

بهبود خواص مکانیکی فولادهای زنگ نزن پزشکی به وسیله تفجوشی فاز مایع

محسن جوانبخت^{*}، محمد جعفر هادیانفرد^۱ و عرفان صلاحی نژاد^۲

چکیده

در این پژوهش، نمونه هایی از فولاد زنگ نزن آستنیتی بدون نیکل و نانوساختار با ترکیب ASTM F2581: Fe-17Cr-10Mn-3Mo-0.4Si-0.5N-0.2C (wt%) به روش متالورژی پودر (آلیاژسازی مکانیکی و تفجوشی حالت مایع به کمک افزودنی آلیاژ یونکتیک Mn-Si)، برای کاربردهای پزشکی تولید و سپس ساختار، سختی، ریزسختی و مقاومت سایشی آن‌ها بررسی گردید. برای بررسی ریخت‌شناسی پودرها و تعیین مکانیزم سایش نمونه های تفجوشی شده، از میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) استفاده شد. افزون بر این، اثر مقدار کمک سینتر بر چگالی، سختی، ریزسختی و مقاومت سایشی نمونه ها بررسی شد. با توجه به تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی، ساز و کار غالب سایش این نوع فولاد سایش چسبان تشخیص داده شد. با بررسی نمونه های تولید شده در حضور ۰ تا ۸ درصد وزنی افزودنی، کمترین مقدار تخلخل و بالاترین دانسیته، سختی، ریزسختی و مقاومت سایشی برای نمونه حاوی ۶ درصد کمک سینتر حاصل شد. خواص مکانیکی مناسب این نمونه در قیاس با سایرین، با داشتن کمترین مقدار تخلخل (حدود ۰.۱۰٪)، ساختار بلوری نانومتری و وجود نیتروژن و کربن در ساختار توضیح داده شد. در حضور این مقدار افزودنی، تفجوشی فاز مایع به خوبی فعال شد و با نفوذ افزودنی و زمینه در یکدیگر خواص مکانیکی بهبود نسبتاً زیادی نسبت به نمونه بدون افزودنی پیدا کرد.

واژه های کلیدی: تفجوشی فاز مایع، سایش، سختی، کاشتنی فولاد زنگ نزن.

۱- دانشکده مهندسی، بخش مهندسی مواد، دانشگاه شیراز، شیراز، ایران.

۲- استادیار، عضو هیئت علمی دانشگاه خواجه نصیر طوسی.

*- نویسنده مسئول مقاله: Mohsen.javnabkht.d@gmail.com

پیشگفتار

پیشرفت در روش‌های جراحی امکان استفاده از مواد به روش‌هایی که پیش از این امکان‌پذیر نبوده را ممکن ساخته است [۱]. موادی مناسب برای استفاده به عنوان کاشتنی هستند که با بدن سازگار باشند و توانایی تحمل نیروها و بارهای ناشی از حرکت و برخورد با سایر بافت‌ها و استخوان‌های بدن را داشته باشند. خاصیت جالب توجه فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی بدون نیکل آن است که با وجود این‌که ساختاری FCC دارند، پدیده انتقال تردی به نرمی نشان می‌دهند که دمای انتقال تردی به نرمی تابع درصد نیتروژن است. حضور عناصری مانند نیکل و مس در حد ۰.۲٪ این اثر را از بین می‌برد [۲ و ۳].

از دیدگاه دیگر، استفاده از مواد فلزی نانوساختار و آمورف، باعث بهبود خواص می‌شود. یکی از روش‌های تولید فلز نانوبلور، آلیاژسازی مکانیکی (Mechanical Alloying) است. تقریباً در همه فلزات خالص، بین فلزی‌ها و آلیاژها از راه آلیاژسازی مکانیکی می‌توان به ساختاری با ابعاد نانومتر دست یافت [۴]. در نهایت، با تفجوشی می‌توان قطعه با دانسیته‌ای که متاثر از عوامل گوناگون تفجوشی است، تولید کرد. تفجوشی فاز مایع به معنای تفجوشی با حضور فاز مایع و اجزای جامد در برخی سیکل‌های دمایی است [۵]. برتری اصلی تفجوشی فاز مایع، تسریع فرآیند تفجوشی و توانایی رسیدن به دانسیته کامل در حضور مایع است. فاز مایع، نفوذ اتمی سریع تری را نسبت به فرایند همزمان فاز جامد فراهم می‌کند. جاذبه و کشش ظریف به دلیل ترکنندگی مایع باعث تسریع دانسیته‌زایی بدون نیاز به فشار خارجی می‌شود. مایع هم‌چنین، سایس و اصطکاک اجزای داخلی را کم کرده و بنابراین، به تسریع بازچینی اجزای جامد کمک می‌کند [۵].

مطالعات نشان داده که فاکتورهای مهم در چرخه تفجوشی عبارتند از: سرعت حرارت دادن، مدت زمان تفجوشی، دمای تفجوشی و اتمسفر تفجوشی. این فاکتورها بر ریزساختار، شکل و اندازه تخلخل‌ها، دانسیته نهایی و مقدار نهایی نیتروژن در فولاد زنگ نزن تفجوشی شده تاثیرگذار است. درک تاثیرات فاکتورهای تفجوشی در دانسیته نهایی و خواص مکانیکی در بهینه‌سازی فرایند

تفجوشی کاربرد دارد. اتمسفر تفجوشی تاثیر مهمی در دانسیته نمونه تفجوشی شده دارد. از میان سه اتمسفر تفجوشی آرگون، نیتروژن و خلا، تفجوشی در خلا بهترین دانسیته را در پی دارد [۶].

فرید اختر [۷] از افزودنی Cu-10Sn برای فعال کردن تفجوشی فاز مایع در فولاد زنگ نزن استفاده کرد. وی با تفجوشی در خلا و تغییر پارامترهای تفجوشی دانسیته و خواص مکانیکی فولاد ۴۱۶ را بررسی کرد. اوزن‌سوی [۸] اثر مس را به عنوان افزودنی بر فولاد زنگ نزن ۳۰۴ بررسی کرد و نشان داد که با افزایش مس از ۰.۲٪ به ۰.۸٪ دانسیته و سختی افزایش می‌یابد. صلاحی نژاد و همکاران [۹ و ۱۰] در بررسی اثر زمان تفجوشی بر خواص مکانیکی فولاد زنگ نزن بدون نیکل Fe-18Cr-8Mn-0.9N به این نتیجه رسیدند که نقش زمان تفجوشی در دمای 1100°C بر چگال شدن کم است و طی پژوهش‌های دیگری سهم نیتروژن را بر مدول الاستیک فشاری فولاد زنگ نزن Fe-18Cr-12Mn-xN بررسی کردند و دریافتند با افزایش غلظت نیتروژن از 0.99 wt% تا 2.31 wt% مدول یانگ کاهش می‌یابد. صلاحی نژاد و همکاران [۱۱] برای نخستین بار از افزودنی Mn-Si برای فعال کردن تفجوشی فاز مایع در فولادهای کاشتنی بدون نیکل استفاده کردند و تاثیر آن را بر افزایش دانسیته در دماهای سینتر گوناگون تایید کردند. در پژوهش‌های صورت گرفته در این زمینه، اغلب سعی بر این بوده که خواص مکانیکی کاشتنی‌ها از جمله داکتیلیتی، چقرمگی، استحکام تسلیم، استحکام نهایی، سختی، ریزسختی و ... افزایش یابد. برای برآوردن این منظور روش‌های گوناگونی بکار گرفته شده است. تغییر نوع آلیاژ، تغییر درصد عناصر موثر بر خواص مکانیکی، استفاده از روش‌های تولید گوناگون از جمله متالورژی پودر یا ریخته‌گری، استفاده از تفجوشی فاز مایع، تغییر نوع افزودنی در تفجوشی فاز مایع و ... از جمله این روش‌هاست. در این پژوهش، سعی بر آن است با ساخت آلیاژ با ترکیب ASTM F2581 به وسیله آلیاژسازی مکانیکی، تفجوشی با یک نوع افزودنی زیست سازگار و تغییر پارامترهای تفجوشی فاز مایع، مقاومت سایشی و سختی این نوع کاشتنی بهبود یابد.

مواد و روش ها

۹۰۰°C و حین ۱ ساعت تفجوشی در دمای ۱۰۵۰°C نمونه‌های فشرده شده، از روش کپسوله کردن استفاده شده است. ابتدا یک سر لوله کوارتز به وسیله شعله اکسی استیلین بسته شد و نمونه یا پودر داخل آن قرار گرفت و از سر دیگر، داخل لوله چندین بار آرگون‌دهی و خلأ (توسط پمپ خلا) صورت گرفت تا میزان اکسیژن باقی‌مانده در کپسول به کم‌ترین مقدار ممکن برسد. در نهایت، همزمان با اعمال خلأ، این سر نیز بسته شد.

بررسی میزان فریت موجود به وسیله دستگاه فریتومتری انجام گرفت. دانسیته نمونه‌ها نیز به کمک روش ارشمیدس بر اساس استاندارد ASTM B962 و مقدار تخلخل موجود در نمونه‌ها با کمک نرم افزار Image Analyzer بررسی و محاسبه شد. برای تعیین سختی نمونه‌ها، از دستگاه سختی سنجی به روش راکول سی (HRC) با جرم اعمالی ۱۵۰ kg استفاده شد. نمونه‌ها با ضخامت ۵ میلی‌متر تا شماره ۱۲۰۰ سمباده‌زنی شد و از ۷ نقطه با فاصله مناسب سختی سنجی بر اساس استاندارد ASTM E18 صورت گرفت و در نهایت، میانگین مقدار آن‌ها گزارش گردید. برای مطالعه رفتار سایشی بر اساس استاندارد ASTM-G99، از دستگاه پین روی دیسک با نیروی اعمالی ۱۰ N و سرعت چرخشی ۰/۰۳ m/s و پین با سختی HRC ۶۵ استفاده شد. نمونه دیسکی شکل و به قطر ۱۰ mm و ضخامت ۴ mm بود که پس از طی مسافت ۵۰۰ متر سایش بر آن اثری دایره‌ای به قطر ۶ mm ایجاد می‌کرد. در نهایت، پس از تعیین کاهش وزن برحسب مقدار افزودنی مورد استفاده، سطح ساییده شده با SEM بررسی شد.

نتایج و بحث

در شکل ۱ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) ذرات پودر آلیاژی با ترکیب ASTM F2581 نشان داده شده است. همان‌گونه که در تصویر مشهود است میانگین اندازه ذرات پودر حدود ۱۰ میکرون است. افزون بر این، می‌توان دریافت که شکل ذرات تقریباً چند ضلعی و بی‌شکل است و این را می‌توان به نرمی نسبی پودر آلیاژی نسبت داد. با افزایش کارسختی حین اعمال تغییرشکل پودرها به وسیله ضربات گلوله و افزایش تدری

برای تولید پودر فولاد زنگ‌نزن با ترکیب ASTM F2581 از روش آلیاژی‌سازی مکانیکی تحت اتمسفر آرگون استفاده شد. برای دستیابی به ترکیب مورد نظر، Fe-17Cr-10Mn-3Mo-0.4Si-0.5N-0.2C (wt%) پودرهای عنصری و پودر نیتريد آهن ($x = 2-4, Fe_x N$) جهت نیتروژن دهی) با یکدیگر مخلوط گردید و سپس در کاپ آلیاژی‌سازی مکانیکی (از جنس فولاد ابزار SPK سخت گردانی شده به روش کوئنچ-تمپر) به وسیله آسیای سیاره ای با سرعت ۵۰۰ دور در دقیقه تحت اتمسفر آرگون به مدت ۴۸ ساعت و در دمای محیط تحت آسیاکاری قرار گرفت.

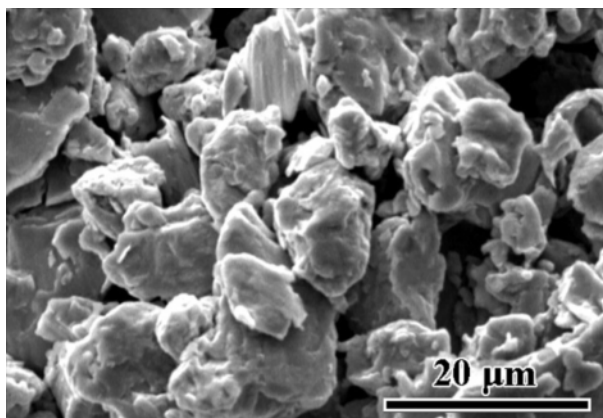
بمنظور بهبود خواص مکانیکی فولاد زنگ‌نزن تولیدی، پودر افزودنی Mn-11.5 wt.% Si بکار گرفته شد. بدین منظور، افزودنی مخلوط پودری مربوطه نیز به مدت ۴۸ ساعت با سرعت ۵۰۰ دور در دقیقه تحت اتمسفر آرگون آسیاکاری گردید. در نهایت، هر دو نوع پودر فولاد زنگ نزن بدون نیکل و کمک سینتر پس از گذراندن مرحله آلیاژی‌سازی، برای تولید نمونه‌هایی با ۰/۲، ۰/۴، ۰/۶ و ۰/۸ (درصد وزنی) کمک سینتر به مدت ۱ ساعت در استون آسیاکاری شدند و به مدت ۴۰ دقیقه در آن با دمای ۵۰ درجه سانتی‌گراد خشک شدند. از میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) جهت مشاهده شکل و اندازه ذرات پودر آلیاژی و کمکی استفاده شد.

بمنظور تنش‌گیری و نرم شدن پودرهای آسیاکاری شده و بهبود رفتار فشردن آن‌ها و دستیابی به تخلخل کم‌تر، پودر بدست آمده از مرحله پیش در محیط خلا به مدت ۷ دقیقه در کوره با دمای ۹۰۰°C آنیل شد. سپس از قالب و سمبه ساخته شده از جنس SPK سخت گردانی شده برای فشردن پودرها استفاده شد. فشار تک محوره به وسیله دستگاه پرس با نیرویی معادل با فشار ۱ GPa و برای کاهش آلودگی بدون حضور روانکار اعمال گردید. قطعات فشرده شده در اتمسفر خلا به مدت ۶۰ دقیقه در کوره با دمای ۱۰۵۰°C تفجوشی شده و پس از آن، برای حفظ ساختار دمای بالا و جلوگیری از تشکیل فازهای نیتريدی و فریت، در آب سرد شدند. برای جلوگیری از اکسیداسیون پودرها حین ۷ دقیقه تنش‌گیری در دمای

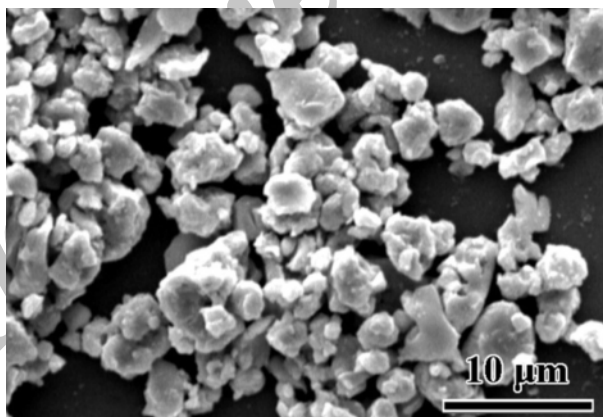
تصویر SEM اندازه ذرات حدود ۲ میکرون است. همان گونه که دیده می‌شود، ریخت‌شناسی ذرات با ۴۸ ساعت آسیاکاری تقریباً کروی و توزیع اندازه ذرات نیز نسبتاً مناسب است.

جدول ۱ چگالی محاسبه شده به روش ارشمیدس، مقدار تخلخل محاسبه شده با کمک Image Analyzer از تصاویر میکروسکوپ نوری نمونه های تفجوشی شده در دمای 1050°C به مدت ۶۰ دقیقه با مقادیر گوناگون ۰، ۲، ۴ و ۶ درصد وزنی افزودنی را نشان می‌دهد.

ذرات پودر بر اثر افزایش درصد نیتروژن حل شده در ساختار، پدیده خرد شدن ذرات رخ می‌دهد. در غیاب و کاهش نیروهای قوی که باعث به هم چسبیدن و جوش خوردن ذرات می‌گردد، کاهش اندازه ذرات خرد شده با این مکانیزم ادامه می‌یابد. در این مرحله تمایل به شکست بر جوش سرد غالب شده و به علت برخورد مداوم گلوله‌ها، ساختار ذرات هموار ظریف‌تر شده و فاصله بین لایه‌ها کاهش می‌یابد [۴]. در شکل ۲ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی ذرات پودر کمک سینتر Mn-Si پس از ۴۸ ساعت آسیاکاری نشان داده شده است. با توجه به



شکل ۱- تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی پودر ASTM F2581 آسیاکاری شده به مدت ۴۸ ساعت.



شکل ۲- پودر کمک سینتر Mn-Si آسیاکاری شده به مدت ۴۸ ساعت.

جدول ۱- چگالی نسبی محاسبه شده به روش ارشمیدس و درصد تخلخل نمونه ها.

چگالی نسبی	درصد تخلخل	میزان افزودنی (wt.%)
۸۳	۱۴	بدون افزودنی
۸۶/۷	۱۱/۵	٪۲
۸۸	۱۰	٪۴
۹۰	۸/۹	٪۶
تغییر شکل نمونه	تغییر شکل نمونه	٪۸

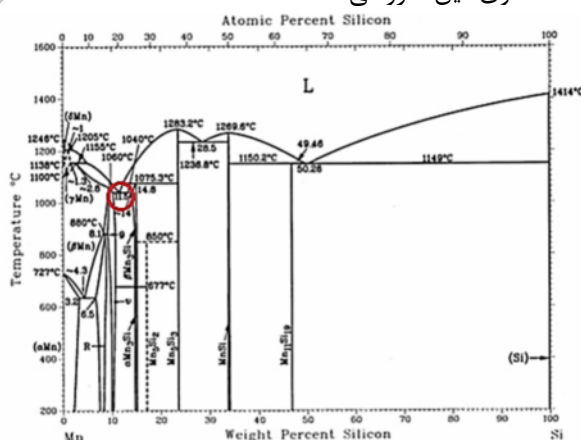
نیستند، نسبت می دهد. بر عکس، در نمونه های حاوی افزودنی دانسیته قابل ملاحظه ای وجود دارد.

همان گونه که با انجام بررسی های گوناگون مشخص گردید استفاده از ۰.۶٪ افزودنی باعث افزایش قابل ملاحظه چگالی و کاهش تخلخلها می گردد. برتری نمونه ۴۸ ساعت آسیاکاری شده، دارای ۰.۶٪ افزودنی افزون بر نانوساختار بودن [۱۳]، به علت وجود مقدار بیشتری از افزودنی است که منجر به تفجوشی بهتر در حضور مقدار بیشتر افزودنی است. افزون بر این، در کاشتنی های فولادی در پی حذف فاز مغناطیسی فریت هستیم زیرا وجود فاز فریت موجب لق شدن کاشتنی در دراز مدت و خارج شدن کاشتنی از جای خود می شود. بررسی فریت احتمالی موجود در نمونه های سینتر شده با کمک دستگاه فریت سنج انجام شد و هیچ گونه اثری از فاز فریت در نمونه ها مشاهده نشد. این پدیده را می توان به وجود عناصر پایدار ساز آستنیت به خصوص نیتروژن و منگنز در ساختار و عملیات حرارتی مناسب نسبت داد.

سختی راکول C نمونه های حاوی ۰، ۰.۲، ۰.۴ و ۰.۶ درصد وزنی افزودنی بر اساس آنچه در جدول ۲ آمده است، با افزایش در مقدار افزودنی افزایش یافته است. این افزایش سختی از ۰.۰٪ تا ۰.۲٪ قابل توجه است به گونه ای که نمونه بدون افزودنی سختی معادل HRC ۲۲/۵ داشته که با اضافه کردن ۰.۲٪ افزودنی به آن عدد سختی به مقدار HRC ۸ افزایش یافته و به HRC ۳۰/۵ رسیده است که به دلیل بهبود ناگهانی در تفجوشی با حضور ۰.۲٪ افزودنی است [۱۱].

وجود اختلافات جزئی بین نتایج در برخی نقاط از این جا ایجاد می شود که در روش محاسبه تخلخل، تصاویر مربوط به مقاطع خاصی از نمونه آنالیز می شود، ولی در محاسبه چگالی به روش ارشمیدس کل نمونه در نظر گرفته می شود و میانگین بهتری از تخلخلها می دهد و شاید بتوان گفت بیشتر می توان به نتایج آن اتکا کرد. با توجه به جدول ۱ مشاهده می شود نمونه بدون حضور افزودنی تخلخل زیادی دارد، ولی با افزودن ۰.۲٪ کمک سینتر به آن دانسیته افزایش نسبتاً زیادی، به دلیل فعال شدن تفجوشی فاز مایع، نشان می دهد. با افزودن میزان کمک سینتر این افزایش دانسیته با شدت کمتری نسبت به قبل ادامه پیدا می کند به گونه ای که در حضور ۰.۶٪ کمک سینتر دانسیته ۰.۹۰٪ قابل دستیابی است. همان گونه که در این جدول دیده می شود، در حضور ۰.۸٪ افزودنی نمونه ها دچار تغییر شکل ناشی از حضور بیش از حد افزودنی شدند. با استفاده بیشتر از ۰.۶٪ افزودنی حجم مذاب به قدری زیاد می شود که نمونه قادر به حفظ شکل اولیه خود نیست.

تشکیل فاز مایع باعث فعال سازی فرآیند تفجوشی با ایجاد سرعت نفوذ بالاتر، بازچینی اجزا، بر طرف کردن تخلخل ها و در نتیجه افزایش دانسیته می شود. همان گونه که در نمودار فازی افزودنی Mn-Si شکل ۳ دیده می شود این آلیاژ در دمای ۱۰۴۰ درجه سانتی گراد دارای یک ذوب یوتکتیک است. بنابراین، با استفاده از این آلیاژ و انجام تفجوشی در دماهای بالاتر از این دما، می توان تخلخل های موجود در قطعه را پر کرد. در نتیجه، دانسیته بسیار کوچک را به نمونه هایی که حاوی این افزودنی



شکل ۳- نمودار فازی افزودنی Mn-Si [۱۲].

جدول ۲- عدد سختی نمونه ها بر حسب مقدار کمک سینتر.

سختی راکول سی (HRC)	میزان افزودنی (wt.%)
۲۲/۵	بدون افزودنی
۳۰/۵	٪۲
۳۳	٪۴
۳۶	٪۶
تغییر شکل نمونه	٪۸

این ساختار نانومتری پس از تفجوشی [۱۶] نسبت داد. بر اساس جدول ۳ نتایج ریزسختی بر نتایج بدست آمده از تست سختی صحنه می گذارد. با افزایش مقدار کمک سینتر و در نتیجه کاهش تخلخل ریزسختی افزایش می یابد. هر چند که انتظار می رود افزایش میکروسختی با شدت کمتری صورت گیرد زیرا سعی بر این است میکروسختی از قسمت های بدون تخلخل نمونه انجام گیرد، ولی بر اساس شکل ۴ تخلخل های خیلی ریز در سرتاسر نمونه وجود دارد و ریزسختی را تحت تاثیر قرار می دهد، لذا کاهش تخلخل های خیلی ریز بر آن موثر است و موجب رشد ریزسختی با شیب بیش تر از حد انتظار می شود، ولی تست سختی بر سطح میانگینی از تخلخل های ریز و درشت و زمینه می باشد که با این حساب به واقعیت نزدیک تر است.

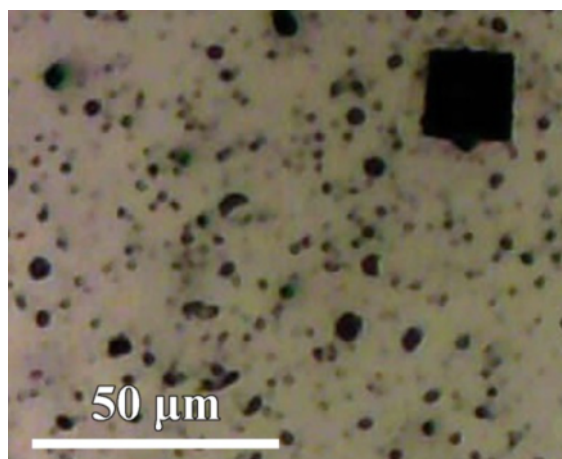
سختی فولادهای زنگ نزن آستنیتی 316L ریخته گری حدود HV ۲۰۰ است. علت میکروسختی های قابل توجه نمونه های مورد آزمایش، درصد بالای نیتروژن حل شده در ساختار و اندازه بلورهای نانومتری می باشد. سختی بیش تر تابع درصد نیتروژن آلیاژهاست و نقش درصد منگنز فقط بر میزان نیتروژن حل شده در ساختار می باشد و در حضور نیتروژن، درصد منگنز به گونه مستقل اثر محسوسی بر خواص ندارد زیرا اثر استحکام بخشی عناصر بین نشین چندین برابر بیش تر از عناصر جانشین است.

ثابت شده است که در آلیاژهای با درصد منگنز بیش تر، در یک زمان آسیاکاری مشخص، نیتروژن بیش تری حل می شود [۲۰].

با افزایش افزودنی تا ۴٪ سختی افزایش HRC ۲/۵ را نسبت به نمونه ۲٪ داشته که افزایش کمتری نسبت به مرحله پیش در سختی بر حسب مقدار افزودنی است. همین روند در مورد میزان افزایش سختی با افزایش کمک سینتر از ۴٪ به ۶٪ قابل مشاهده است. با توجه به جدول ۲، بهترین میزان افزودنی برای افزایش در سختی کاشتنی تولیدی با ۶٪ افزودنی می باشد. این افزایش سختی را می توان به افزایش چگالی نمونه ها یا کاهش تخلخل با افزایش در میزان کمک سینتر نسبت داد. چگالی نسبتاً پایین قطعات و حضور حدود ۱۴٪ تخلخل در ساختار نمونه بدون افزودنی سبب شده است سختی بالک نمونه ها چندان بالا نباشد و حساسیت به درصد نیتروژن، کمتر از حساسیت میکروسختی نواحی بدون تخلخل باشد، به بیان دیگر، وجود تخلخل در ساختار، با یک ضریب ثابت، سبب کاهش سختی آلیاژهای متخلخل در مقایسه با نمونه های بدون تخلخل می شود. در فولادهای نیتروژن دار بخش زیادی از سختی به خاطر نیتروژن حل شده در ساختار است. در این فولادها آئیل در دمای بالا سبب خروج اتم های نیتروژن از ساختار می شود. نتایج آنالیز نیتروژن نمونه ها پس از تفجوشی با روش کپسوله کردن نشان داد کاهش درصد نیتروژن کم تر از ۰/۰۵٪ بوده است که علت آن محدود بودن فضای داخلی کپسول های کوارتز می باشد. با خروج مقداری از نیتروژن از سطح پودرها، داخل کپسول گاز نیتروژن تشکیل می شود. پس از مدتی فشار این گاز و اکتیویته نیتروژن در آلیاژها به تعادل می رسد و درصد نیتروژن در فولاد ثابت می ماند [۱۴]. از سوی دیگر، سختی نسبتاً بالای تمام نمونه ها را می توان به ساختار نانومتری نمونه های تولید شده با آلیاژسازی مکانیکی [۱۵] و حفظ

جدول ۳- ریزسختی نمونه ها بر حسب مقدار کمک سینتر.

میزان ریزسختی ویکرز (HV)	میزان افزودنی در نمونه کاشتنی (wt.%)
۲۶۷	بدون افزودنی
۲۸۴	٪۲
۲۹۳	٪۴
۳۰۷	٪۶
تغییر شکل نمونه	٪۸



شکل ۴- تصویر نوری از اثر پین بر سطح نمونه در ریزسختی سنجی به روش ویکرز

از ۱۰-۷٪ و ابعاد آن‌ها بزرگ‌تر از $12 \mu\text{m}$ باشد، محصولات سایس^۱ در آن‌ها جمع شده و سبب افزایش سطح تماس واقعی و کاهش فشار اعمالی می‌شود که مقاومت سایشی را بهبود می‌دهد. افزون بر این، ذرات ریز ناشی از سایس نمونه و پین می‌تواند در حفرات به دام بیفتد و در تعیین کاهش وزن نمونه پس از سایس قابل تفکیک نباشد [۱۷] و [۱۸]. بر حسب این تحلیل، به نظر می‌رسد کاهش وزن نمونه تفجوشی شده بدون حضور افزودنی کم‌تر از مقدار واقعی است. شیب نمودار از ۴٪ به ۶٪ نیز تقریباً برابر با شیب از ۲٪ تا ۴٪ ادامه یافته است.

با توجه به تصاویر SEM در شکل ۶ مکانیزم سایس چسبان^۲، پس از طی مسافت ۵۰۰ متر در مورد آلیاژ تولیدی به روش متالوژی پودر دیده می‌شود. آثار کندگی شدید و پولکی شکل بیانگر مکانیزم سایس چسبان است. در مکانیزم سایس چسبان بر اثر ایجاد پیوند فلزی قوی بین سطح در تماس پین و نمونه، تنش برشی وارده بر اثر

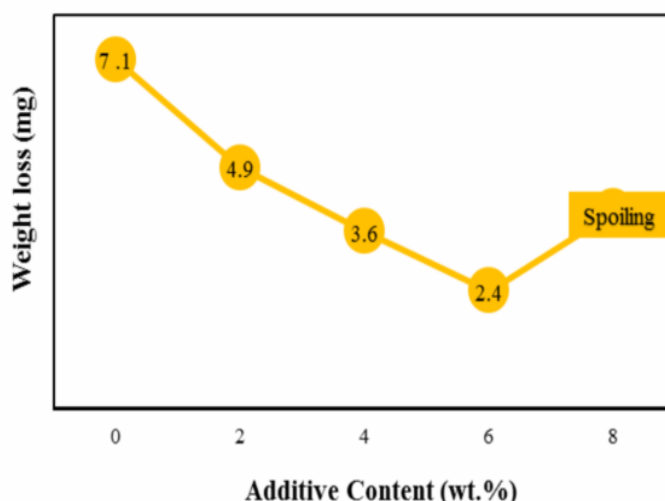
منگنز در ساختار فولاد به صورت جانشینی حل می‌شود، از آنجایی که اندازه اتم‌های منگنز کوچک‌تر از آهن است، افزایش درصد منگنز سبب بزرگ‌تر شدن فضاهای بین‌نشینی شبکه می‌شود که خود سبب افزایش حلالیت نیتروژن می‌شود.

در شکل ۵ مقدار کاهش وزن چهار نمونه سایشی با طی مسافت ۵۰۰ متر و نیروی اعمالی ۱۰ نیوتن، بر حسب مقدار کمک سینتر آورده شده است که نشان می‌دهد نمونه با ۶٪ افزودنی مقاومت سایشی بهتری (کاهش وزن کم‌تری) از خود نشان می‌دهد. کاهش وزن در نمونه بدون افزودنی ۷/۱ میلی گرم و در نمونه با ۲٪ افزودنی ۴/۹ میلی گرم می‌باشد. شیب نمودار از نمونه ۲٪ تا ۴٪ بر خلاف آنچه انتظار می‌رود نسبت به شیب از ۰٪ تا ۲٪ تغییر چندانی نکرده است.

به بیان دیگر، انتظار داشتیم شیب نمودار از ۰٪ به ۲٪ بیش‌تر از آنچه مشهود است، باشد که علت را می‌توان این گونه توضیح داد که درصد و اندازه تخلخل‌ها بر رفتار سایشی موثر می‌باشد. هنگامی که درصد آن‌ها بیش

¹ - Debris

² - Adhesive wear



شکل ۵- مقدار کاهش وزن نمونه ها بر حسب مقدار کمک سینتر.

ساختار نانومتری، سختی نسبتاً بالایی دارد. افزون بر این، حضور نیتروژن بین نشین در ساختار، با کاهش انرژی نقص چیدمان (SFE)، سبب ایجاد ساختار نابه‌جایی صفحه‌ای و فعال شدن دوقلوبی‌ها حین تغییر شکل و بیش‌تر شدن نرخ کار سختی می‌شود. در فولادهای پر نیتروژن، از آن‌جایی که نیتروژن پایدار کننده قوی آستنیت است، تمایل به تشکیل مارتنزیت حین تغییر شکل (در این جا سایش) را از بین می‌برد و مکانیزم کارسختی در این فولادها بر خلاف فولاد 316L، این پدیده نمی‌باشد [۱۹].

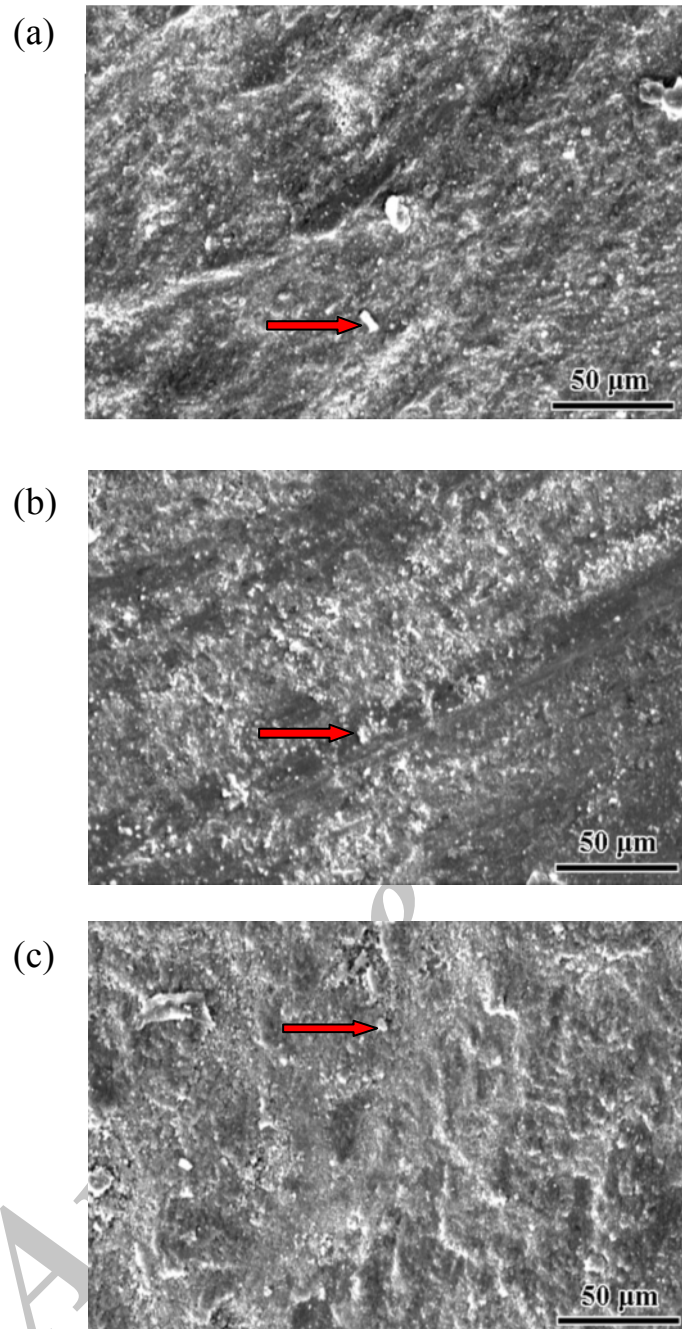
نتیجه گیری

با آسیاکاری به وسیله آسیای گلوله ای پر انرژی، پودرهای آلیاژی فولادی با ترکیب ASTM F2581 و پودر کمک سینتر Mn-Si تولید شد. استفاده از ۶٪ افزودنی باعث افزایش قابل ملاحظه دانسیته و کاهش تخلخل‌ها می‌شود. مکانیزم سایش این نوع از کاشتنی چسبان بوده و در حضور ۶٪ افزودنی بیش‌ترین مقاومت به سایش و سختی را از خود نشان می‌دهد.

چرخش نسبی این دو، سبب شکستن پیوندهای اتمی لایه‌های زیری سطح و کنده شدن لایه سطحی می‌شود. شکل ۶ (a) تصویر SEM سطح سایش نمونه تفجوشی شده بدون حضور افزودنی را نشان می‌دهد. مطابق با تصویر، با تغییر شکل لایه‌های سطحی نمونه، بین لایه سطحی و زیرین، ترک‌هایی ایجاد و سبب لایه لایه شدگی^۱ می‌شود. با توجه به سختی کم‌تر و کارپذیری بیش‌تر این نمونه طی سایش کارسخت شده و میکروتورک‌ها بزرگ شده اند و در اثر سایش خستگی به صورت لایه ای جدا شده اند. در شکل ۶ (b) مکانیزم سایش چسبان واضح‌تر است و پولک‌ها ریزتر، ولی تعداد آن‌ها در واحد سطح بیش‌تر شده است که به خاطر سختی و مدول یانگ بالاتر در نمونه ۲٪ با تخلخل کم‌تر است. همان گونه که دیده می‌شود تخلخل‌ها در این نمونه نسبت به شکل ۶ (a) ریزتر شده اند. این روند با افزایش در میزان افزودنی شدت می‌یابد به گونه‌ای که در شکل ۶ (c) به خاطر سختی و تردی بیش‌تر نمونه پولک‌های ریزتر با تعداد بیش‌تر قابل مشاهده است به گونه ای که جدایش در ذرات پودر قابل مشاهده است.

مطالعات نشان داده است که مقاومت سایشی در فلزات متناسب با سختی نمونه حین آزمایش است. نمونه با وجود تخلخل‌های زیاد ناشی از متالورژی پودر، به واسطه

^۱ - Delamination



شکل ۶- تصویر SEM از سطح سایش نمونه های تفجوشی شده با (a) ۰٪، (b) ۲٪ و (c) ۶٪ وزنی افزودنی پس از طی مسافت ۵۰۰ متر (بولک ها با فلش نشان داده شده اند).

References

- ۱- و. فتحی و م. ح. مرتضوی، "مقدمه ای بر بیومواد (مواد زیستی پزشکی)", انتشارات اردکان، ۱۳۸۱.
- 2- G. Balachandran, M. L. Bhatia, N. B. Ballal, and P. K. Rao, "Some theoretical Aspects on Designing Nickel Free High Nitrogen Austenitic Stainless Steels", ISIJ International, Vol. 41, pp. 1018-1027, 2001.
- 3- P. J. Uggowitzer, R. Magdowski, and M. O. Speidel, "Nickel Free High Nitrogen Austenitic Steels", ISIJ International, Vol. 36, pp. 901-908, 1996.
- 4-C. Suryanarayana, "Mechanical Alloying and Milling." Progress in Materials Science, Vol. 46, pp. 1-184, 2001.
- 5- R. M. German, "Liquid Phase Sintering",

- Plenum Press, New York, NY, 1985.
- 6- S. Farooq, A. Bose and R. M. German, "Theory of Liquid Phase Sintering Model Experiments on W-Ni-Fe Alloy System", Progress in Powder Metallurgy, Vol.43, pp 65-77, 1987.
- 7- F. Akhtar, "Effect of Additive Cu-10Sn Alloy on Sintering Behavior of Elemental Powders in Composition of 465 Stainless Steel", Journal of Iron And Steel Research, International, Vol. 14, pp. 61-64, 2007.
- 8- D. Uzunsöy, "The characterisation of PM 304 Stainless Steel Sintered in the Presence of a Copper Based Additive", Materials Letters, Vol. 61, pp. 10-15, 2007.
- 9- E. Salahinejad, R. Amini, M. Marasi and M. J. Hadianfard, "The Effect of Sintering Time on the Densification and Mechanical Properties of a Mechanically Alloyed Cr-Mn-N stainless Steel", Materials and Design, Vol. 31, pp. 527-532, 2010.
- 10- E. Salahinejad, R. Amini and M.J. Hadianfard, "Contribution of Nitrogen Concentration to Compressive elastic Modulus of 18Cr-12Mn-xN Austenitic Stainless Steels Developed by Powder Metallurgy", Materials and Design, Vol. 31, pp. 2241-2244, 2010.
- 11- E. Salahinejad, M. J. Hadianfard, M. Ghaffari, Sh. Bagheri Mashhadi, and A. Okyay, "Liquid-Phase Sintering of Medical-Grade p558 Stainless Steel Using a New Biocompatible Eutectic Additive", Materials Letters, Vol. 74, pp. 209-212, 2012.
- 12- ASM Handbook, Alloy Phase Diagrams, ASM International, Volume 3, 1992.
- 13- E. Salahinejad, M.J. Hadianfard, M. Ghaffari, S. Bagheri Mashhadi, Ali K. Okyay, "Fabrication of Nanostructured Medical-Grade Stainless Steel by mechanical Alloying and Subsequent Liquid-Phase Sintering", Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 43, pp. 2994-2998, 2012.
- 14- R. Amini, E. Salahinejad, M.J. Hadianfard, E. Askari Bajestani and M. Sharifzadeh, "A Novel Approach to Quantify Nitrogen Distribution in Nanocrystalline-Amorphous Alloys", Journal of Alloys and Compounds, Vol. 509, pp. 2248-2251, 2011.
- ۱۵- علیرضا عبدالهی، علی علیزاده، "تولید نانوکامپوزیت دو جزئی فوق مستحکم زمینه آلومینیومی به روش الیازسازی مکانیکی و اکستروژن داغ و بررسی خواص مکانیکی آن"، مجله مواد نوین، جلد ۴، شماره ۱، ص ۸۳-۹۸، پاییز ۱۳۹۲
- 16- M. Javanbakht, M.J. Hadianfard, E. Salahinejad, "Microstructure and Mechanical Properties of a New Group of Nanocrystalline Medical-Grade Stainless Steels Prepared by Powder Metallurgy" Alloys and Compounds, vol. 624, pp. 17-21, 2015.
- 17- K. Kameo, K. Nishiyabu, K. Friedrich, S. Tanaka, and T. Tanimoto, "Sliding Wear Behavior of Stainless Steel Parts Made by Metal Injection Molding (MIM)." Wear, Vol. 260, pp. 674-686, 2006.
- 18- H. O. Gulsoy, "Dry Sliding Wear in Injection Molded 17-4 PH Stainless Steel Powder with Nickel Boride Additions.", Wear, Vol. 262, pp. 491-497, 2007.
- 19- E. Salahinejad, R. Amini, M. Marasi, M.J. Hadianfard, "Microstructure and wear Behavior of a Porous Nanocrystalline Nickel-free Austenitic Stainless Steel Developed by Powder Metallurgy", Materials and Design, vol. 31, pp. 2259-2263, 2010.
- 20- M. Sumita, T. Hanawa, and S.H. Teoh, "Development of Nitrogen containing Nickel-Free Austenitic Stainless Steels for Metallic Biomaterials- Review", Materials Science and Engineering C, Vol. 24, pp. 753-760, 2004.