‌باشد. همچنین با استفاده از این نرم‌افزار تغییرات کسر مولی فازهای مختلف در حین گرمایش پیوسته تا ذوب شدن کامل فولاد به دست آمد (تصویر شماره ۵). نتایج حاصل نشان می‌دهند که در حین گرمایش، فاز فریت دلتا از دمای ۱۱۶۰ در ساختار تشکیل می‌شود و با افزایش دما کسر فاز دلتا بصورت پیوسته افزایش می‌یابد. در دمای ۱۴۲۰ ساختار وارد ناحیه سه فاز $\gamma+\delta+L$ شده و فاز مذاب در داخل ساختار به وجود می‌آید. با افزایش دما، میزان فاز مذاب افزایش یافته تا اینکه در دمای ۱۴۳۳ ساختار وارد ناحیه دو فاز $\delta+L$ می‌شود و فاز آستنیت به‌طور کامل از بین می‌رود. با تداوم گرمایش نمونه، در نهایت در دمای ۱۴۶۰ کل ساختار ذوب می‌گردد. اما در حین سرمایش تعادلی نمونه، فاز فریت دلتا از مذاب تشکیل می‌شود، سپس با تداوم سرمایش، نمونه وارد ناحیه سه فاز γ شده و فاز آستنیت از طریق واکنش پریتهکتیک ($\delta+L \rightarrow \gamma$) به وجود می‌آید. با کاهش بیشتر دما، فاز مذاب از طریق استحاله پوتکتیکی به دو فاز فریت دلتا و آستنیت تجزیه می‌شود و نهایتاً فاز فریت دلتا نیز به آستنیت تبدیل شده و ساختار تعادلی در دمای اتاق تک فاز آستنیت خواهد بود.



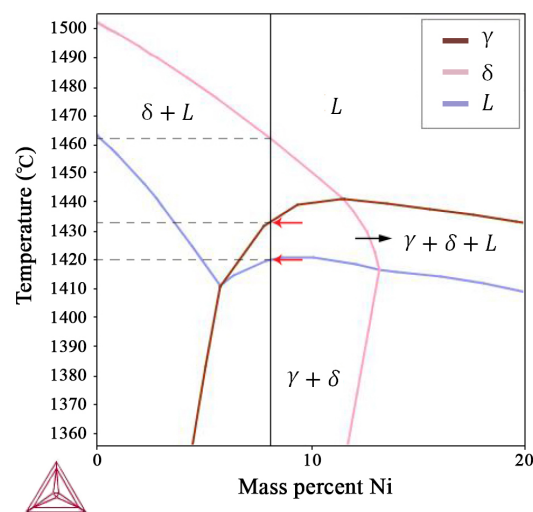
تصویر ۳. الگوی پراش اشعه ایکس برای نمونه‌های (الف) آنیل محلولی، (ب) ۱۰ سیکل و (پ) ۳۰ سیکل RCSR شده.

ناشی از کرنش (α') در زمینه به وجود می‌آید و پس از ۳۰ سیکل RCSR، کسر مارتنزیت α' به ۹۰٪ کسر وزنی ساختار می‌رسد.

با توجه به پایین بودن انرژی نقص در چیده شدن در این فولاد (۲۱ mJ/m^2)، مکانیزم غالب برای تغییر شکل، تشکیل دوقلوبی‌های مکانیکی و مارتنزیت اپسیلن (ϵ) در زمینه آستنیت می‌باشد [۴۰، ۴۱]. بنابراین در کرنش‌های کم، باندهای برشی که شامل نقص در چیده شدن، دوقلوبی‌های مکانیکی و مارتنزیت اپسیلن هستند در فاز مارتنزیت شکل می‌گیرند و سپس با ادامه تغییر شکل، چگالی باندهای برشی افزایش یافته و تلاقی بین دوقلوبی‌های مکانیکی ایجاد می‌شود (تصویر شماره ۲(ب)).



تصویر ۵. کسر مولی فازهای مختلف در سیکل گرمایش.



تصویر ۴. دیگرام فازی تعادلی برای فولاد زنگ‌نزن ۳۰۴ برحسب کسر وزنی عنصر نیکل.

جدول ۲. کسر حجمی فازهای مختلف بدست آمده از نرم افزار ترموکلک.

Temperature (°C)	γ (vol %)	δ (vol %)	L (vol %)
۱۴۰۰	۳۸/۴۹	۶۱/۵۱	-
۱۴۱۰	۳۴/۵۵	۶۵/۴۵	-
۱۴۱۵	۳۲/۵۲	۶۸/۴۷	-
۱۴۲۰	۳۰/۵۱	۶۹/۴۹	-
۱۴۲۵	۱۹/۹۵	۷۳/۲۵	۶/۸۰
۱۴۳۰	۱۲/۰۶	۷۵/۹۶	۱۱/۹۸
۱۴۳۵	-	۷۷/۶۸	۲۲/۳۲
۱۴۴۵	-	۵۹/۸۹	۴۰/۱۱

دلته برسند و رگه‌هایی از فاز فریت دلته در بین صفحات آستنیت باقی می‌مانند. این استحاله فریت دلته به آستنیت باعث کاهش مقدار کل فریت دلته در نمونه سریع سرد شده می‌شود. در تصاویر شماره ۶ (ب) و (پ)، استحاله فریت دلته به صفحات آستنیتی مشاهده می‌شود و هرچه دما بالاتر می‌رود، به خاطر بیشتر شدن کسر فاز فریت دلته، پایداری آن در سرمایش سریع کمتر می‌شود و استحاله فریت دلته به آستنیت شدیدتر می‌گردد. در تصویر شماره ۶ (ت)، ساختار پیچیده‌ای از دو فاز آستنیت و فریت دلته مشاهده می‌شود. ریزساختار نمونه سریع سرد شده از دمای 1420°C که لحظه شروع جوانه‌زنی فاز مذاب در ساختار است در تصویر شماره ۶ (ث) نشان داده شده است. با توجه به این شکل، فاز آستنیت به صورت حلقوی در اطراف فاز فریت دلته مشاهده می‌شود. همچنین فاز شبه کرووی فریت دلته در دمای 1420°C پس از سرمایش سریع به صورت ساختار صفحه‌ای از آستنیت در دمای اتاق دیده می‌شود. چگونگی تشکیل ساختار آستنیت حلقوی در اطراف دانه‌های کرووی فریت دلته تاکنون گزارش نشده است و نکته مهم در مشاهدات ریزساختاری در پژوهش حاضر این است که ساختار حلقوی آستنیت در کنار کرووی شدن نسبی دانه‌های فریت دلته قبل از حضور فاز مذاب در ساختار ایجاد شده است.

با ادامه گرمایش، ساختار وارد ناحیه سه فاز $\gamma+\delta+L$ می‌شود و فاز مذاب در داخل ساختار به وجود می‌آید. تصویر شماره ۶ (ج) ریزساختار نمونه سریع سرد شده از دمای 1425°C را نشان می‌دهد و فازهای مختلف از جمله آستنیت و فریت دلته و مذاب تشکیل شده با پیکان مشخص شده‌اند. مقایسه دو شکل ۶ (ث) و (ج) نشان می‌دهد که فاز مذاب در ناحیه آستنیت حلقوی تشکیل شده است. علاوه بر آن، نتایج به‌دست آمده از نرم‌افزار ترموکلک برای دو دمای 1420°C و 1425°C نشان می‌دهند که تشکیل فاز مذاب با کم شدن کسر فاز آستنیت همراه بوده است. بنابراین می‌توان نتیجه گرفت که برای تشکیل شدن فاز مذاب، فاز آستنیت

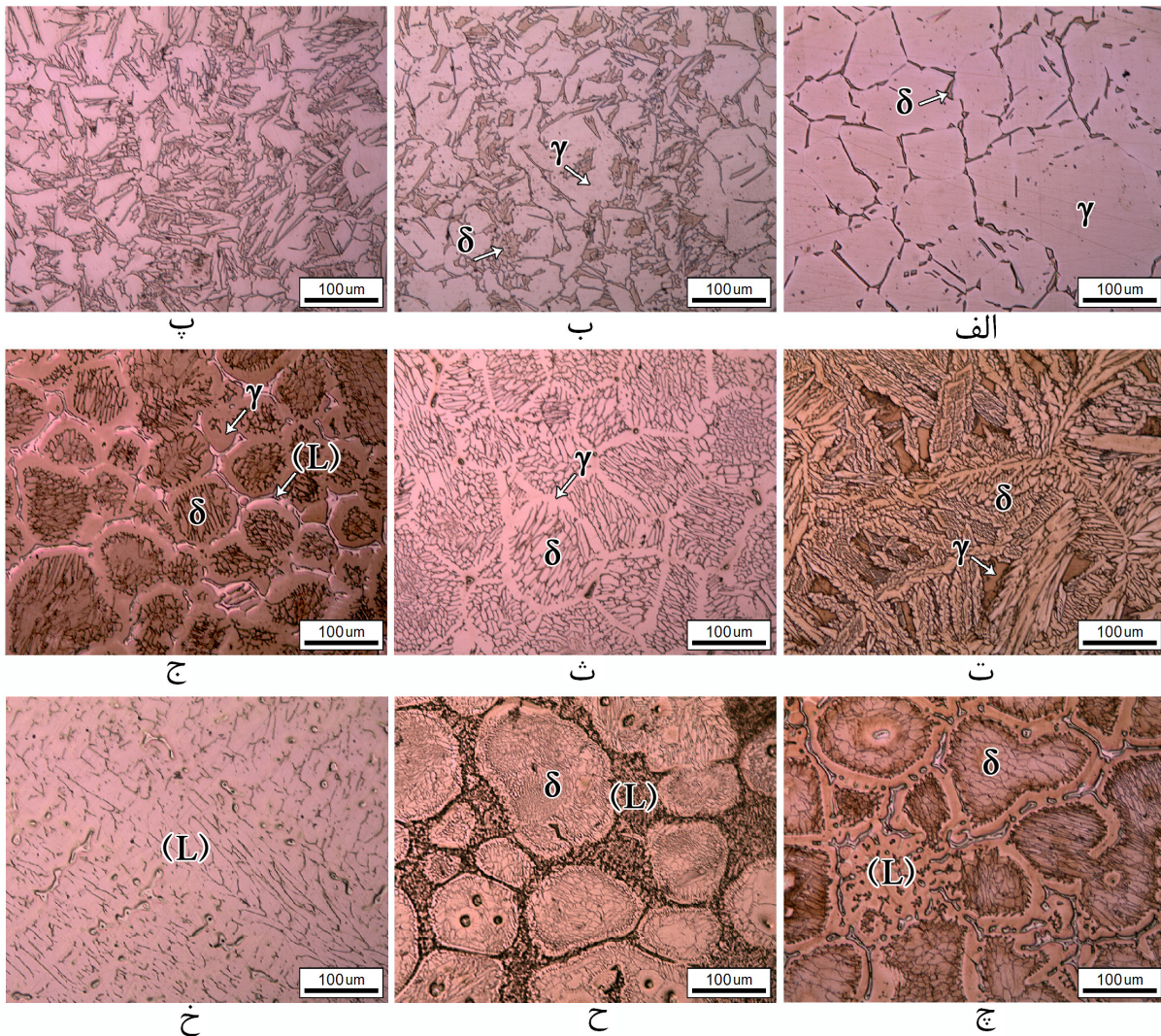
در جدول شماره ۲، نتایج حاصل از نرم‌افزار ترموکلک برحسب کسر حجمی فازها در دماهای مختلف نشان داده شده است. با توجه به کسر حجمی فازها، در دمای 1430°C که تقریباً انتهای بازه دمایی ناحیه سه فاز $\gamma+\delta+L$ می‌باشد، کسر حجمی مذاب تشکیل شده در حدود ۱۲ درصد حجمی می‌باشد، درحالی‌که در ناحیه دو فاز $\delta+L$ کسر بالایی از فاز مذاب تشکیل می‌شود که برای فرآیندهای شکل‌دهی در حالت نیمه‌جامد، ناحیه دو فاز مناسب‌تر خواهد بود.

تحولات ریزساختاری در طی فرآیند نیمه‌جامد

تصویر شماره ۶ ریزساختار نمونه 30° سیکل RCSR شده را پس از ۵ دقیقه نگهداری در دماهای مختلف نشان می‌دهد. با توجه به نتایج حاصل از محاسبات، با افزایش دما فاز فریت دلته در زمینه آستنیت تشکیل می‌شود (ناحیه $\gamma+\delta$). همان‌طوری که در تصویر شماره ۶ (الف) مشاهده می‌شود، در دمای 1330°C ، فاز فریت دلته در مرز دانه‌ها و تقاطع سه‌گانه دانه‌های آستنیت جوانه‌زنی کرده است. همچنین، این فاز دارای مورفولوژی چندوجهی می‌باشد. مطابق با دیگر گرام‌فازی، با افزایش دما کسر فاز فریت دلته در زمینه آستنیت بیشتر می‌شود. تحقیقات روبرت و همکارانش [۲۰] نشان می‌دهند که با افزایش دما تا 1390°C ، مقدار فاز فریت دلته افزایش می‌یابد. اما در نمونه‌هایی که از دماهای بالاتر از 1390°C سریع سرد شده‌اند کسر فاز فریت دلته در آن‌ها کم شده است. مشاهدات نشان می‌دهند که در دماهای بالاتر، زمانی که کسر بالایی از فاز فریت دلته در داخل ساختار تشکیل می‌شود، در لحظه سرمایش سریع، فاز فریت دلته نمی‌تواند پایدار باقی بماند و در اثر استحاله به ساختار صفحه‌ای شکل از آستنیت تبدیل می‌شود. بنابراین در دمای اتاق، در ریزساختار نمونه سریع سرد شده، زمینه فاز آستنیت بوده و فاز فریت دلته به شکل دانه‌هایی متشکل از صفحات آستنیتی دیده می‌شود. در این استحاله، صفحات نازک آستنیت از فصل مشترک بین آستنیت و فریت دلته رشد می‌کنند تا به داخل فریت

ناحیه به وجود آیند [۴۴]. علاوه بر آن، هنگام انجماد فاز مذاب، حفره‌های انقباضی در مذاب نهایی ایجاد می‌گردد. بنابراین سه احتمال برای خطوط و نقاط سیاه رنگی که در منطقه منجمد شده دیده می‌شوند وجود دارد که عبارتند از: فاز فریت دلتا، ترکیبات بین فلزی و یا حفره‌های انقباضی. تصویر شماره ۶ (چ) و (ح) ریزساختار نمونه سریع سرد شده از ناحیه دو فاز $\delta+L$ را نشان می‌دهند. مطابق این شکل‌ها، در دمای 1435°C ، که ابتدای ناحیه دو فاز $\delta+L$ می‌باشد کسر مذاب در ساختار بیشتر شده و ناحیه حلقوی اطراف دانه‌های کرووی در حال حذف شدن از ریزساختار می‌باشند. در دمای 1445°C ، ناحیه آستنیت حلقوی کاملاً ذوب شده و از ساختار حذف شده است و ریزساختار متشکل از دانه‌های کرووی از فاز فریت دلتا در زمینه فاز مذاب می‌باشد.

به عنوان فاز پایدار در دمای پایین، در داخل ساختار مصرف می‌شود و ترکیب شیمیایی مذاب ایجاد شده نزدیک به فاز آستنیت خواهد بود. همان‌گونه که در تصویر شماره ۶ (ج) مشاهده می‌شود، فاز منجمد شده ریزساختار سفید رنگی را نشان می‌دهد که خطوط و نقاط سیاه رنگی در داخل آن دیده می‌شوند. مطابق با دیاگرام فازی، در حین سرمایش نمونه از دمای 1425°C مذاب موجود در ساختار با یک استحاله یوتکتیکی به دو فاز آستنیت و فریت دلتا تبدیل می‌شود. از طرفی در حین سرمایش به خاطر نزدیکی ترکیب مذاب به فاز مادر آن (آستنیت)، کسر حجمی بالایی از محصولات واکنش یوتکتیک را فاز آستنیت تشکیل خواهد داد و فاز فریت دلتا کسر حجمی کمتری خواهد داشت. از این رو، می‌توان مناطق سفید رنگ از ناحیه مذاب را فاز آستنیت دانست. همچنین، عناصر آلیاژی در فاز مذاب به جبهه انجماد پس زده می‌شوند و مذاب نهایی غنی از عناصر آلیاژی می‌شود و ترکیبات بین فلزی می‌توانند در این



تصویر ۶. تحولات ریزساختاری در نمونه ۳۰ سیکل RSCR شده پس از ۵ دقیقه نگهداری در دماهای: (الف) 1330°C ، (ب) 1400°C ، (پ) 1410°C ، (ت) 1415°C ، (ث) 1420°C ، (ج) 1425°C ، (چ) 1435°C ، (ح) 1445°C ، (خ) 1460°C .

آنالیز شیمیایی موضعی

تصویر شماره ۷ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی نمونه سریع سرد شده از ناحیه سه فازی $\gamma+\delta+L$ را نشان می‌دهد. همچنین، ترکیب شیمیایی تعادلی هر کدام از این فازها در دمای 1425°C از طریق نرم افزار ترموکلک محاسبه شده‌اند. جدول شماره ۳ مقایسه‌ای از نتایج به‌دست‌آمده از آنالیز EDS از نقاط مختلف سطح و ترکیب شیمیایی فازها از نرم‌افزار ترموکلک را نشان می‌دهد.

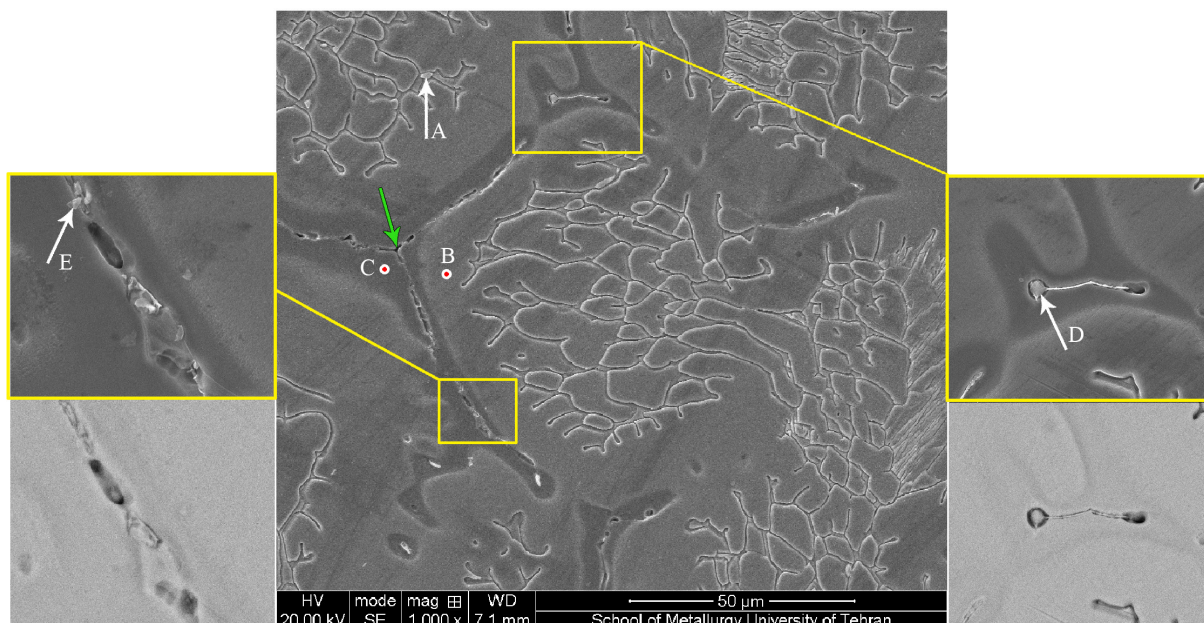
مطابق با دیاگرام فازی، فاز فریت دلتا غنی از عنصر کروم و فقیر از عنصر نیکل است. حال آنکه، فاز آستنیت غنی از عنصر نیکل و فقیر از عنصر کروم می‌باشد. این درحالی است که فاز مذاب نیز غنی از عناصر آلیاژی است. با توجه به تصویر شماره ۷، آنالیز EDS از نقطه A از رگه‌های باقی‌مانده فریت دلتا در بین صفحات آستنیتی حاصل از سرمایش سریع گرفته شده است که نشان می‌دهد این فاز غنی از عنصر کروم می‌باشد. از طرفی، نقطه B نیز از فاز حلقوی اطراف فاز کروی گرفته شده است که درصد بالایی از عنصر نیکل را نشان می‌دهد. بنابراین نتایج به‌دست آمده برای نقاط A و B مطابقت خوبی با ترکیب شیمیایی تعادلی برای این دو فاز نشان می‌دهند.

به منظور مطالعه فازهای تشکیل شده از مذاب، آنالیز EDS از نقاط C و D و E گرفته شد که در تصویر شماره ۷ با بزرگ‌نمایی بیشتر نشان داده شده‌اند و تصویر الکترون‌های برگشتی این نواحی در زیر آن‌ها آورده شده است. نقطه C از ناحیه آستنیتی حاصل از انجماد یوتکتیکی فاز مذاب است که این مناطق در

تصاویر میکروسکوپ نوری (تصویر شماره ۶ (ج)) به رنگ سفید دیده می‌شوند. ترکیب شیمیایی این نقطه به ترکیب تعادلی فاز مذاب نزدیک می‌باشد اما در مقایسه با ترکیب تعادلی فاز آستنیت در این دما، این فاز عنصر کروم و نیکل بیشتری را دارد. نقاط D و E از مناطقی از مذاب انتخاب شده‌اند که آخرین مذاب منجمد شده هستند و در تصاویر میکروسکوپ نوری نیز به رنگ سیاه دیده می‌شوند. پس زده شدن عناصر آلیاژی به مذاب نهایی باعث بالا رفتن احتمال تشکیل انواع ترکیبات بین فلزی در این ناحیه شده است. در ترکیب نقطه D، کسر وزنی بالایی از دو عنصر S و Mn مشاهده می‌شود که احتمالاً ناخالصی از نوع MnS می‌باشد. همچنین نقطه E نیز از ترکیبات موجود در این ناحیه گرفته شده است که درصد کروم بالایی را نشان می‌دهد که دلیل آن انحلال کم این عنصر در فاز آستنیت یوتکتیکی و پس زده شدن آن به مذاب نهایی می‌باشد. علاوه بر ترکیبات بین فلزی، حفره‌های انقباضی نیز در تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی قابل مشاهده هستند که این مناطق نیز با پیکان سبز در تصویر شماره ۷ نشان داده شده‌اند.

اثر کرنش و زمان نگهداری بر ریزساختار نیمه‌جامد

به‌طور کلی، مناسب‌ترین ساختار برای فرآیند نیمه‌جامد، ساختاری با ذرات جامد کروی ریز است که با مذاب محاصره شده باشد و کمترین مقدار مذاب حبس شده را داشته باشد [۳۰]. به منظور بررسی تاثیر کرنش و زمان نگهداری نمونه‌ها بر ریزساختار ناحیه $\gamma+\delta+L$ ، نمونه‌های آنیل محلولی شده و ۳۰ سیکل RCSR شده در دمای 1425°C و در زمان‌های نگهداری



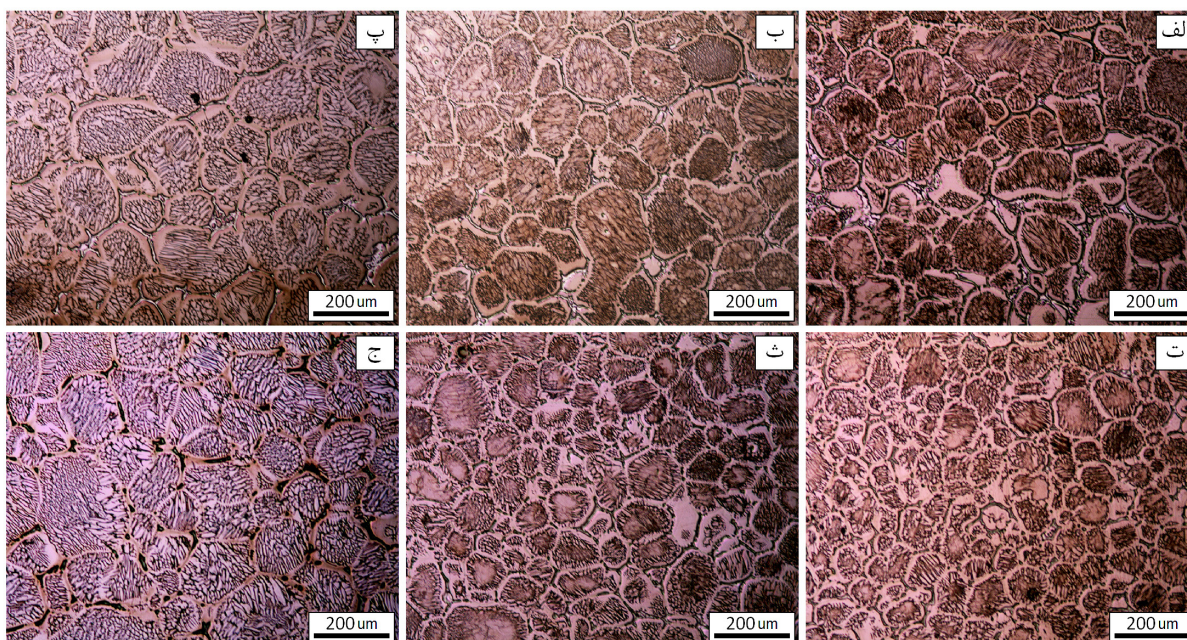
تصویر ۷. تصویر میکروسکوپ الکترونی از نمونه سریع سرد شده از دمای 1425°C .

جدول ۳. درصد وزنی به دست آمده از آنالیز EDS و ترکیب شیمیایی تعادلی از نرم افزار ترموکلک در دمای 1425°C .

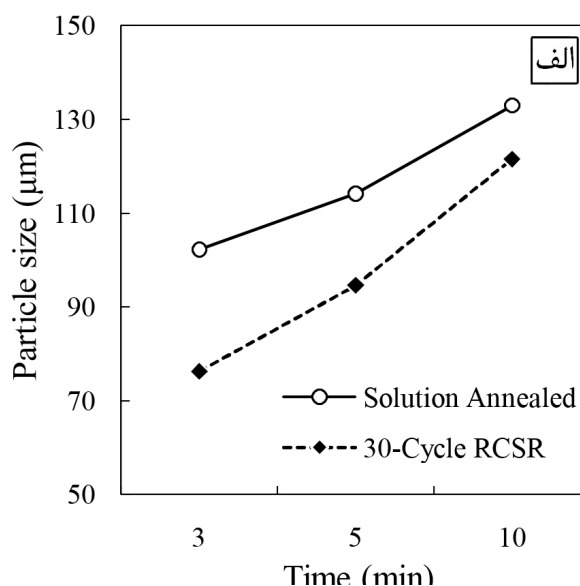
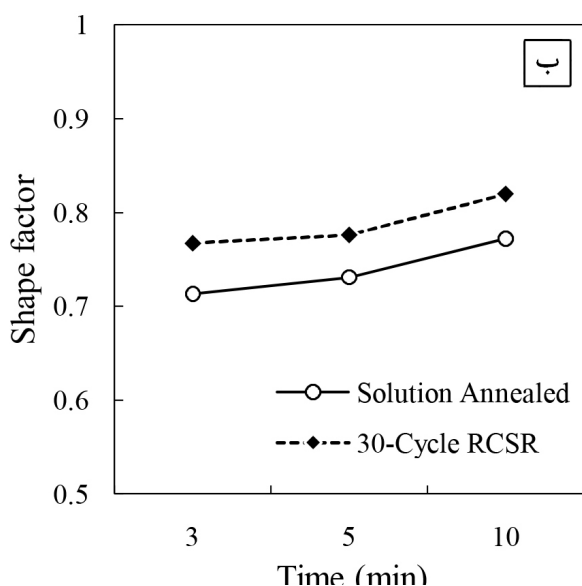
	Cr	Ni	Mn	Si	S	Fe	Phase
Thermo-calc (δ)	۱۹/۱۹	۷/۳۵	۱/۲۰	۰/۳۳	-	۷۱/۹۳	δ
Point A	۱۸/۳۶	۷/۱۴	۱/۰۳	۰/۲۶	-	۷۳/۲۲	
Thermo-calc (γ)	۱۵/۹۷	۹/۹۱	۱/۴۰	۰/۳۰	-	۷۲/۴۱	γ
Point B	۱۶/۳۱	۱۰/۴۷	۱/۳۴	۰/۲۹	-	۷۱/۵۹	
Thermo-calc (L)	۱۹/۲۴	۹/۵۹	۱/۶۷	۰/۳۳	-	۶۹/۱۷	L
Point C	۲۰/۳۸	۱۰/۳۷	۱/۵۳	۰/۴۵	-	۶۷/۲۷	
Point D	۱۵/۲۸	۲/۲۷	۳۷/۰۲	۰	۲۹/۰۳	۱۶/۴۰	
Point E	۳۰/۲۲	۹	۱/۰۲	۰/۵۷	۰	۵۹/۱۸	

ملاحظه‌ای افزایش می‌یابد. در حین گرمایش نمونه‌ها از لحظه قرارگیری در کوره تا لحظه هم‌دم شدن با کوره در بازه دمایی فرآیند نیمه‌جامد، استحاله آستنیت برگشتی در داخل نمونه تغییر شکل داده شده اتفاق می‌افتد و نتیجه آن تشکیل دانه‌های ریز آستنیت از فاز مارتنزیت می‌باشد. دانه‌های جدید آستنیت برگشتی دارای مرزهای بزرگ زاویه با یکدیگر هستند و با مورفولوژی هم‌محور به وجود می‌آیند [۳۷]. بنابراین می‌توان تفاوت ریزساختار نمونه‌های آنیل محلولی و 30% سیکل RCSR شده را اختلاف در چگالی مرزهای پراثری بزرگ زاویه دانست. در ناحیه نیمه‌جامد، فاز مذاب از مناطق پراثری ساختار که

۳ و ۵ و ۱۰ دقیقه مورد مطالعه قرار گرفته‌اند و ریزساختار آن‌ها پس از سرمایش سریع در تصویر شماره ۸ نمایش داده شده است. مطابق این شکل، مقایسه بین ریزساختار نیمه‌جامد حاصل از نمونه 30% سیکل RCSR شده با نمونه آنیل محلولی شده نشان می‌دهد که وجود کرنش اولیه در شبکه باعث تشکیل ذرات جامد ریزتری در ساختار شده‌اند. در نمونه تغییر شکل یافته، به دلیل اینکه در ریزساختار آن پس از 30% سیکل RCSR، 90% وزنی فاز مارتنزیت α' و چگالی بالایی از نایجابی‌ها و عیوب شبکه‌ای تشکیل شده است، سطح انرژی آزاد آن در مقایسه با نمونه آنیل محلولی شده به طور قابل



تصویر ۸. ریزساختار نیمه‌جامد سریع سرد شده از دمای 1425°C برای نمونه‌های آنیل محلولی نگهداری شده به مدت (الف) ۳ دقیقه، (ب) ۵ دقیقه، (پ) ۱۰ دقیقه و نمونه‌های 30% سیکل RCSR شده به مدت (ت) ۳ دقیقه، (ث) ۵ دقیقه و (ج) ۱۰ دقیقه.



تصویر ۹. (الف) اندازه ذرات جامد و (ب) میزان کروی بودن ذرات جامد با افزایش زمان نگهداری در دمای ۱۴۲۵ °C برای نمونه‌های مختلف.

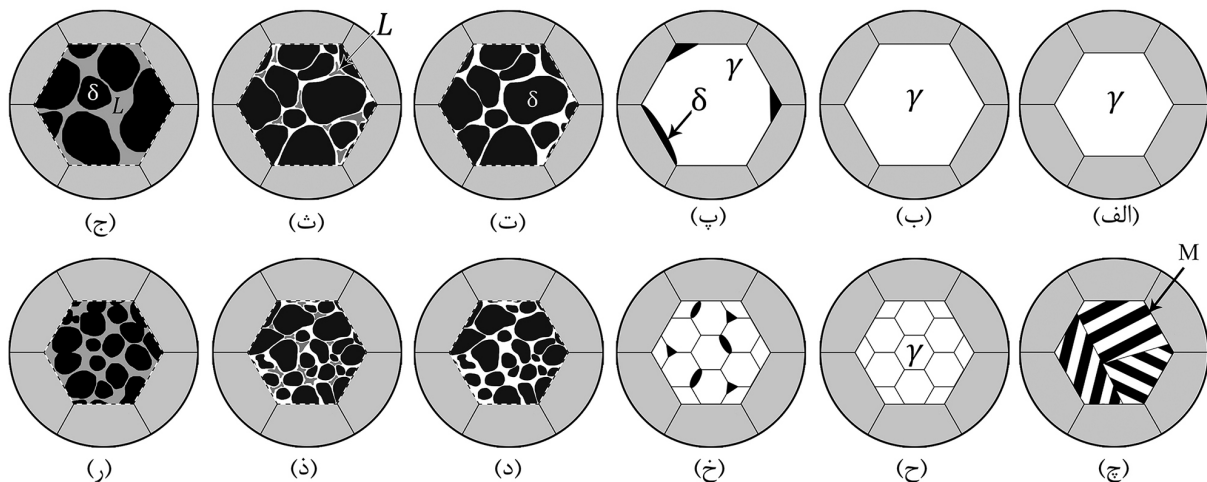
وجود می‌آورد.

همچنین، با توجه به تصاویر شماره ۸ و ۹ می‌توان تاثیر زمان نگهداری را برای نمونه‌های آنیل محلولی و ۳۰ سیکل RCSR شده در دمای ۱۴۲۵ °C مطالعه نمود. تحولات ریزساختاری نشان می‌دهند که با افزایش زمان نگهداری، اندازه ذرات جامد به‌طور پیوسته بزرگ‌تر می‌شوند. علاوه بر آن، مطابق با نتایج به‌دست آمده میزان کروی بودن نیز با افزایش زمان نگهداری افزایش می‌یابد. به‌طور کلی درشت شدن ذرات با گذشت زمان به خاطر کم کردن انرژی فصل مشترک بین فاز مذاب و جامد و رسیدن به سطح انرژی پایین‌تر انجام می‌پذیرد و برای درشت شدن ذرات جامد مکانیزم‌های مختلفی مطرح شده‌اند. مطابق این مکانیزم‌ها، در زمان‌های نگهداری طولانی، ذرات فاز جامد می‌توانند به هم برخورد کرده و به همدیگر بچسبند و آگلومره شدن رخ دهد. با آگلومره شدن ذرات جامد، علاوه بر درشت شدن، امکان حبس شدن فاز مذاب در بین ذرات جامد فراهم می‌شود. از طرفی، ذرات درشت فاز جامد در داخل مخلوط نیمه‌جامد پایداری بیشتری نسبت به ذرات جامد ریزتر دارند، بنابراین ذرات جامد درشت رشد پیدا می‌کنند و ذرات ریز ذوب شده و از بین می‌روند و نهایتاً ذرات کروی درشت‌تر پایدار می‌شوند. افزایش میزان کروی شدن ذرات جامد با گذشت زمان را می‌توان مطابق با اثر گیبس-تامسون [۴۵] این‌گونه توجیه کرد که لبه‌های تیز ذرات جامد به خاطر انحنا، نقطه ذوب کمتری دارند و با گذشت زمان ذوب شده و ذرات جامد حداقل فصل مشترک با فاز مذاب را تشکیل می‌دهند و شکل کروی به خود می‌گیرند [۴۶].

در تصویر شماره ۱۰ شماتیکی از تحولات ریزساختاری در

مرزدانه‌ها و تقاطع سه‌گانه دانه‌ها هستند جوانه‌زنی می‌کند. در نتیجه در نمونه ۳۰ سیکل RCSR، مرزهای پراثرژی بزرگ‌زاویه نیروی محرکه لازم برای جوانه‌زنی و تشکیل مذاب را سریع‌تر فراهم می‌کنند. این در حالی است که در ریزساختار نمونه آنیل محلولی شده که دانه‌بندی آن درشت است مراکز جوانه‌زنی کمی برای فاز مذاب وجود دارد. از طرفی هرچه مراکز جوانه‌زنی مذاب در ساختار بیشتر باشد، ذرات فاز جامد ریزتری به‌دست خواهد آمد. از این رو، ذرات جامد کروی به‌دست آمده از نمونه تغییرشکل‌یافته ریزتر از ذرات جامد در نمونه آنیل محلولی شده می‌باشند.

در تصاویر شماره ۹ (الف) و (ب) به ترتیب اندازه ذرات جامد و میزان کروی بودن آن‌ها برای فاز کروی فریت دلتا برای نمونه‌های آنیل محلولی شده و ۳۰ سیکل RCSR شده در دمای ۱۴۲۵ °C و زمان‌های نگهداری مختلف آورده شده است. از طرفی، در تحلیل اندازه و میزان کروی بودن ذرات در ریزساختار به‌دست آمده، فاز کروی فریت دلتا در نظر گرفته شده است. مطابق با این نتایج، در زمان نگهداری ۳ دقیقه، اندازه متوسط ذرات کروی جامد به‌دست آمده از نمونه تغییرشکل یافته در حدود ۷۵ μm می‌باشند، در حالی که برای نمونه آنیل محلولی اندازه متوسط ذرات جامد به‌دست آمده در حدود ۱۰۲ μm است. علاوه بر آن، میزان کروی بودن ذرات جامد برای نمونه ۳۰ سیکل RCSR شده بیشتر از نمونه آنیل محلولی شده است. کروی‌تر بودن ذرات جامد در نمونه تغییرشکل یافته می‌تواند به خاطر بالا بودن کسر مرزدانه‌های بزرگ‌زاویه و پراثرژی باشد که مراکز جوانه‌زنی بیشتری را برای مذاب فراهم می‌کند و در نتیجه، ذرات جامد ریز با میزان کروییت بالاتر را به



تصویر ۱۰. تصویر شماتیکی از تحولات ریزساختاری حین گرمایش نمونه‌های فولاد زنگ‌نزن ۴۰۳ از حالت آنیل محلولی: (الف) ساختار اولیه در دمای اتاق، (ب) درشت شدن دانه‌ها، (پ) تشکیل فاز فریت دلتا، (ت) بیشتر شدن فریت دلتا، (ث) جوانه‌زنی مذاب از آستنیت (ناحیه $\gamma+\delta+L$)، (ج) ناحیه $\delta+L$. نمونه‌های RCSR شده: (چ) ساختار اولیه مارتنزیتی، (ح) استحاله برگشت آستنیت و تشکیل دانه‌های ریز آستنیتی، (خ) تشکیل فاز فریت دلتا، (د) بیشتر شدن فریت دلتا، (ذ) تشکیل مذاب از آستنیت و (ر) ذرات ریز فریت دلتا در زمینه مذاب ($\delta+L$).

سریع به فاز آستنیت صفحه‌ای تبدیل شده‌اند سختی بالایی نشان می‌دهند که این سختی بالا می‌تواند ناشی از ساختار پیچیده این ناحیه باشد. از طرفی فاز مذاب نیز پس از انجماد به ساختار یوتکتیکی تبدیل شده است که این ساختار پایین‌ترین سختی را نشان می‌دهد.

۴. نتیجه‌گیری

در این پژوهش فرآیند نیمه‌جامد بر روی فولاد زنگ‌نزن ۳۰۴ در درماها و زمان‌های مختلف در بازه نیمه‌جامد انجام پذیرفت و تحولات ریزساختاری به کمک دیاگرام تعادلی با استفاده از نرم‌افزار ترموکلک مطالعه گردید و نتایج زیر به‌دست آمد:

۱- مقایسه بین نتایج ریزساختاری از نمونه آنیل محلولی و RCSR شده نشان داد که با وجود کرنش در ساختار، اندازه ذرات جامد در ناحیه نیمه‌جامد کاهش یافته و میزان کرویت آن‌ها افزایش می‌یابد.

۲- با افزایش زمان نگهداری در ناحیه نیمه‌جامد، در تمام نمونه‌ها اندازه ذرات جامد درشت می‌شوند و میزان کرویت آن‌ها افزایش می‌یابد.

۳- فاز فریت دلتا در حین سرمایش سریع ناپایدار بوده و به فاز آستنیت صفحه‌ای تبدیل می‌شود و رگه‌هایی از فاز فریت دلتا در بین صفحات آستنیتی باقی می‌مانند.

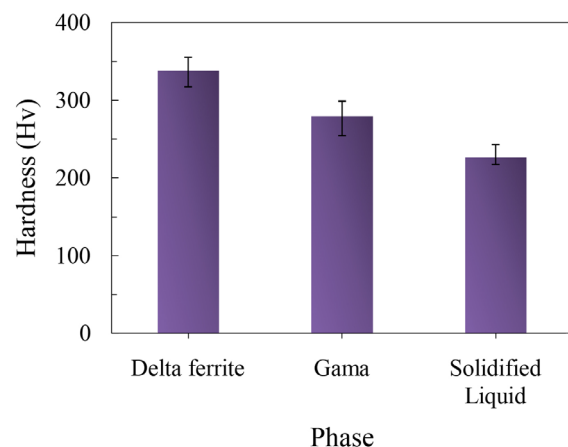
۴- فاز آستنیت حلقوی در اطراف فاز کرویت فریت دلتا مشاهده می‌شود و فاز مذاب از فاز آستنیت جوانه‌زنی می‌کند.

۵- فاز مذاب در لحظه انجماد طی استحاله یوتکتیکی به

حین گرمایش نمونه‌های فولاد زنگ‌نزن ۳۰۴ از دو حالت اولیه آنیل محلولی شده و RCSR شده نشان داده شده است. تفاوت عمده در ساختار اولیه آن‌ها، مارتنزیتی بودن نمونه RCSR شده است که در حین گرمایش، در اثر استحاله آستنیت برگشتی، ساختار ریزدانه‌ای از آستنیت را به‌وجود آورده که نتیجه آن، افزایش محل‌های جوانه‌زنی مذاب و در نهایت ریزتر شدن دانه‌های کرویت در ساختار نیمه‌جامد می‌باشد.

سختی‌سنجی

سختی فازهای مختلف در نمونه سریع سرد شده از دمای 1425°C در تصویر شماره ۱۱ مشاهده می‌شود. مطابق نتایج بدست آمده، دانه‌های کرویت فریت دلتا که در حین سرمایش



تصویر ۱۱. سختی فازهای مختلف در نمونه سریع سرد شده از دمای 1425°C .

References

- فازهای آستنیت و فریت دلتا تبدیل می‌شود. در مذاب نهایی احتمال تشکیل حفرات انقباضی و ترکیبات بین فلزی به دلیل غنی شدن مذاب از عناصر آلیاژی وجود دارد.
- [1] M. C. Flemings, "Behavior of metal alloys in the semisolid state," *Metallurgical Transactions B*, vol. 22, pp. 269-293, 1991.
 - [2] Z. Fan, "Semisolid metal processing," *International materials reviews*, vol. 47, pp. 49-85, 2002.
 - [3] D. Spencer, R. Mehrabian, and M. C. Flemings, "Rheological behavior of Sn-15 pct Pb in the crystallization range," *Metallurgical Transactions*, vol. 3, pp. 1925-1932, 1972.
 - [4] M. Mada and F. Ajersch, "Rheological model of semi-solid A356-SiC composite alloys. Part I: Dissociation of agglomerate structures during shear," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 212, pp. 157-170, 1996.
 - [5] J. Gabathuler, D. Barras, Y. Krahenbuhl, and J. Weber, "Evaluation of various processes for the production of billets with thixotropic properties," in *Proc. of the 2nd Intl. Conf. on Semi-solid Processing of Alloys and Composites*, Boston, USA, 1992, pp. 33-46.
 - [6] W. Jirattiticharoean, H. Jones, H. Atkinson, I. Todd, and P. Kapranos, "Thixoforming of aluminium 7xxx alloys produced using a cooling slope [C]," in *Proceedings of 8th International Conference S2P Semi-Solid Processing*, Limassol (Chipre), 2004, pp. 1-10.
 - [7] S. Ji, Z. Fan, and M. Bevis, "Semi-solid processing of engineering alloys by a twin-screw rheomoulding process," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 299, pp. 210-217, 2001.
 - [8] W. Lapkowski, "Some studies regarding thixoforming of metal alloys," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 80, pp. 463-468, 1998.
 - [9] E. Tzimas and A. Zavaliangos, "Evolution of near-equiaxed microstructure in the semisolid state," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 289, pp. 228-240, 2000.
 - [10] N. Saklakoglu, I. E. Saklakoglu, M. Tanoglu, O. Oztas, and O. Cubukcuoglu, "Mechanical properties and microstructural evaluation of AA5013 aluminum alloy treated in the semi-solid state by SIMA process," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 148, pp. 103-107, 2004.
 - [11] R. Doherty, K. Kashyap, and S. Panchanadeeswaran, "Direct observation of the development of recrystallization texture in commercial purity aluminum," *Acta metallurgica et materialia*, vol. 41, pp. 3029-3053, 1993.
 - [12] J. C. Choi and H. J. Park, "Microstructural characteristics of aluminum 2024 by cold working in the SIMA process," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 82, pp. 107-116, 1998.
 - [13] H. V. Atkinson, "Modelling the semisolid processing of metallic alloys," *Progress in Materials Science*, vol. 50, pp. 341-412, 2005.
 - [14] P. Cezard, R. Bigot, V. Favier, and M. Robelet, "Thixoforming of steel: experiments on thermal effects," in *Advanced Methods in Material Forming*, ed: Springer, 2007, pp. 309-320.
 - [15] B. Heidarian, M. Nili-Ahmadabadi, and M. Moradi, "Mechanical properties of thixo-formed austempered ductile

- iron," Transactions of nonferrous metals society of China, vol. 20, pp. s798-s804, 2010.
- [16] F. Pahlevani and M. Nili-Ahmadabadi, "Development of semi-solid ductile cast iron," International Journal of Cast Metals Research, 2013.
- [17] W. Püttgen, B. Hallstedt, W. Bleck, J. Löffler, and P. Uggowitzer, "On the microstructure and properties of 100Cr6 steel processed in the semi-solid state," Acta Materialia, vol. 55, pp. 6553-6560, 2007.
- [18] W. Püttgen, B. Hallstedt, W. Bleck, and P. Uggowitzer, "On the microstructure formation in chromium steels rapidly cooled from the semi-solid state," Acta Materialia, vol. 55, pp. 1033-1042, 2007.
- [19] G. Gu, R. Pesci, E. Becker, L. Langlois, R. Bigot, and M. Scheel, "Quantification and localization of the liquid zone of partially remelted M2 tool steel using X-ray microtomography and scanning electron microscopy," Acta Materialia, vol. 60, pp. 948-957, 2012.
- [20] M. Robert and R. Bubenik, "Microstructural modifications during thixocasting AISI 304 stainless steel," in Proceedings of the 11th Scientific International Conference "Achievements in Mechanical and Materials Engineering" AMME, 2002, pp. 234-237.
- [21] J.-Y. Li, S. Sugiyama, and J. Yanagimoto, "Microstructural evolution and flow stress of semi-solid type 304 stainless steel," Journal of Materials Processing Technology, vol. 161, pp. 396-406, 2005.
- [22] R. Z. Valiev and T. G. Langdon, "Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement," Progress in Materials Science, vol. 51, pp. 881-981, 2006.
- [23] F. Hajiakbari, M. Nili-Ahmadabadi, B. Poorganji, and T. Furuha, "Control of austenite to martensite transformation through equal channel angular pressing aided by thermodynamic calculations," Acta Materialia, vol. 58, pp. 3073-3078, 2010.
- [24] M. I. Mobarake, M. Nili-Ahmadabadi, B. Poorganji, A. Fatehi, H. Shirazi, T. Furuha, et al., "Microstructural study of an age hardenable martensitic steel deformed by equal channel angular pressing," Materials Science and Engineering: A, vol. 491, pp. 172-176, 2008.
- [25] I. Shuro, M. Umemoto, Y. Todaka, and S. Yokoyama, "Phase transformation and annealing behavior of SUS 304 austenitic stainless steel deformed by high pressure torsion," in Materials Science Forum, 2010, pp. 334-337.
- [26] A. P. Zhilyaev and T. G. Langdon, "Using high-pressure torsion for metal processing: Fundamentals and applications," Progress in Materials Science, vol. 53, pp. 893-979, 2008.
- [27] N. Tsuji, N. Kamikawa, H. Kim, and Y. Minami, "Fabrication of bulk nanostructured materials by ARB(accumulative roll bonding) process," in Ultrafine Grained Materials III(as held at the 2003 TMS Annual Meeting), 2004, pp. 219-226.
- [28] S. C. Yoon, A. Krishnaiah, U. Chakkingal, and H. S. Kim, "Severe plastic deformation and strain localization in groove pressing," Computational Materials Science, vol. 43, pp. 641-645, 2008.
- [29] J. Lee and J. Park, "Numerical and experimental investigations of constrained groove pressing and rolling for grain refinement," Journal of Materials Processing Technology, vol. 130, pp. 208-213, 2002.
- [30] S. Ashouri, M. Nili-Ahmadabadi, M. Moradi, and M. Iranpour, "Semi-solid microstructure evolution during reheating of aluminum A356 alloy deformed severely by ECAP," Journal of Alloys and Compounds, vol. 466, pp. 67-72, 2008.
- [31] M. Moradi, M. Nili-Ahmadabadi, B. Poorganji, B. Heidarman, M. Parsa, and T. Furuha, "Recrystallization behavior of ECAPed A356 alloy at semi-solid reheating temperature," Materials Science and Engineering: A, vol. 527, pp. 4113-4121, 2010.
- [32] M. Toofaninejad, M. Nili-Ahmadabadi, and H. Shirazi, "Microstructural evolution of semi-solid type 304 stainless steel deformed severely by ECAP," in Solid State Phenomena, 2015, pp. 99-104.
- [33] M. Toofaninejad and M. N. Ahmadabadi, "Effect of Equal Channel Angular Pressing on the Microstructure and Mechanical Properties of AISI Type 304 Austenitic Stainless Steel," in Advanced Materials Research, 2014, pp. 86-90.
- [34] A. Mirsepasi, M. Nili-Ahmadabadi, M. Habibi-Parsa, H. Ghasemi-Nanesa, and A. F. Dizaji, "Microstructure and mechanical behavior of martensitic steel severely deformed by the novel technique of repetitive corrugation and straightening by rolling," Materials Science and Engineering: A, vol. 551, pp. 32-39, 2012.
- [35] S. Mirab, M. Nili-Ahmadabadi, A. Khajezade, M. Abshirini, M. H. Parsa, and N. Soltani, "On the Deformation Analysis during RCSR Process Aided by Finite Element Modeling and Digital Image Correlation," Advanced Engineering Materials, 2016.
- [36] H. Shahmir, M. Nili-Ahmadabadi, A. Razzaghi, M. Mohammadi, C. T. Wang, J. M. Jung, et al., "Using dilatometry to study martensitic stabilization and recrystallization kinetics in a severely deformed NiTi alloy," Journal of Materials Science, vol. 50, pp. 4003-4011, 2015.
- [37] P. Asghari-Rad, M. Nili-Ahmadabadi, H. Shirazi, S. Hossein nedjad, and S. Koldorf, "A significant improvement in the mechanical properties of AISI 304 stainless steel by a combined RCSR and annealing process," Advanced Engineering Materials, 2016.
- [38] P. Seo and C. Kang, "The effect of raw material fabrication process on microstructural characteristics in reheating process for semi-solid forming," Journal of Materials Processing Technology, vol. 162, pp. 402-409, 2005.
- [39] A. K. De, D. C. Murdock, M. C. Mataya, J. G. Speer, and D. K. Matlock, "Quantitative measurement of deformation-induced martensite in 304 stainless steel by X-ray diffraction," Scripta Materialia, vol. 50, pp. 1445-1449, 2004.
- [40] M. Whelan, P. Hirsch, R. Horne, and W. Bollmann, "Dislocations and stacking faults in stainless steel," in Proceedings of the Royal Society of London A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences, 1957, pp. 524-538.
- [41] L. Murr, "Stacking-fault anomalies and the measurement of stacking-fault free energy in fcc thin films," Thin Solid Films, vol. 4, pp. 389-412, 1969.

- [42] P. L. Mangonon and G. Thomas, "The martensite phases in 304 stainless steel," Metallurgical transactions, vol. 1, pp. 1577-1586, 1970.
- [43] G. Olson and M. Cohen, "A general mechanism of martensitic nucleation: Part II. FCC→ BCC and other martensitic transformations," Metallurgical transactions A, vol. 7, pp. 1905-1914, 1976.
- [44] R. L. Plaut, C. Herrera, D. M. Escriba, P. R. Rios, and A. F. Padilha, "A short review on wrought austenitic stainless steels at high temperatures: processing, microstructure, properties and performance," Materials Research, vol. 10, pp. 453-460, 2007.
- [45] D. A. Porter, K. E. Easterling, and M. Sherif, Phase Transformations in Metals and Alloys, (Revised Reprint): CRC press, 2009.
- [46] Y. Sirong, L. Dongcheng, and N. Kim, "Microstructure evolution of SIMA processed Al2024," Materials Science and Engineering: A, vol. 420, pp. 165-170, 2006.