تحلیل ریزساختار و سطح شکست و اندازه‌گیری استحکام خمشی فولاد متالورژی پودر کروم – مولیبدن

اسماعیل گنجه* و حمید خرسند**

دانشگاه آزاد اسلامی، واحد تهران شمال، باشگاه پژوهشگران جوان، تهران، ایران

بخش مهندسی مواد، دانشکدهٔ مهندسی مکانیک، دانشگاه صنعتی خواجه نصیر الدین طوسی

(دریافت مقاله: ۱۳۹۰/۴/۷– دریافت نسخه نهایی: ۱۳۹۰/۱۲/۶)

چکیده – سطح شکست فولادهاي متالورژي پودر به عوامل مختلفي مثل ساختار تخلخل، چگالي، نوع روش آلیاژ سازي، سطح اتصال بین پودرها (گردنه‌هاي تف جوشي)، همگني ریزساختار و نوع بار اعمالي بستگي دارد. بررسي ریزساختار اطراف محل رشد ترك نیز به تحلیل رشد و اشاعه ترك کمك شاياني خواهد کرد. در این تحقیق رفتار و مکانیزم ترك ناشي از تست خمش سه نقطه‌اي بر فولاد متالورژي پودر کروم - مولیبدن دار تحت سه چگالي (۷٫۲ g/cm³، ۷٫۰، ۶٫۷) مختلف مورد مطالعه قرار گرفت. طبق نتایج، در اطراف محل رشد و اشاعه ترك عنصر آلیاژي مولیبدن به شدت افزایش یافته است که دلیل اصلي شکست است. همچنین مسیر رشد ترك از میان تیغه‌هاي مارتنزیت/بینیت و تخلخلهاي با گوشه‌هاي تیز بود.

واژگان کلیدی : **متالورژي پودر، خواص مکانیکي، ریزساختار، رفتار ترك، سطح شکسته**

---

* – فارغ التحصیل کارشناسی ارشد ** – استادیار

[DOR: 20.1001.1.2251600.1391.31.1.4.6]

Evaluation of Microstructure, Quantitative Fractography and Bending Strength in Cr-Mo Powder Metallurgy Steel

E. Ganjeh and H. Khorsand

Young Researchers Club, Tehran North Branch, Islamic Azad University, Tehran, Iran
Materials science and engineering Division, Mechanical Engineering Department, K.N. Toosi University of Technology, Tehran, Iran

Abstract: ***The fracture surfaces of PM Cr-Mo steels intensively depends on pores structure, densification, diffusion of alloying elements, contact area between particles (sinter necks), microstructural homogeneity, and type of applied load. Also, knowing about element distribution in PM parts to evaluate what places are good for crack growth, nucleation and coalescenc is important. In this investigation, fracture surfaces and crack growth mechanism for element distribution environments of cracks were studied under the three point bending (TPB) test. In this work, crack growth mechanism in Cr-Mo PM parts with three different densities (6.7, 7 and 7.2 g/cm^3), were evaluated accurately. Crack walk occurred in some places that had more alloying elements, particularity molybdenum. In addition, crack route was obtained from among the sharpened porosities and martensite/bainite structures.***

Keywords: ***powder metallurgy (PM), mechanical property, microstructure, crack behavior, fracture surface.***

۱- مقدمه

گسترش روز افزون قطعات متالورژی پودر به عنوان یکی از روشهای شکل دادن مواد به ویژه در صنایع خودرو سازی بیانگر جذابیتهای خاص این روش از بَعد مسائل فنی اقتصادی است. از جمله کاربردهای صنعتی این فرایند می‌توان به ساخت قطعاتی نظیر انواع چرخ دنده‌های قوای محرکه، میل بادامک، شاتون، پیستون و غیره اشاره کرد که با توجه به مواد اولیه مصرفی کمتر، کاهش در تعداد مراحل تولید و هزینه ماشین کاری کمتر، احاطه کامل برروی تحلیل، توانایی تکرار، تولید بالا و ... نسبت به سایر روشهای تولید نظیر ریخته‌گری از جذابیت بیشتری برخوردار بوده و منجر به کاهش وزن و کاهش قیمت قطعات مذکور به خصوص در تیراژهای تولید بالا (مشخصه بارز صنایع خودروسازی) می‌شود. همچنین سهم تولید این روش در صنایع خودروسازی ۷۰-۸۰ درصد گزارش شده است[۱ و ۲].

به‌طور کلی خواص قطعات متالورژی پودر به شکل و توزیع حفرات، همگن یا نا همگن بودن ریزساختار، چگالی و پارامترها و تف جوشی[۱] وابسته است. تأثیر درصد تخلخلهای داخلی و همچنین شکل و اندازه حفرات بر خواص مکانیکی به مراتب بیشتر از ترکیب شیمیایی است. حفرات به عنوان محلهای تمرکز تنش، مکانهای مناسبی برای رشد ترک در حین سرویس‌اند[۳]. این حفرات می‌توانند ایزوله[۲] (بسته)، به هم پیوسته[۳] (باز) یا مخلوطی از این دو باشند. حفرات به هم پیوسته اثر بیشتری بر تضعیف خواص مکانیکی (کشش، خمش و خستگی) دارند و مکانهای مرجحی برای جوانه زنی و رشد هستند. درصد و مورفولوژی تخلخل و نوع ریزساختار نقش اساسی در حین تغییر شکل ایفا می‌کنند. در واقع، عناصر آلیاژی و نوع عملیات حرارتی باعث تشکیل فازهای ترد، ریزساختارهای ناهمگن و کرویتر شدن حفرات در حین تف جوشی می‌شوند[۴-۸]. ریزساختار حاصل در قطعات متالورژی پودر با توجه به روش آلیاژ سازی (استفاده از پودرهای پیش آلیاژی[۴]، با باندهای نفوذی[۵] و از پیش مخلوط شده[۶]) می‌تواند همگن و یا ناهمگن باشد. بنابراین بررسی نوع تنشهای استاتیکی و دینامیکی مثل خمش و خستگی بر قطعات متالورژی پودری که تحت بارگذاریهای شدید (مانند قطعات موتوری و چرخ دنده‌های انتقال نیرو) هستند، مورد نیاز است[۱ و ۲].

آزمون خمش سه نقطه‌ای یکی از متداولترین آزمونها برای اندازه‌گیری استحکام قطعات متالورژی پودر با قابلیت شکل پذیری کم (به ویژه برای ارزیابی استحکام خام) است. آزمون خمش سه نقطه‌ای نسبت به خستگی بسیار راحت‌تر و سریع‌تر بوده، که توسط آن می‌توان رفتار ترک و نوع شکست را

[DOR: 20.1001.1.2251600.1391.31.1.4.6]

جدول ۱- میزان عناصر آلیاژی در پودر پایه آهنی مورد استفاده در این تحقیق بر حسب درصد وزنی.

نیکل	مس	کروم	مولیبدن	اکسیژن	کربن	آهن
<۰/۰۱	۰/۱	۳	۰/۵	۰/۱	<۰/۰۱	بقیه

مشخص کرد. همچنین آزمون خمشی برای اندازه‌گیری استحکام مواد تردی که در حین آزمون کشش دچار شکست در محل گیره‌های دستگاه می‌شوند، مناسب است. بنابراین آزمون خمشی روشی ایدئالی برای مواد تردی محسوب می‌شود که منحنی تنش - کرنش آنها قبل از شکست به‌صورت الاستیکی است[۹].

در تحقیقاتی که تا کنون صورت گرفته است، محققان زیادی تأثیر عناصر گوناگونی از قبیل نیکل، کروم، مولیبدن و مس [۳ و ۱۰] را بر روی فولادهای متالورژی پودر مشابه بررسی کرده‌اند. آزمایشها نشان می‌دهد که افزودن مولیبدن سبب کاهش فاز مایع و در نتیجه کاهش چگالی تف جوشی می‌شود، اما سختی نمونه‌ها به دلیل تشکیل محلول جامد، افزایش می‌یابد. استفاده از کروم سبب ثبات ابعادی، مقاومت فشاری، بهبود خواص مکانیکی و سختی می‌شود.

هدف از انجام این تحقیق، مطالعه دقیق مکانیزم و تحلیل رشد ترک، سطح شکست و اندازه‌گیری استحکام شکست خمشی بر فولاد متالورژی پودر AstaloyCrM® تحت خمش سه نقطه‌ای تحت چگالیهای مختلف (۶/۷، ۷/۰، ۷/۲ g/cm^3) است. عموماً، این آزمون استاتیکی برای اندازه‌گیری استحکام خمشی به کار می‌رود.

۲- مواد و روش تحقیق

پودر مورد استفاده در این تحقیق ساخت شرکت هوگاناس[۷] سوئد با نام تجاری AstaloyCrM® بود. ترکیب شیمیایی این پودر در جدول (۱) آمده است. انتخاب این نوع پودر با هدف جذابیت کاربرد در صنعت خودرو سازی صورت پذیرفته است که معمولا در ساخت انواع چرخ دنده‌های انتقال نیرو، یاتاقانها، بوشها، میل‌سوپاپ، شاتون و بسیاری دیگر از قطعات خودرو استفاده می‌شود. پودر پایه آهنی مورد استفاده در این آلیاژ، به روش افشانشی آبی تولید شده بود. عناصر کروم و مولیبدن باعث افزایش سختی پذیری و استحکام نمونه می‌شوند[۱۰ و ۱۱].

۲-۱- آماده سازی نمونه

جهت آماده سازی نمونه‌ها، ۰/۵ درصد کربن (گرافیت) و ۰/۸ درصد استئارات روی[۸] به‌عنوان روانساز به مخلوط اضافه شد. سپس نمونه‌های حاوی کربن و روانساز بعد از مخلوط شدن به‌مدت ۲۰ دقیقه با سرعت ۱۸ دور بر دقیقه در یک مخلوط کن، در قالب مورد نظر به‌صورت تک محوره توسط یک پرس هیدرولیک ۱۰۰ تنی در دمای اتاق فشرده شدند. نتیجه حاصل، تولید قطعات دمبلی شکل طبق استاندارد [۱۲] ASTM E8 بود. نمونه‌های فشرده شده، در دمای ۶۵۰ °C برای از بین بردن روانساز گرما دهی شدند. سپس عملیات تف جوشی در دمای ۱۱۲۰°C به مدت ۳۰ دقیقه و در اتمسفر N_2-$10H_2$ انجام شد. در نهایت نمونه‌ها با سرعت سرد شدن حدود ۱ °C/s در محیط اتمسفر کنترل شده حاوی آمونیاک شکسته (N_2-$10H_2$) سرد شدند.

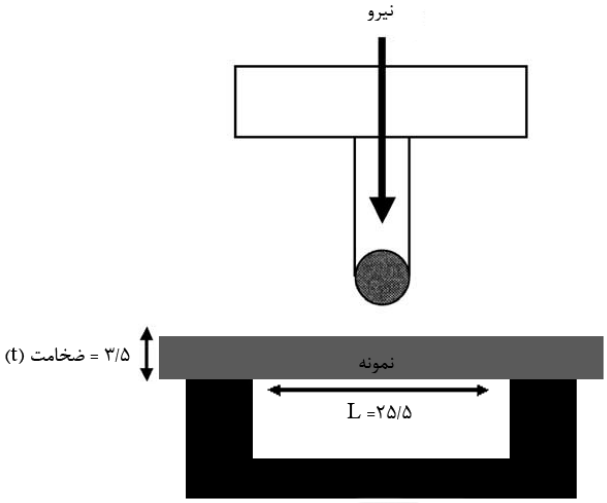
۲-۲- چگالی سنجی

آزمون تعیین چگالی نمونه‌ها با استفاده از روش غوطه‌وری در آب طبق استاندار ASTM-B328 [۱۳] تعیین شدند.

۲-۳- آزمونهای مکانیکی

آزمونهای خمش سه نقطه‌ای، کشش و سختی سنجی (مقیاس راکول) برای هر نمونه انجام شد. برای تعیین استحکام خمشی شکست[۹] از دستگاه کشش مدل Zwick/ Reoll Z050، که قابلیت انجام آزمون خمش سه نقطه را نیز داشت، استفاده

[DOR: 20.1001.1.2251600.1391.31.1.4.6]



شکل ۱ - شماتیک آزمون خمش سه نقطه‌ای (ابعاد به میلی متر می‌باشند).

شد. ابتدا برای انجام این آزمون، نمونه‌ها طبق استاندارد ASTM B 528-99 [۱۴] و به ابعاد mm^3 ۳۲×۶×۳/۵ ماشینکاری شدند و میانگین نتایج به‌دست آمده به‌عنوان استحکام خمشی شکست گزارش شد. سرعت حرکت فک بالایی دستگاه ۱mm/min و فاصله دو فک زیری[۱۰] از هم ۲۵/۵ mm تنظیم شد. شماتیک انجام آزمون خمش سه نقطه‌ای در شکل (۱) نشان داده شده است. تمامی آزمونهای مکانیکی در دمای اتاق صورت گرفتند. برای اندازه‌گیری استحکام شکست خمشی از معادله (۱) استفاده شد:

$$TRS = \frac{3 \times P \times L}{2 \times t^2 \times w} \qquad (۱)$$

که؛ TRS = نیروی شکست خمش (MPa)، L = فاصله بین دو فک بر حسب متر، w = عرض نمونه بر حسب متر، t = ضخامت نمونه بر حسب متر و P = نیروی شکست بر حسب نیوتن‌اند.

۲-۴- آزمایش متالوگرافی

پس از اتمام عملیات تف جوشی از نمونه‌های متالورژی پودر در چگالیهای مختلف، نمونه‌های متالوگرافی تهیه شد. برای بررسی ریز ساختار و مشاهده نحوه رشد ترک، نمونه‌ها قبل و بعد از اچ بررسی شدند. از محلول اچ نیتال ۳٪ برای حکاکی استفاده شد. درنهایت ریزساختار نمونه‌ها توسط میکروسکوپ نوری مدل IMI-420 مورد بررسی قرار گرفت.

۲-۵- تحلیل SEM

قبل از انجام مشاهدات ریزساختاری، ابتدا نمونه‌ها در استون با امواج التراسونیک تمیزکاری شدند. سطوح شکست ناشی از آزمون خمشی با میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل JSM-6360 (JEOL, Japan) مجهز به طیف سنج تفکیک انرژی[۱۱] به منظور مشاهده و تحلیل عنصری اطراف محل رشد و اشاعه ترک بررسی شدند.

۲-۶- تحلیل پراش پرتوی ایکس (XRD)

به منظور تعیین ریزساختار نمونه، از تحلیل پراش پرتوی X استفاده شد. دستگاه XRD مورد استفاده مدل Shimadzu (x2), بود که نمونه‌ها تحت ولتاژ ۴۰ kV ، آمپر ۴۰ mA، سرعت اسکن ۳ °/min تحت آند $CuK\alpha_1$ قرار گرفتند. برای تحلیل نوع فازهای تشکیل شده در نمونه از برنامه X'Pert HighScore PANalyticalاستفاده شد.

۳- نتایج و بحث

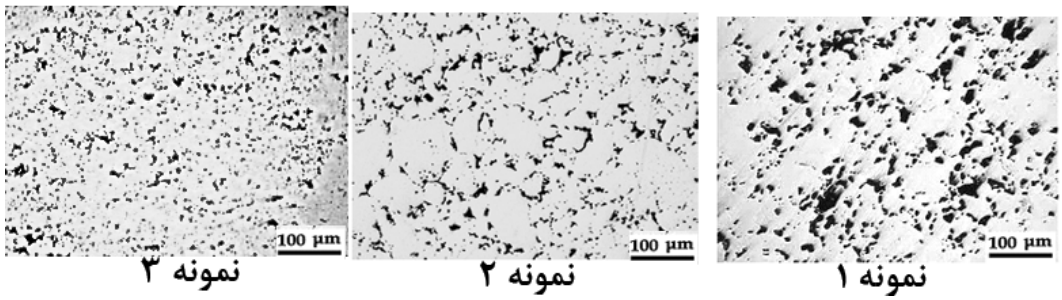
۳-۱- خواص مکانیکی

خواص مکانیکی نمونه‌ها در جدول (۲) گرد آوری شده است. لازم به ذکر است که نتایج به‌دست آمده مقدار میانگین نتیجه آزمونها می‌باشد. مطابق انتظار تمامی خواص مکانیکی با افزایش چگالی افزایش یافته است. خواص مکانیکی قطعات متالورژی پودر به میزان چگالی و ساختار درونی حفرات بستگی دارد [۱۵ و ۱۶]. افزایش چگالی باعث افزایش مدول یانگ می‌شود، که این یعنی ماده تنش بیشتری را قبل از شکست تحمل می‌کند [۵]. تجمع حفرات به‌صورت خوشه‌ای باعث افزایش میزان کرنش موضعی می‌شود و در نتیجه باعث کاهش استحکام

[DOR: 20.1001.1.2251600.1391.31.1.4.6]

جدول ۲- خواص مکانیکی نمونه‌های تف‌جوشی شده.

مشخصه	نمونه ۱	نمونه ۲	نمونه ۳
چگالی تف‌جوشی (g/cm^3)	۶/۷	۷/۰	۷/۲
تخلخل (٪)	۱۴/۹	۱۱/۱	۸/۵
استحکام تسلیم (MPa)	۵۲۰	۶۲۵	۷۲۵
استحکام کششی (MPa)	۷۳۰	۸۵۰	۹۵۰
مدول الاستیک (GPa)	۱۱۵	۱۳۰	۱۴۰
درصد ازدیاد طول	۱/۲	۱/۵	۱/۷
سختی (R_B)	۷۵	۷۸	۸۰



شکل ۲ - ساختار تخلخلی با میکروسکوپ نوری برای نمونه ۱ ($6/7\ g/cm^3$) ، نمونه ۲ ($7/0\ g/cm^3$) و نمونه ۳ ($7/2\ g/cm^3$).

و چقرمگی خواهد شد. همچنین، افزایش تخلخل در قطعه باعث می‌شود تا شکل حفرات از حالت کروی خارج شده و میزان حفرات به هم پیوسته نیز افزایش یابد [۱۷].

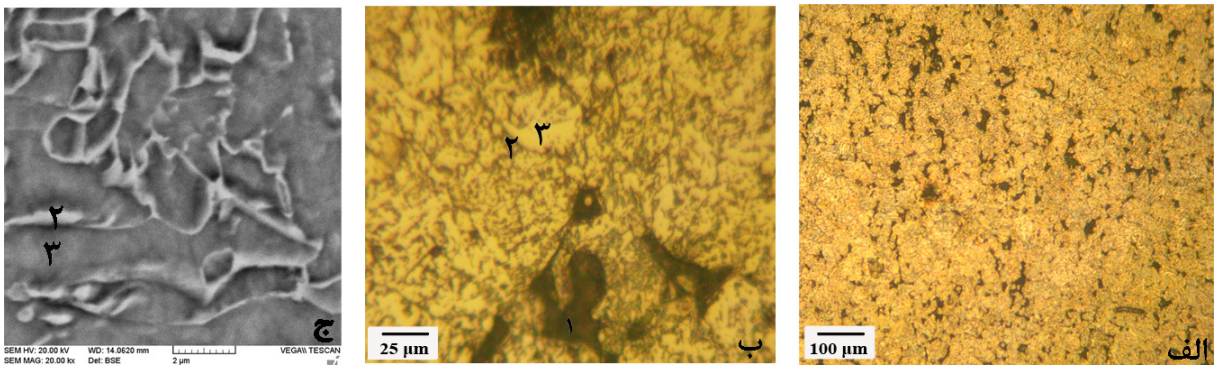
۳-۲- مشاهدات میکروسکوپی

بهترین نتایج میکروسکوپی برای تحلیل مکانهای رشد و اشاعه ترک، برروی نمونه‌هایی با چگالی $7/2\ g/cm^3$ مشاهده شد، لذا برای بررسی ریزساختار و تحلیل رشد ترک، این نمونه‌ها به‌عنوان نمونه شاهد انتخاب شدند.

در شکل (۲) ساختار تخلخلی نمونه‌ها پس از تف‌جوشی نشان داده شده است. با توجه به شکل (۲) ملاحظه می‌شود با افزایش میزان چگالی، توزیع تخلخلها یکنواخت تر، شکل حفرات کرویتر و درصد تخلخلهای به هم پیوسته کمتر خواهد شد.

اثر مهم عناصر آلیاژی کروم و مولیبدن علاوه بر افزایش خاصیت سختی پذیری، باعث افزایش دمای دگرگونی یوتکتوئید و کاهش مقدار کربن در این تحول می‌شود. البته این عناصر اثر بیشتری بروی تغییر درصد کربن در تحول یوتکتوئید دارند. وجود ۳٪ وزنی کروم باعث افزایش دمای یوتکتوئید تا دمای ۷۷۵ °C و کاهش درصد کربن تا ۰/۵۵٪ وزنی می‌شود[۱۸]. علاوه بر این، افزودن ۰/۵٪ وزنی مولیبدن میزان درصد کربن تحول را به ۰/۵٪ وزنی کربن کاهش می‌دهد . تحت شرایط تف جوشی معمولی (دمای ۱۱۲۰ °C به‌مدت ۳۰ دقیقه و سرعت سرد شدن ۱ °C/s) فازهای تشکیل شده می‌توانند سمنتیت، کاربید عناصر آلیاژی و مارتنزیت/بینیت باشند. ریزساختار گزارش شده برای فولاد متالورژی پودر Astaloy CrM با مقدار کربن بیشتر از ۰/۴٪، شامل بینیت/مارتنزیت‌اند. تحت نرخ سرمایش کند، بینیت فاز غالب خواهد بود که در صورت افزایش نرخ سرمایش، فاز مارتنزیتی در ریزساختار گسترش می‌یابد. در صورتی‌که میزان

[DOR: 20.1001.1.2251600.1391.31.1.4.6]

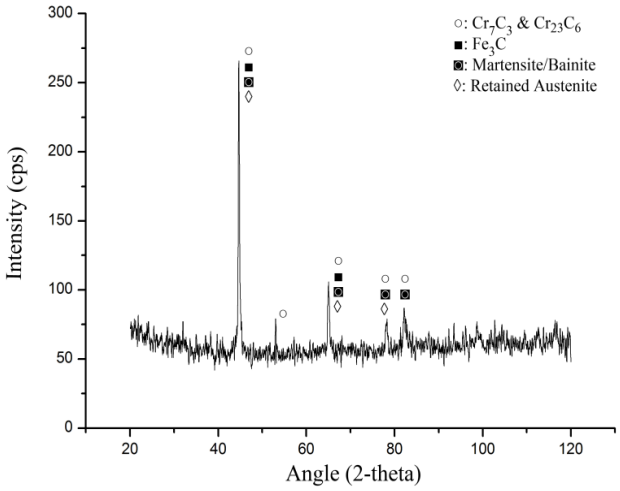


شکل ۳- ریزساختار نمونه اچ شده الف و ب) تصویر میکروسکوپی نوری و ج) تصویر SEM که به‌طور عمده شامل ۳ منطقه‌اند.

۱: تخلخل، ۲: بینیت/مارتنزیت و ۳: آستنیت باقیمانده.

جدول ۳- تحلیل EDS از مناطق مختلف در شکل (۳).

نشانه	ترکیب شیمیایی (درصد وزنی)				فاز (های) احتمالی
	Fe	Cr	Mo	C	
۱	بقیه	۲/۹	۱/۲	¼	مارتنزیت/بینیت
۲	بقیه	۰/۵	۰/۱	۰/۶	آستنیت باقیمانده



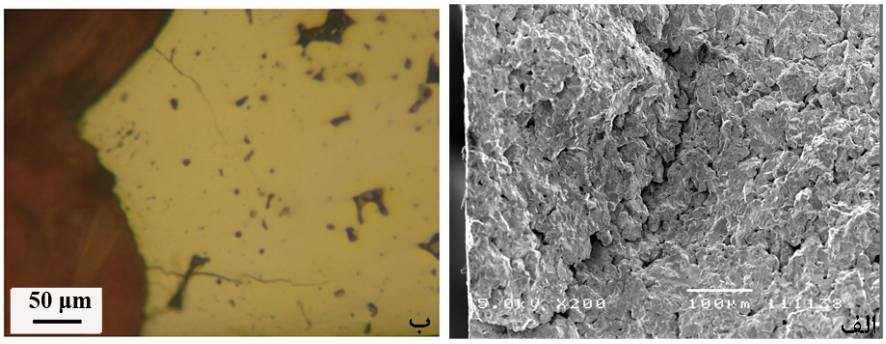
شکل۴- الگوی پراش نمونه‌های تف جوشی شده.

کربن کمتر از ۰/۴٪ باشد، فاز فریت می‌تواند در نرخ سرمایش پایین تشکیل شود. بنابراین تشکیل فازهای مختلف در ریزساختار در این نوع فولاد متالورژی پودر به نرخ سرمایش و درصد کربن بستگی دارد [۱۱ و ۱۸]. کروم و مولیبدن باعث افزایش خواص مکانیکی توسط تشکیل رسوب کاربید در نمونه‌های متالورژی پودر می‌شوند. افزودن مولیبدن تشکیل بینیت را بهبود می‌بخشد [۳]. در شکل (۳) ریزساختار نمونه تف جوشی شده به همراه تحلیل EDS، جدول (۳)، از مناطق مختلف آن نشان داده شده است. لذا می‌توان گفت عمده ریزساختار در فولاد متالورژی پودر Astaloy CrM به همراه ۰/۵٪ وزنی کربن، شامل تیغه‌های بینیت/مارتنزیت در زمینه‌ای از فاز آستنیت باقیمانده‌اند. بر طبق نتایج پراش، شکل (۴)، حضور فازهای کاربید کروم، مارتنزیت/بینیت و عناصر آهن و کروم در نمونه شناسایی شدند ولی به‌علت اینکه مقدار مولیبدن ۰/۵٪ وزنی است، لذا با استفاده از این روش نمی‌توان شناخت دقیقی از ریزساختار ماده داشت. به همین منظور در بخش ۴-۳ به کمک تحلیل خطی و EDS درصد عنصر مولیبدن به دقت بررسی و اثر آن را بر ریزساختار و سطح شکست مطالعه شده است.

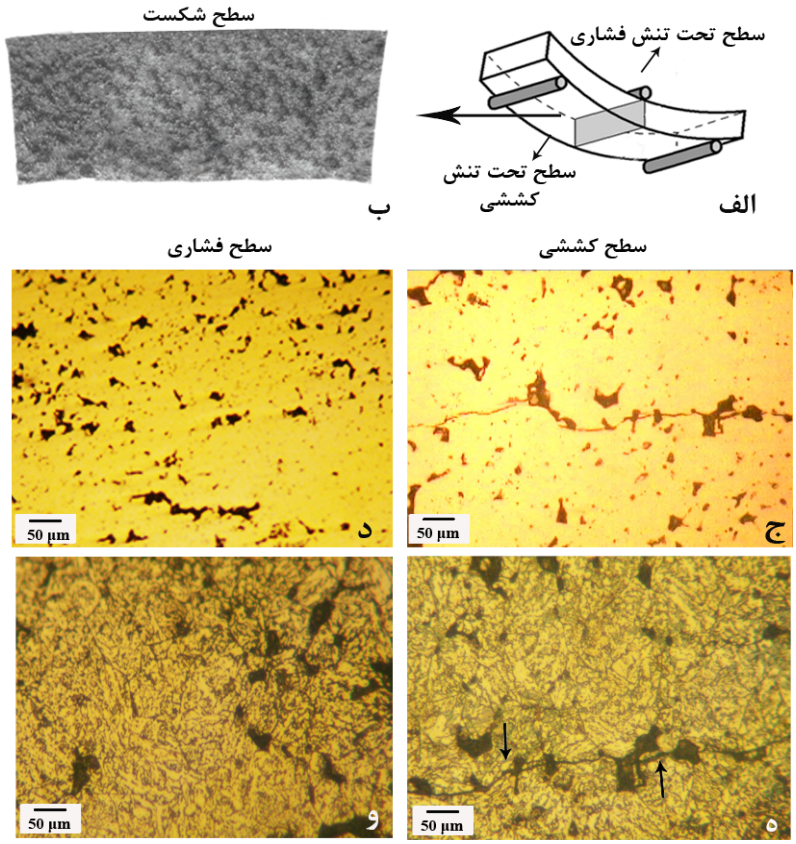
۳-۳- بررسی رفتار ترک در آزمون خمشی

در قطعات متالورژی پودر محل شروع و جوانه زنی ترک، عمدتا حفرات و تخلخلهای سطحی‌اند که تحت تنشهای استاتیکی (کشش) و بارهای دینامیکی (خستگی) قرار

[DOR: 20.1001.1.2251600.1391.31.1.4.6]



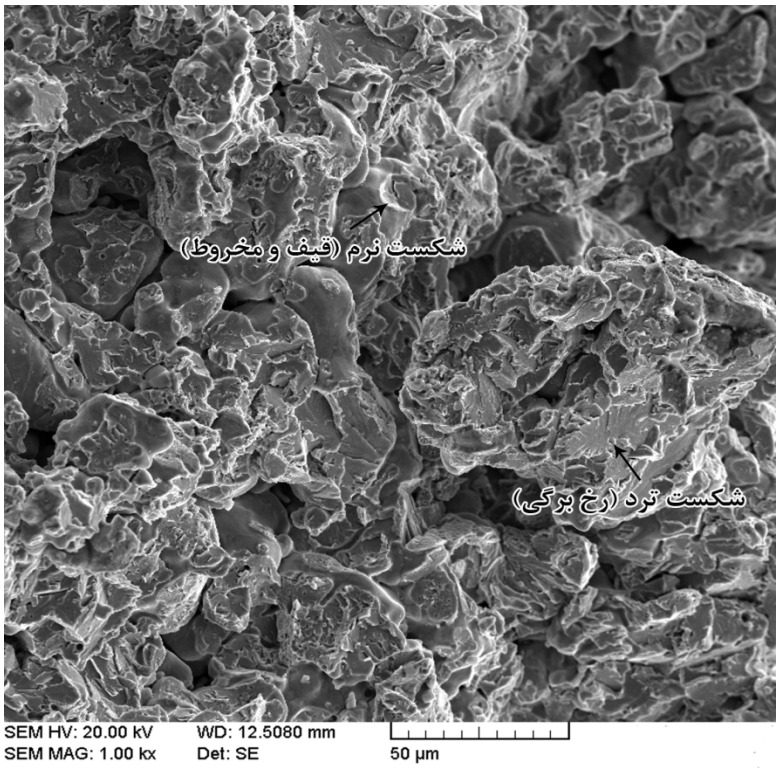
شکل ۵- الف) تصویر میکروسکوپی الکترونی و ب) نوری از محل رشد ترک که از حفرات سطحی شروع شده‌اند.



شکل ۶- الف) شماتیک نحوه اعمال بارهای کششی و فشاری که به سطوح نمونه وارد می‌شوند، ب) تصویر ماکرو سطح شکست از نمونه، ج) سطح تحت تنش کششی با حضور ترک (پیکانها)، د) سطح تحت فشار که ترکی در آن مشاهده نمی‌شود، ه) سطح اچ شده شکل ج که نشان می‌دهد مسیر ترک از میان مناطق بینیتی/مارتنزتی و تخلخلها است و و) سطح اچ شده شکل د.

دارند [۱-۵ و ۸]، در این تحقیق نیز طبق شکل (۵)، محل جوانه زنی و رشد ترک در آزمون خمش سه نقطه‌ای نیز همین مکانها مشاهده شدند [۵-۷، ۱۵، ۱۹ و ۲۰]. شکل تخلخلها تحت آزمون خمش سه نقطه‌ای نیز دچار تغییر شده است. هنگام بارگذاری نمونه در دستگاه خمش سه نقطه‌ای، به یک سطح نمونه که با فک متحرک بالایی دستگاه در تماس است، نیروی فشاری و به سطح دیگر که در تماس با فک نگهدارنده صلب پایینی است، نیروی کششی وارد می‌شود، شکل (۶). بررسیهای به عمل آمده نشان داد که شکل تخلخلها هنگام عبور از منطقه فشاری به کششی به حالت گوشه دار، تیز و کشیده تبدیل

[DOR: 20.1001.1.2251600.1391.31.1.4.6]



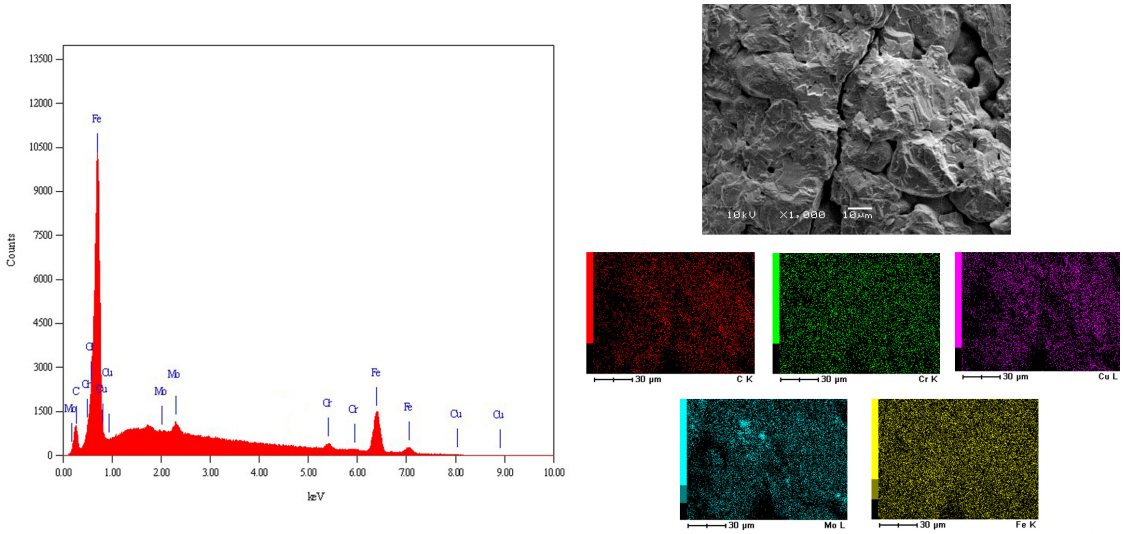
شکل ۷- تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح شکست نمونه متالورژی پودر.

می‌شوند، که نهایتا منجر به شکل‌گیری ترک می‌شود. بنابراین، ترک از همین مناطق جوانه زنی کرده و شروع به رشد می‌کند. طبق تصاویر میکروسکوپی تهیه شده از سطوح مختلف، شکل (۶)، مسیر ترک از میان مارتنزیت/بینیت و تخلخلهاست. علت اصلی شکست در خمش به‌علت وجود تنش کششی روی یک سطح است. همچنین طبق شکل (۶) سطحی که تحت تنش فشاری قرار گرفته است، باعث شده که تخلخلها بسته‌تر و فشرده‌تر شوند. در واقع نیروی فشاری عامل مثبتی برای افزایش استحکام به شمار می‌رود [۶]. تخلخلها باعث نایکنواختی توزیع تنش در قسمتهای کشش/فشار می‌شوند و رفتار خمشی نمونه متالورژی پودر را از دید نظریه بارگذاری چند محوره، تحت تأثیر قرار می‌دهند[۸].

۳-۴- تحلیل سطح شکست

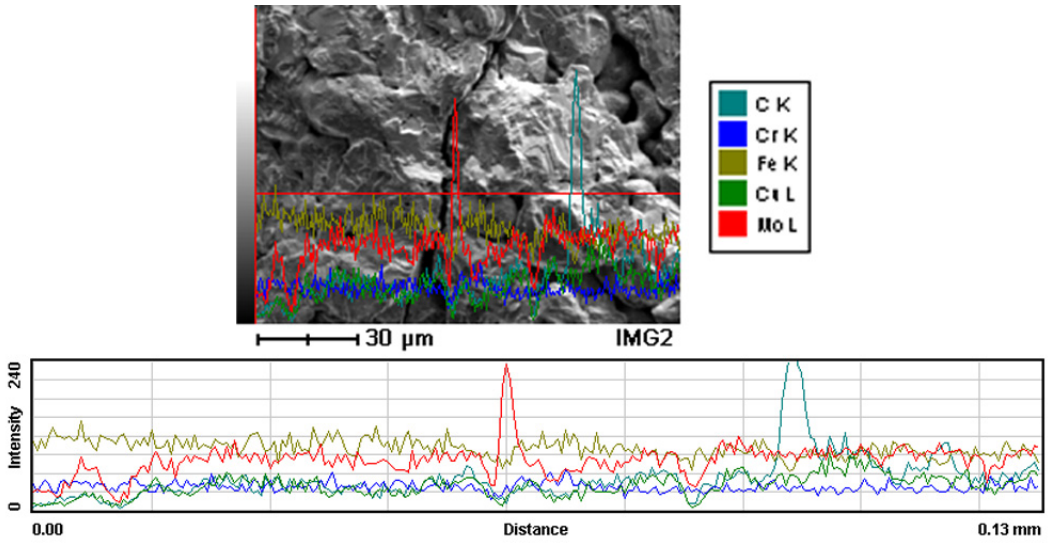
قطعات متالورژی پودر شامل ساختاری‌اند که در آنها ذرات پودری و گردنه‌های تف جوشی[۱۲] وجود دارند. در این قطعات شکست غالب قابل پیش بینی از نوع ترد است، که نماینده وجود ارتباط قوی بین ذرات پودری است. بر طبق تصویر SEM از سطح شکست، شکل (۷)، هر دو حالت شکست (مخلوط) در نمونه حین آزمون خمش سه نقطه‌ای رخ داده است، ولی مقادیر شکست ترد بسیار بیشتر از شکست نرم است که به دلیل وجود حفره یا تخلخل در نمونه است. این مطلب توسط محققان زیادی [۱۰, ۲۱] گزارش شده است. وجود تخلخل در قطعات متالورژی پودر باعث ایجاد شکست ترد در آنها می‌شود. در مکانهایی که دانه‌های پودری به یکدیگر متصل شده‌اند، شکست به‌صورت نرم با مکانیزم به هم پیوستن ریزحفرات[۱۳] رخ داده است، که این مناطق همان گردنه‌های تف جوشی‌اند. این ریزحفرات مکانهای مناسبی برای به هم پیوستن ترک، توسط افزایش موضعی تنش هستند. علائم حفره‌ای شکل عمیق نشان دهنده تشکیل لبه‌های شکست نرم به‌صورت قیف و مخروط[۱۴] اند. عامل اصلی شکست ترد در قطعات متالورژی پودر وجود تخلخل در ساختار آنهاست. این مناطق سطح

[DOR: 20.1001.1.2251600.1391.31.1.4.6]



الف ب

شکل ۸- الف) تصویر SEM-Map از رشد ترک در سطح تحت کشش و ب) تحلیل EDS از این منطقه.



شکل ۹- تحلیل خطی اطراف مسیر رشد ترک.

شکست رخ برگی دارند و مکانیزم غالب‌اند. در گردنه‌های تف جوشی مقداری شکست نرم در مقیاس میکروسکوپی رخ می‌دهد و باعث می‌شود نمونه متالورژی پودر، قبل از شکست دچار تغییر شکل کمی بشود.

۳-۵- تحلیل رشد ترک

طبق شکلهای (۸) و (۹) به‌دست آمده از سطح شکست، قسمتی از نمونه که تحت تنش کششی قرار گرفته بود، دارای توزیع یکنواختی از عناصر آلیاژی در اطراف ترک داشت. البته عنصر مولیبدن از این قاعده مستثنی است. در واقع حضور مقدار کم مولیبدن حتی به میزان ۰/۵٪ در نمونه‌ها باعث شده است که در بعضی از مناطق محلول فوق اشباع سختی تشکیل بشود. تحلیل EDS نیز عنصر مولیبدن را بیشتر از سایر عناصر آلیاژی همچون کروم نشان می‌دهد. لذا برای کاهش این امر می‌بایست از عملیات حرارتی ثانویه‌ای استفاده کرد تا بتوان این عنصر را نیز همچون سایر عناصر آلیاژی در زمینه حل کرد.

[DOR: 20.1001.1.2251600.1391.31.1.4.6]

جدول ۴- نتایج مربوط به استحکام شکست خمشی برای مقادیر ثابت L=۲۵/۵mm، w=۶mm و t=۳/۵mm.

نرخ بارگذاری (mm/min)	چگالی (g/cm^3)	نیروی شکست (N)	تنش شکست خمشی (MPa)
۱	۶/۷	۳۴۹۰	۱۸۰۹/۱۰
	۷/۰	۳۷۲۰	۱۹۲۸/۳۳
	۷/۲	۳۹۸۰	۲۰۶۳/۱۰

۳-۶- اندازه‌گیری استحکام شکست خمشی

استحکام شکست خمشی نمونه‌های متالورژی پودر Astaloy CrM در چگالیهای مختلف با استفاده از معادله (۱) محاسبه شد و در جدول (۴) ارائه شده است. استحکام خمشی با استحکام کششی به‌دست آمده از تنش شکست اندکی متفاوت است. مواد ترد استحکام بالاتری در حین اعمال تنش فشاری نسبت به اعمال تنش کششی دارند [۹]. نتایج مشابهی برای نمونه‌های فولادی ضد زنگ 316L توسط کورگان و وارول [۲۲] گزارش شده است. به نظر می‌رسد این افزایش استحکام به‌علت وجود همزمان دو تنش فشاری و کششی می‌باشد. تنش فشاری وارده باعث افزایش استحکام خمشی شده است. در واقع تنش فشاری باعث بسته شدن ترکها می‌شود و لذا عامل مثبتی در افزایش استحکام به شمار می‌رود [۱۵].

۴- نتیجه‌گیری

در این تحقیق برای بررسی مکانیزم رشد و اشاعه ترک، تحلیل سطح شکست و همچنین اندازه‌گیری استحکام شکست خمشی از نمونه متالورژی پودر Astaloy CrM تحت چگالیهای مختلف (g/cm^3 ۷/۲، ۷/۰، ۶/۷) استفاده شد که نتایج به‌دست آمده به‌صورت ذیل می‌باشند:

۱. با افزایش چگالی خواص مکانیکی نمونه‌ها افزایش پیدا کرد و شکل حفرات کروی تر، توزیع آنها یکنواختتر و درصد حفرات به هم پیوسته کمتر شدند.
۲. حفرات یا تخلخلهای سطحی مکانهای مناسبی برای جوانه زنی و رشد ترک اولیه در آزمون خمش سه نقطه‌ای‌اند. پس از جوانه زنی، پدیده به هم پیوستن ریز ترکها از میان تخلخل‌ها، تیغه‌های بینیت و مارتنزیت، باعث شکل‌گیری و در نهایت رشد ترک و شکست قطعه می‌شود.
۳. بر طبق مشاهدات میکروسکوپی، به علت متفاوت بودن نوع تنشهای اعمالی به سطح بالایی و پایینی نمونه در آزمون خمش سه نقطه‌ای، تعدادی ترک به همراه حفرات تیز و کشیده شده در بعضی از سطوحی که تحت تنش کششی قرار گرفته بودند، مشاهده شد. همچنین در قسمتی از مقطع نمونه که تحت تنش فشاری بود، حفرات بسته و بلوکه شده بودند. به‌طور کلی ترکها تمایل دارند که از گوشه‌های تیز حفرات شروع به رشد کنند.
۴. وجود عناصر آلیاژی کروم و مولیبدن باعث تشکیل کاربید عناصر آلیاژی در ریزساختار می‌شود. به‌علت وجود ۰/۵٪ کربن و سرعت سرد کردن ۱ °C/s، ریزساختار نهایی عموما بینیتی/ مارتنزیتی در زمینه‌ای از فاز آستنیت باقیمانده است. همچنین در اطراف محل رشد ترک، مشاهده شد که توزیع عنصر مولیبدن نایکنواخت است که خود عامل اصلی شکست محسوب می‌شود.
۵. هر دو مکانیزم شکست ترد و نرم در نمونه‌ها مشاهده شدند ولی به‌علت وجود تخلخل مکانیزم شکست غالب، شکست ترد با مشخصه رخ برگی بود.
۶. استحکام خمشی از استحکام کششی نمونه‌ها بیشتر شده است، که دلیل اصلی آن وجود همزمان دو تنش فشاری و کششی است.

قدردانی

از مسئولین آزمایشگاه مواد، متالورژی و شیمی شرکت ساپکو به‌علت تامین امکانات مورد نیاز و کارخانه متالورژی پودر لوت برای آماده سازی نمونه‌ها تقدیر می‌شود.

[DOR: 20.1001.1.2251600.1391.31.1.4.6]

واژه‌نامه

1. sintering
2. isolated
3. interconnected
4. pre-alloyed
5. diffusion bonded
6. pre-mixed
7. Höganäs
8. zinc stearate
9. transverse rapture strength (TRS)
10. span length
11. energy dispersive spectroscopy
12. necks
13. micro void coalescence
14. cup and cone

مراجع

1. Khorsand, H., Habibi, S. M., Janghorban, K., Yoozbashizade, H., and Reihani, S. M. S., "Fatigue of Sintered Steels (Fe - 1.5 Mo - 3 Mn - 0.7 C)," *Materials and Structures*, Vol. 37, pp. 335-341, 2004.
2. Khorsand, H., Habibi, S. M., Yoozbashizade, H., Janghorban, K., Reihani, S. M. S., Seraji, H. R., and Ashtari, M., "The Role of Heat Treatment on Wear Behavior of Powder Metallurgy Low Alloy Steels," *Materials and Design*, Vol. 23, pp. 667–670, 2002.
3. Shanmugasundaram, D., and Chandramouli, R., "Tensile and Impact Behaviour of Sinter-Forged Cr, Ni and Mo Alloyed Powder Metallurgy Steels," Mater. Design., Vol. 30, pp. 3444–3449, 2009.
4. Fontanari, V. G. Molinari, S. A. "Impact Fracture Toughness of Porous Alloys Between Room Temperature and - 60°C," *Materials Science and Engineering* A, Vol. 272, pp. 389–397, 1999.
5. Abdoos, H., Khorsand, H., and Shahani, A. R., "Fatigue Behavior of Diffusion Bonded Powder Metallurgy Steel with Heterogeneous Microstructure," *Mater. Design*., Vol. 30, pp. 1026–1031, 2009.
6. Ganjeh, E., Khorsand, H., and Ghaffari, M., "Quality Study of Crack Growth in Iron-Based Powder Metallurgy Samples by Three-Point Bending Test," Advanced in Applied Physics and *Material Science Congress, Antalya, Turkey*, Vol. 2011, pp. 2011
7. Slesar, M., Dudrova, E., and Rudnayova, E., "Plain Porosity as a Microstructural Characteristic of Sintered Materials," *Powder. Metall. Int*., Vol. 24, pp. 232-237, 1992.
8. Straffelini, G., and Fontanari, V., "Stress State Dependent Fracture Behaviour of Porous PM Steels," *Eng. Fract. Mech*., Vol. 78, pp. 1067-1076, 2011.
9. Udomphol, T., Laboratory 7: Bend Testing, pp. 1-7, Mechanical Metallurgy Laboratory, 2007.
10. Campos, M., Sanchez, D., and Torralba, J. M., "Sintering Behaviour Improvement of a Low Cr–Mo Prealloyed Powder Steel Through Mn Additions and Others Liquid Phase Promoters," *J. Mater. Process. Tech*., Vol. 143-144, pp. 464–469, 2003.
11. Teimouri, M., Ahmadi, M., Pirayesh, N., Aliofkhazraei, M., Khoee, M. M., Khorsand, H., and Mirzamohammadi, S., "Study of Corrosion Behavior for Nitrocarburized Sintered Astaloy CrM® +C," *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 477, pp. 591–595, 2009.
12. ASTM E8, "Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials," 2004
13. ASTM B-328, "Standard test Method for Density and Interconnected Porosity of Sintered Metal Structure Parts," 1996
14. ASTM B528-99, "Standard Test Methods for Transverse Rupture Strength of Metal Powder Specimens," 2000
15. German, R. M., *Powder Metallurgy of Iron & Steel*, pp. 499-509, John Wily & Sons, USA, 1998.
16. Gerosa, R., Rivolta, B., Tavasci, A., Silva, G., and Bergmark, A., "Crack Initiation and Propagation in Chromium Pre-Alloyed PM-Steel Under Cyclic Loading," *Eng. Fract. Mech*., Vol. 75, pp. 750–759, 2008.
17. Deng, X., Piotrowski, G., Chawla, N., and Narasimhan, K. S., "Fatigue Crack Growth Behavior of Hybrid and Prealloyed Sintered Steels Part I. Microstructure Characterization," *Mat. Sci. Eng*. A, Vol. 491, pp. 19–27, 2008.
18. Hatami, S., Malakizadi, A., Nyborg, L., and Wallin, D., "Critical Aspects of Sinter-Hardening of Prealloyed Cr–Mo Steel," *J. Mater. Process. Tech*., Vol. 210, pp. 1180–1189, 2010.
19. Danninger, H., Spoljaric, D., and Weiss, B., "Microstructural Features Limiting the Performance of P/M Steels," *Int. J. Powder. Metall*., Vol. 33, pp. 43-53, 1997.
20. Danninger, H., Jangg, G., Weiss, B., and Stickler, R., "Microstructure and Mechanical Properties of Sintered Iron Part I: Basic Considerations and Review of Literature," *Powder. Metall. Int*., Vol. 25, pp. 111-117, 1993.
21. Rosso, M., Dobrzañski, L. A., Otrêba, J., and Grande, M. A., "Mechanical Properties and Microstructural Characteristic of Sinter-Hardened Steels," *Archives of Mat. Sci. Eng*., Vol. 35, pp. 117-124, 2009.
22. Kurgan, N. and Varol, R., "Mechanical Properties of P/M 316L Stainless Steel Materials," *Powder. Technol*., Vol. 201, pp. 242–247, 2010.

[DOR: 20.1001.1.2251600.1391.31.1.4.6]