

## بررسی تأثیر تخلخل و ریزساختار بر خواص مکانیکی چرخ دنده‌های فولادی متخلخل تف-

### جوشی شده با باندهای نفوذی

حمید خرسند<sup>۱</sup>، اسماعیل گنجه<sup>۲\*</sup>

#### چکیده

در این پژوهش خواص مکانیکی دو فولاد کم آلیاژ متالورژی پودر با باندهای نفوذی شامل Distaloy HP و Distaloy DH مورد مطالعه و بررسی قرار گرفته است. تف جوشی نمونه‌ها در دمای ۱۱۲۰°C و اتمسفر حاوی مخلوط گازهای هیدروژن و نیتروژن و به مدت ۳۵ دقیقه انجام پذیرفت. به منظور بررسی تأثیر سرعت سرد شدن بر خواص نهایی قطعات، نمونه‌ها از دمای تف جوشی با دو سرعت متفاوت تا دمای محیط سرد شدند. پس از ساخت نمونه‌ها آزمون‌های چگالی سنجی، سختی، کشش، خستگی، بررسی‌های ریزساختاری و شکست‌نگاری بر روی قطعات صورت پذیرفت. بررسی‌ها نشان داد که میزان حفرات، هم-چنین مشخصات تخلخل‌ها (اندازه و شکل) تأثیر بسزایی بر خواص مکانیکی فولادهای تحت بررسی دارند. هم‌چنین افزایش حدود ۴/۵٪ چگالی، منجر به بهبود استحکام کششی به میزان ۴۴٪ و استحکام خستگی به میزان ۵۵٪ در فولاد Distaloy DH با ۰/۲ درصد کربن گردیده است. این مقادیر برای فولاد Distaloy HP به ترتیب ۲۶٪ و ۴۷٪ بدست آمده‌اند. نتایج حاصل از بررسی ریزساختاری و مقایسه نتایج تجربی حاصل از آزمون‌های این دو فولاد نشان می‌دهد که نوع ریزساختار و نحوه توزیع فازهای متالورژیکی نقش بسزایی بر خواص مکانیکی و به خصوص رفتار خستگی ایفا می‌کند. بهترین خواص مربوط به فولاد Distaloy HP با ۰/۵٪ کربن و چگالی ۷/۲ gr/cm<sup>۳</sup> با سرعت سرد کردن ۱/۲ درجه سانتی‌گراد بر ثانیه می‌باشد.

واژه‌های کلیدی: فولاد، متالورژی پودر، خواص مکانیکی، حفرات، ریزساختار

<sup>۱</sup> - دانشیار، دانشکده مهندسی و علم مواد، دانشگاه صنعتی خواجه نصیرالدین طوسی

<sup>۲</sup> - کارشناس ارشد، مهندسی مواد، دانشکده مهندسی و علم مواد، دانشگاه صنعتی خواجه نصیرالدین طوسی

\* - نویسنده مسوول مقاله: [navidganjehie@yahoo.com](mailto:navidganjehie@yahoo.com)

افزایش میزان حفرات به بیش از ۲۰ درصد منجر به پیدایش حفرات با ساختار باز و متصل بهم می‌گردد. مطالعات و بررسی‌ها نشان داده است که حفرات منفرد نقش چشمگیری در تغییر فرم حجمی فولادهای متخلخل ارائه می‌کنند و بطور موثر داکتیلیته ماکروسکوپی را در مقایسه با حفرات باز، بدلیل افزایش نواحی شکست داکتیل از طریق مکانیزم بهم پیوستن ریز حفرات، افزایش می‌دهند [۷، ۸]. از طرف دیگر در ریزساختارهایی با حفرات متصل بهم، بدلیل وجود پیوندهای تف‌جوشی ضعیف بین ذرات پودر، شکست عمدتاً از طریق پارگی داکتیل بسیار موضعی (گردنه‌های تف‌جوشی<sup>۳</sup>) به وقوع می‌پیوندد [۹]. از اینرو، فازهای موجود در ریزساختار و یا احیاناً تقویت آنها نمی‌تواند منجر به ایجاد مقاومت در برابر شکست گردد. دنینگر<sup>۴</sup> [۷] نمونه متالورژی پودر حاوی حفرات متصل بهم را به زنجیری تشبیه نموده است که دارای نواحی اتصال ضعیف و قوی می‌باشد. وزن زنجیر توسط اتصالات محکم و سنگین تعیین می‌گردد در حالی- که استحکام آن توسط اتصالات ضعیف محدود می‌شود. هم‌چنین تحقیقات خالقی و هاینس<sup>۵</sup> نشان می‌دهد که چگالی بطور موثر منجر به افزایش استحکام کششی و داکتیلیته می‌گردد [۱۰، ۱۱].

برتیلسون<sup>۶</sup> [۱۲] خاطر نشان می‌سازد که افزایش چگالی تف‌جوشی در وهله اول مقاومت به خستگی و تغییر طول تا شکست را بهبود می‌بخشد و تأثیر کمتری بر استحکام کششی بر جای می‌گذارد. تحلیل این موضوع این نکته را آشکار می‌سازد که حفرات در فولادهای متالورژی پودر که تحت بارگذاری تناوبی قرار گرفته‌اند، نقش بسیار موثری در آغاز و ادامه تخریب ایفا می‌نمایند.

مقایسه نتایج آزمون‌های واقعی نشان می‌دهد که تخمین استحکام خستگی بصورت ۳۸٪ استحکام کششی استاتیکی اغلب پیش‌بینی بیش از حد انتظاری را بدنبال دارد [۱۳]. می‌توان متذکر گردید که تخلخل‌ها بطور موثر رفتار خستگی را متأثر می‌سازند، هر چند که نقش حفرات بر رفتار خستگی در مقایسه با رفتار کششی کمی متفاوت

## پیشگفتار

امکان طراحی قطعات با اشکال پیچیده، کاهش دورریز مواد، سطح تمام شده عالی، تolerانس ابعادی بالا و حذف عملیات تمام کاری بر روی قطعات از جمله مزیت-هایی بشمار می‌روند که منجر به کاربرد متالورژی پودر بخصوص در ظرفیت‌های تولید بالا شده است [۱].

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 بعد مسائل فنی اقتصادی است، که از جمله آن‌ها 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، احاطه کامل روی آنالیز، توانایی تکرار، تولید بالا و... نسبت به سایر روش‌های تولید نظیر ریخته‌گری از جذابیت بیش‌تری برخوردار بوده و منجر به کاهش وزن و قیمت قطعات مذکور به خصوص در تیراژهای تولید بالا (مشخصه بارز صنایع خودروسازی) می‌گردد. هم‌چنین سهم تولید این روش در صنایع خودروسازی ۸۰-۷۰ درصد می‌باشد [۲، ۳].

بررسی خواص دینامیکی قطعات تولید شده از طریق متالورژی پودر در عین پیچیدگی توسط عوامل متعددی از قبیل مشخصات تخلخل‌ها و چگونگی توزیع فازهای متالورژیکی در ریزساختار تحت تأثیر قرار می‌گیرد [۴، ۵]. کریستین و ژرمن<sup>۱</sup> [۶] نشان دادند که میزان تخلخل‌ها، اندازه، شکل و فاصله جدایش آنها عوامل مهمی هستند که خواص مکانیکی و بخصوص رفتار خستگی فولادهای PM<sup>۲</sup> را متأثر می‌سازند. دو نوع متداول از حفرات در مواد متالورژی پودر قابل شناسایی است که مشتمل بر ریزساختارهای با حفرات منفرد و ریزساختارهای با حفرات متصل به هم می‌باشد. حفرات متصل به هم در مقایسه با حفرات منفرد تأثیر بیش‌تری بر روی خواص کششی نهایی باقی می‌گذارند. در نمونه‌های متالورژی پودر حاوی کمتر از ۴ درصد تخلخل، اکثر حفرات بصورت منفرد مشاهده می‌گردند، در حالی‌که

<sup>3</sup> - Sinter necks

<sup>4</sup> - Danninger

<sup>5</sup> - Khaleghi and Haynes

<sup>6</sup> - Bertilsson

<sup>1</sup> - Christian and German

<sup>2</sup> - Powder Metallurgy (PM)

مطالعات الزاتی<sup>۲</sup> و محققین دیگر نشان می‌دهد که نوع ریزساختار در فولادهای متالورژی پودر وابسته به تکنیک آلیاژسازی می‌باشد. این روش‌ها شامل پودرهای از پیش مخلوط شده، پودرهای با باند نفوذی و پودرهای از پیش آلیاژ شده است [۲۱]. یکی از مهمترین روش‌ها به منظور ایجاد ریزساختار با توزیع فازهای کنترل شده استفاده از فولادهای با باند نفوذی می‌باشد. آلیاژسازی نفوذی<sup>۳</sup> شامل ایجاد باندهای آلیاژی متالورژیکی بین ذرات پودر آلیاژی کوچک و ذرات بزرگ آهنی، با فرآیند نفوذ در حالت جامد، می‌باشد. بدین منظور عموماً پودرها برای تشویق ایجاد پیوند بین ذرات آهن و عناصر آلیاژی قبل از پرس و تف جوشی، آنیل می‌شوند. ریزساختار حاصل با توجه به نوع آلیاژسازی و از نقطه نظر ترکیب شیمیایی و نحوه توزیع فازها می‌توانند همگن و یا ناهمگن باشند. نظرهای متفاوتی در خصوص تاثیر هریک از این ریزساختارها بر خواص خستگی مطرح می‌باشد. از نقطه نظر متالورژی کلاسیک، ساختارهای همگن مطلوب‌تر بوده و به همین دلیل فولادهای از پیش آلیاژ شده مناسب‌تر هستند. از سوی دیگر بسیاری از محققان [۲۲-۲۴] معتقدند که فازهای ناهمگن در درون ریزساختار، مانند مواد کامپوزیتی موجب تقویت یکدیگر شده و بهبود خواص مکانیکی را در پی خواهند داشت. مطالعات دقیق‌تر نشان می‌سازد که میزان ناهمگنی با نوع تکنیک آلیاژسازی، دما و زمان تف جوشی، سرعت سرد شدن پس از تف جوشی و غلظت کربن در ارتباط است [۱۸].

با توجه به موارد مذکور حفرات بعنوان اجزای اصلی فولادهای متالورژی پودر به همراه نوع و نحوه توزیع فازهای متالورژیکی قادر به اعمال تاثیرات بسیار مهمی بر خواص مکانیکی این دسته از مواد می‌باشند. در پژوهش پیش رو سعی بر این است تا رفتار مکانیکی دو نوع از فولادهای مطرح، تهیه شده از پودرهای با باند نفوذی مورد بررسی قرار گیرد. بعلاوه در نظر است تا تاثیر میزان حفرات، مشخصات آنها و نحوه توزیع فازهای متالورژیکی نیز بر خواص یاد شده مد نظر قرار گیرد.

می‌باشد. بسیاری از محققین [۷، ۸، ۱۳-۱۵] با انجام مطالعات تجربی نشان داده‌اند که مکان‌های مرجح، جهت جوانه‌زنی ترکها، حفرات و یا تجمع حفراتی است که در سطح و یا نواحی نزدیک به آن واقع شده‌اند. هولمز و کویینی<sup>۱</sup> [۱۶] پیشنهاد دادند که تمرکز بالای تنش در حفرات بخصوص آنهایی که در سطح قرار گرفته‌اند مسئول لغزش موضعی بوده که جوانه‌زنی ترک را به همراه دارند. بطور کلی شکل حفرات از نقطه نظر میزان تاثیر که می‌توانند بر خواص مکانیکی اعمال نمایند دارای اهمیت می‌باشد. حفرات با شکل‌های بی‌قاعده، تمرکز تنش و فاکتور شدت تنش بالاتری را در مقایسه با حفرات مدور در حین اعمال بارهای مکانیکی پدید می‌آورند [۸]. علاوه بر این، نقش حفرات در رشد ترک نیز حائز اهمیت است به گونه‌ای که تخلخل‌ها می‌توانند به عنوان نواحی اتصال، هنگامی که ترک در حال رشد بین اتصالات حفره‌ای است، مطرح گردند [۱۷]. از اینرو تخریب خستگی و سایش بعنوان دو مکانیزم عمده از کارافتادگی قطعات مهندسی، از تجمع حفرات سطحی و یا نزدیک سطح آغاز شده و با رشد ترک در باندهای بین حفرات ادامه می‌یابد. عمر این‌گونه نمونه‌ها بواسطه افزایش میزان کل حفرات کاهش می‌یابد.

معمولاً مخلوطی از پودر عنصری آهن و گرافیت بمنظور ساخت محصولات فولادی متالورژی پودر مورد استفاده قرار می‌گیرند. مقادیر مناسبی از پودر مس عموماً با هدف ایجاد استحکام بالاتر با نفوذ به شبکه آهن و هم-چنین ایجاد شرایط تف جوشی حالت مایع نیز به مخلوط افزوده می‌شوند. مطالعات زیادی بر روی خواص قطعات Fe-Cu-C که از پودرهای از پیش مخلوط شده تهیه شده-اند، گزارش گردیده است [۱۸، ۱۹]. انتخاب این نوع پودر با هدف جذابیت کاربرد در صنعت خودرو سازی صورت پذیرفته است که معمولاً در ساخت انواع چرخ دنده‌های انتقال نیرو، یاتاقانها، بوشها، میل سوپاپ، شاتون و بسیاری دیگر استفاده می‌شود. پودر پایه آهنی مورد استفاده در این آلیاژ، به روش افشانشی آبی تولید شده است. عناصر کروم و مولیبدن باعث افزایش سختی پذیری و استحکام نمونه می‌شوند [۲۰].

<sup>2</sup> - Alzati

<sup>3</sup> - Diffusion Bonding Alloying

<sup>1</sup> - Holmes and Queeney

اتاق فشرده شده و نمونه‌های تخت دمبلی شکل مطابق استاندارد ISO 3928 تهیه گردیدند. نمونه‌های فشرده شده، در دمای  $650^{\circ}\text{C}$  جهت از بین بردن روانساز حرارت دهی شدند. سپس عملیات تف جوشی در دمای  $1120^{\circ}\text{C}$  به مدت ۳۵ دقیقه با نرخ  $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$  و تحت اتمسفری حاوی مخلوط گازهای هیدروژن و نیتروژن صورت پذیرفت. به منظور بررسی سرعت سرد شدن بر خواص این نمونه‌ها، سرد شدن پس از تف جوشی بصورت  $0/4$  و  $1/2$  درجه سانتی گراد بر ثانیه انتخاب گردیدند. چگالی کلیه نمونه‌ها با استفاده از روش غوطه‌وری در آب [۲۵] اندازه‌گیری شدند. از دستگاه سختی سنج (Shimadzu, Japan) مقیاس ویکرز برای اندازه‌گیری سختی ماکرو طبق استاندارد ASTM E384 [۲۶] استفاده گردید.

## مواد و روش آزمایش

به منظور انجام این پژوهش پودرهای با باندهای نفوذی Distaloy DH و Distaloy HP با اندازه ذرات میانگین  $45\ \mu\text{m}$  انتخاب گردیدند که گروه‌های DH و HP به ترتیب فولادهای متالورژی پودر آلیاژی با ۰ و ۴ درصد وزنی نیکل می‌باشند. در خصوص تولید قطعات، این پودرها با  $0/2$  و  $0/5$  کربن بصورت ذرات ریز گرافیت (UF4) بعنوان عامل ایجاد کننده سختی و  $0/8$  استتارات روی، بعنوان روانکار مخلوط شدند. ترکیب شیمیایی نمونه‌ها در جدول ۱ قابل مشاهده می‌باشد. پس از اختلاط، مخلوط پودرها در قالب و تحت فشارهای متفاوت  $450$ ،  $570$ ،  $630$  MPa (جهت حصول چگالی‌های مختلف) در قالب مورد نظر بصورت تک محوره توسط یک پرس هیدرولیک  $100$  تنی در دمای

جدول ۱- ترکیب شیمیایی پودرهای مورد استفاده در این تحقیق

Fe	Mo	Cu	Ni	C	پودر پایه	کد نمونه
bal	۱/۵	۲	۰	۰/۲	Distaloy DH	DH1
bal	۱/۵	۲	۰	۰/۵	Distaloy DH	DH2
bal	۱/۵	۲	۴	۰/۲	Distaloy HP	HP1
bal	۱/۵	۲	۴	۰/۵	Distaloy HP	P2H

در این معادله A محیط و P مساحت حفره می‌باشد. ارزیابی‌های شکست نگاری بر سطوح شکست کشش و خستگی به کمک میکروسکوپ الکترونی روبشی<sup>۱</sup> مدل TESCAN/VEGA صورت گرفت.

## نتایج و بحث

نتایج آزمون‌های چگالی‌سنجی، سختی، استحکام کششی، تغییر طول تا شکست و خستگی فولادهای مورد مطالعه به ترتیب در جدول ۲ و جدول ۳ قابل مشاهده می‌باشد. مطابق انتظار تمامی خواص مکانیکی با افزایش چگالی افزایش یافته است. داده‌های موجود نشان می‌دهند که فشار شکل‌دهی (چگالی)، میزان کربن و سرعت سرد کردن پس از تف جوشی از عوامل تأثیر گذار بر خواص مکانیکی این نوع فولادها می‌باشند. خواص مکانیکی قطعات متالورژی پودر به میزان چگالی و ساختار درونی حفرات بستگی دارد [۲۸، ۲۹]. تجمع حفرات بصورت

آزمون خستگی محوری بر روی نمونه‌ها و در شرایط بارهای کاملاً معکوس شونده و با فرکانس ۱۶ هرتز به وسیله دستگاه تست خستگی Servohydrolic انجام پذیرفت. جهت تعیین استحکام کششی، نمونه‌ها طبق استاندارد ASTM E8 [۲۷] و با استفاده از دستگاه کشش مدل Zwick/ Reoll Z050 مورد آزمون قرار گرفتند. به منظور بررسی‌های ریزساختاری حفرات و فازها، نمونه‌ها پس از آماده‌سازی توسط میکروسکوپ نوری مورد ارزیابی قرار گرفتند. بمنظور حک شیمیایی محلول‌های پیکرال  $0/4$  و نایتال  $0/2$  تهیه و مورد استفاده واقع شدند. به علاوه خصوصیات حفرات (فاکتور شکل) با استفاده از نرم‌افزار آنالیز تصویری قبل از حک شیمیایی تعیین گردید. پارامتر فاکتور شکل که به عنوان میزان کرویت حفره بیان می‌گردد از **Error! Reference source not found.** برای حفرات محاسبه می‌شود.

$$F_{\text{shape}} = 4\pi A/P^2 \quad \text{معادله ۱:}$$

<sup>۱</sup> - Scanning Electron Microscopy (SEM)

فولادهای مورد مطالعه نشان می‌دهد که هر دو این فولادها دارای ریزساختاری ناهمگن هستند. فازهای متالورژیکی مختلف که نمایانگر وجود تفاوت غلظت عناصر آلیاژی در نقاط مختلف ریزساختار است، در این تصاویر قابل رویتند. با بررسی شکل‌های ۱ و ۲ آشکار می‌شود که فاز غالب مارتنزیت/بینیت است که در زمینه‌ای از فاز پرلیت یا آستنیت باقیمانده قرار گرفته است. برای نمونه ریزساختار فولاد DH متشکل از مارتنزیت، بینیت و مقادیر کمی پرلیت می‌باشد. هم‌چنین ریزساختار شامل مارتنزیت، بینیت و آستنیت باقی‌مانده برای فولاد HP قابل مشاهده است. دلیل عمده تشکیل آستنیت در ساختار این فولاد، وجود عنصر آلیاژی نیکل بعنوان عنصر آستنیت‌زا است [۳۲].

بارگذاری مکانیکی در فصل مشترک بین فازهای با استحکام بالا (مانند مارتنزیت) و فازهای با استحکام پایین‌تر (مانند پرلیت و بینیت) منجر به تمرکز موضعی تغییر فرم پلاستیک در این مکان‌ها گردیده و باعث می‌گردد که رشد ترک از این مسیرها دنبال شود. عناصر مس و نیکل قابلیت تراکم‌پذیری پودر را به شدت کاهش می‌دهند، ولی از سویی با حل شدن در حین تف‌جوشی، سختی‌پذیری پودر را افزایش می‌دهند. این عناصر آستنیت‌زا هستند و در حین فرآیند تف‌جوشی، آستنیت باقیمانده در ریزساختار ایجاد می‌کنند. مطالعات ریزساختاری نشان می‌دهند که مسیر ترک برای فولادهای HP عمدتاً در فصل مشترک بین فاز بینیت و مارتنزیت قرار دارد. چندین ترک کوتاه در نمونه‌های از جنس HP مشاهده گردیده‌اند. در برخی موارد توقف ترک در اثر برخورد آن به فاز آستنیت باقی‌مانده مانند آنچه در شکل ۳ نشان داده شده است نیز در این نوع فولاد مشاهده شد. اثر نواحی آستنیت غنی از نیکل در توقف ترک‌های خستگی توسط سایر محققین نیز تأیید شده است [۱۹]. ترک‌ها در حین برخورد با آستنیت غنی از نیکل متوقف شده و یا آنرا دور می‌زنند که در هر دو حالت رشد ترک با تأخیر مواجه می‌شود. بنابراین ایجاد موانع موضعی در ریزساختار آلیاژهای با باند نفوذی، عامل مهمی در به تأخیر انداختن رشد ترک خستگی و افزایش عمر قطعات ساخته شده از این نوع پودرها می‌باشد. باید توجه داشت که وجود نیکل در

خوشه‌ای باعث افزایش میزان کرنش موضعی می‌شود و در نتیجه باعث کاهش استحکام 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 [۳۰].

افزایش چگالی باعث افزایش مدول یانگ می‌شود، یعنی ماده تنش بیش‌تری را قبل از شکست تحمل می‌کند [۳۱]. افزایش چگالی با بهبود خواص مکانیکی بصورت امری بدیهی قابل مشاهده می‌باشد. حفرات نقش دوگانه‌ای را ایفا می‌کنند. تاثیر آنها بعنوان نقاط مستعد جوانه‌زنی و رشد ترک دارای اهمیت می‌باشد. بررسی نتایج تجربی نشان می‌دهند که با افزایش چگالی از  $6/9 \text{ g/cm}^3$  به  $7/2 \text{ g/cm}^3$  در فولاد DH با  $0/5\%$  کربن و سرعت سرد شدن  $1/2$  درجه بر ثانیه سختی، استحکام کششی و استحکام خستگی هر یک به ترتیب  $6/2\%$ ،  $6/1\%$  و  $1/0\%$  افزایش می‌یابند. این موضوع بر اهمیت تاثیر چگالی حتی به میزان کم (حدود  $0/5\%$ ) بر خواص مکانیکی نمونه‌های متخلخل دلالت دارد. در سایر موارد نیز وضعیتی مشابه برقرار است. شایان ذکر است که افزایش چگالی که با کاهش حفرات همراه است، تاثیر بیش‌تری بر استحکام خستگی در مقایسه با استحکام کششی گذاشته است. این موضوع موید متفاوت بودن نقش حفرات در شکست‌های ناشی از بارهای استاتیکی و دینامیکی می‌باشد. به عبارت دیگر حفرات نقش مخرب‌تری بر رفتار تناوبی فولادهای متالورژی پودر در مقایسه با رفتار استاتیکی آنها ایفا می‌نمایند [۳۱].

در حین تف‌جوشی فازهای مختلف در اثر تغییرات موضعی ترکیب شیمیایی در ریزساختار نمونه‌ها ایجاد می‌گردند. مس به دلیل نفوذ در سطح ذرات توسط فاز مایع، تمایل دارد که در قطعات افزایش ابعادی ایجاد کند و رشد نامطلوب در این رابطه با افزودن گرافیت و/یا نیکل میسر می‌گردد. این بدان معنی است که افزودن این عناصر به صورت مخلوط شونده به جای پیش‌آلیاژی، افزایش ابعادی ناشی از افزودن مس را بعلت کاهش فشار پرس جبران می‌کند. ریزساختار عمومی فولادهای تحت بررسی در شکل‌های ۱ و ۲ قابل مشاهده است. بررسی ریزساختاری

اندازه ذرات دانه‌های پودر اولیه و سایر عوامل خواص مکانیکی را ارتقاء بخشید [۲۸, ۲۹].

نتایج مشخصه‌یابی حفرات در نمونه‌های تحت مطالعه در جدول ۴ نمایش داده شده است. لازم بذکر است که این نتایج حاصل از آنالیز تصویری ریزساختار قطعات قبل از اچ شیمیایی می‌باشد. فاکتور شکل حفرات (F) پارامتری بین ۰ الی ۱ است. مقدار صفر نشان دهنده شکل کاملاً بی‌قاعده و مقدار یک نشانگر شکل حفره کاملاً مدور و کروی می‌باشد. نمونه‌های با پایینترین میزان چگالی بدلیل وجود تخلخل‌های زیاد و ساختار متصل بهم و پیوسته حفرات و هم‌چنین حفرات گوشه‌تیز که بعنوان نقاط جوانه‌زنی ترک‌ها عمل می‌کنند، دارای استحکام خستگی بسیار پایینی هستند. بررسی نتایج حاصل از مشخصه‌یابی تخلخل‌ها نشان می‌دهد که با افزایش چگالی، فاکتور شکل حفرات (میزان نظم حفره) بعلت مسائل ترمودینامیکی در حین فرآیند تف‌جوشی افزایش [۲۸] اندازه متوسط حفرات کاهش و فاصله متوسط حفرات نیز کاهش می‌یابد. همه این عوامل شامل کروی‌تر شدن تخلخل، کوچک شدن اندازه و فاصله متوسط آنها گامی در جهت ارتقاء خواص مکانیکی بشمار می‌رود.

به منظور بررسی سطوح شکست نمونه‌های مورد مطالعه تصاویر مختلف از طریق میکروسکوپ الکترونی روبشی تهیه گردیدند. بررسی تصاویر نشان دهنده شکست‌هایی مشتمل بر شکست دیمپلی<sup>۱</sup>، رخ برگی<sup>۲</sup> و خطوط موج<sup>۳</sup> می‌باشند. مهمترین مکانیزم اشاعه ترک خصوصاً در قطعات با چگالی پایین، حرکت ترک از میان مرز ذرات پودر، بهم پیوستن تخلخل‌ها، افزایش طول ترک و نهایتاً شکست قطعه می‌باشد. با قطع گردنه‌های تف-جوشی، شکست نرم که ناشی از تغییر فرم پلاستیک ایجاد شده در گردنه‌های تف‌جوشی و بهم پیوستن حفرات است، مشاهده می‌گردد (شکل ۴). وجود دیمپل‌ها از مشخصه‌های بارز شکست نرم در این نواحی می‌باشد. شکست ترد رخ برگی در اثر فرو رفتگی بیش از حد حفره در ذرات پودر پایه بوجود می‌آید. در این حالت بدلیل تمرکز ایجاد شده، ترک به جای اینکه دانه پودر را دور بزند، راحت‌تر

ریزساختار و انتخاب صحیح دما و زمان تف‌جوشی و هم-چنین سرعت سرد کردن مناسب می‌تواند ریزساختار ناهمگن با توزیع مناسبی را پدید آورد که ارتقاء خواص مکانیکی و بالاخص خستگی را به دنبال دارد. در مطالعه حاضر مقایسه استحکام خستگی فولاد HP با فولاد DH بر بیش‌تر بودن استحکام خستگی فولاد DH دلالت دارد. دلیل این رفتار را می‌توان به حضور نیکل در ریزساختار فولاد مذکور و وجود نواحی آستنیت باقی‌مانده و در نتیجه نقش مناطق چقرمه نیکل در توقف و یا احیاناً انحراف مسیر ترک‌ها مرتبط دانست [۱۹].

علاوه بر این، مقایسه نتایج آزمون‌های تجربی مربوط به خواص مکانیکی فولادهای مورد مطالعه که دارای چگالی‌های متفاوت بوده و با سرعت‌های مختلف سرد شده‌اند، نشان می‌دهد که در میزان تخلخل‌های پایین فازهای متالورژیکی نقش موثرتری در بهبود خواص مکانیکی ایفا می‌کنند، لذا در درصد تخلخل‌های بالا بدلیل آنکه پیشروی ترک عمدتاً بوسیله حفرات صورت می‌پذیرد، عملاً بهینه‌سازی خواص فازهای زمینه نمی‌تواند نقش مؤثری ایفا کند. برای مثال میزان افزایش استحکام خستگی فولاد DH با ۰/۲٪ کربن هنگامی که دارای چگالی  $6/6 \text{ g/cm}^3$  می‌باشد، با ازدیاد سرعت سرد کردن حدود ۶ درصد بهبود می‌یابد در حالی که این بهبود برای چگالی  $7/2 \text{ g/cm}^3$  حدود ۲۴٪ است. بنابراین عملیات حرارتی هنگامی که بر روی فولادهای با چگالی بالاتر انجام پذیرد، مسلماً تأثیر بیش‌تری بر روی خواص مکانیکی بر جای خواهد گذاشت. به تعبیر دیگر در فولادهای متخلخل در چگالی‌های کم، عامل کنترل‌کننده رشد ترک، حفرات می‌باشند و ریزساختار نقش مهمی ایفا نمی‌کند، در مقابل برای فولادهای با چگالی بالاتر ریزساختار است که نقش اساسی را ایفا می‌نمایند و حفرات بدلیل تعداد اندکشان نقش کم رنگ‌تری دارند، لذا در این حالت کنترل ریزساختار از طرق مختلف مانند عملیات حرارتی، روش آلیاژسازی، دما و زمان تف‌جوشی بر خواص نهایی موثر خواهد بود. برعکس در چگالی‌های کم می‌توان با ایجاد تغییر در مورفولوژی حفرات مانند انتخاب مناسب دما و زمان تف‌جوشی، تف‌جوشی حالت مایع و انتخاب مناسب

<sup>1</sup> - Dimple Fracture

<sup>2</sup> - Cleavage Fracture

<sup>3</sup> - Striation

بصورت موضعی مشاهده می شوند. محققان [۴، ۱۴]، به تشکیل خطوط موج بدلیل کرنش پلاستیکی در رأس ترک خستگی در مواد تف جوشی شده به صورت موضعی اعتقاد دارند. آنها هم چنین مشاهده این خطوط را بواسطه طبیعت تناوبی رشد ترک خستگی می دانند. شکل ۶ این خطوط موج موضعی را نشان می دهد.

است که مسیر داخل ذره پودر را ببینیم. وجود صفحات رخ برگی (شکل ۵) نشانه آشکاری از شکست ترد ذرات پودر می باشد. این دو نوع شکست در سطوح خستگی و شکست فولادهای تف جوشی شده قابل مشاهده می باشند. مشاهده خطوط موج در فولادهای تف جوشی شده تحت بارهای تناوبی مشکل ولی امکان پذیر است. این علائم در منطقه خستگی پرچرخه و هم چنین بدلیل حضور تخلخل

جدول ۲- خواص مکانیکی فولاد گروه DH

کد نمونه	نرخ سرمایش (°C/Sec)	سختی (HV5)	چگالی (g/Cm <sup>3</sup> )	استحکام تسلیم (MPa)	درصد ازدیاد طول	استحکام تسلیم نهایی (MPa)
DH1	۰/۴	۱۱۰	۶/۶	۱۴۰	۱/۲	۴۱۵
	۰/۴	۱۳۱	۶/۹	۱۷۱	۱/۴	۴۹۰
	۰/۴	۱۷۳	۷/۲	۲۱۸	۲/۱	۶۰۱
	۱/۲	۱۳۵	۶/۶	۱۴۸	۰/۹	۴۴۵
	۱/۲	۱۶۲	۶/۹	۱۹۴	۰/۹۵	۵۴۶
	۱/۲	۲۰۱	۷/۲	۲۷۱	۱/۳	۶۹۴
	۰/۴	۱۴۸	۶/۶	۱۶۶	۱	۴۹۰
DH2	۰/۴	۱۷۴	۶/۹	۱۹۴	۱/۱	۵۴۱
	۰/۴	۲۱۲	۷/۲	۲۹۷	۱/۴	۷۶۰
	۱/۲	۱۹۵	۶/۶	۱۸۵	۰/۸	۵۵۴
	۱/۲	۲۴۵	۶/۹	۲۲۸	۱	۶۲۴
	۱/۲	۳۱۷	۷/۲	۳۷۰	۱/۱	۸۹۷

جدول ۳- خواص مکانیکی فولاد گروه HP

کد نمونه	نرخ سرمایش (°C/Sec)	سختی (HV5)	چگالی (g/Cm <sup>3</sup> )	استحکام تسلیم (MPa)	درصد ازدیاد طول	استحکام تسلیم نهایی (MPa)
HP1	۰/۴	۱۲۹	۶/۶	۱۷۶	۱/۷	۵۷۰
	۰/۴	۱۵۸	۶/۹	۲۱۰	۲/۰۵	۶۲۰
	۰/۴	۱۸۷	۷/۲	۲۵۹	۲/۴۵	۷۲۰
	۱/۲	۱۴۱	۶/۶	۱۸۶	۱/۱	۶۱۰
	۱/۲	۱۷۵	۶/۹	۲۲۳	۱/۳	۶۶۸
	۱/۲	۲۱۹	۷/۲	۲۸۷	۲	۷۸۰
HP2	۰/۴	۱۸۰	۶/۶	۲۱۰	۱/۵	۶۵۰
	۰/۴	۲۳۱	۶/۹	۲۹۱	۱/۷	۸۷۰
	۰/۴	۲۹۴	۷/۲	۳۸۰	۲/۱	۹۸۰
	۱/۲	۲۱۸	۶/۶	۲۲۹	۰/۸	۷۳۰
	۱/۲	۲۷۹	۶/۹	۳۲۱	۱/۰۵	۹۷۹
۱/۲	۳۵۴	۷/۲	۴۲۲	۱/۶	۱۱۱۰	

جدول ۴- نتایج آزمون مشخصه‌یابی حفرات فولادهای مورد مطالعه

گروه فولادی	چگالی ( $\text{g/cm}^3$ )	فاکتور شکل	میانگین اندازه تخلخل ( $\mu$ )	میانگین فاصله تخلخل ( $\mu$ )
DH2	۶/۶	۰/۳۷	۲۲	۱۰۰/۶۵
	۶/۹	۰/۴	۱۴	۷۴/۷۴
	۷/۲	۰/۴۶	۱۰	۶۲/۶۴
HP2	۶/۶	۰/۴	۲۱	۹۵/۹۷
	۶/۹	۰/۴۴	۱۲	۶۴/۰۸
	۷/۲	۰/۴۹	۱۰	۶۲/۶

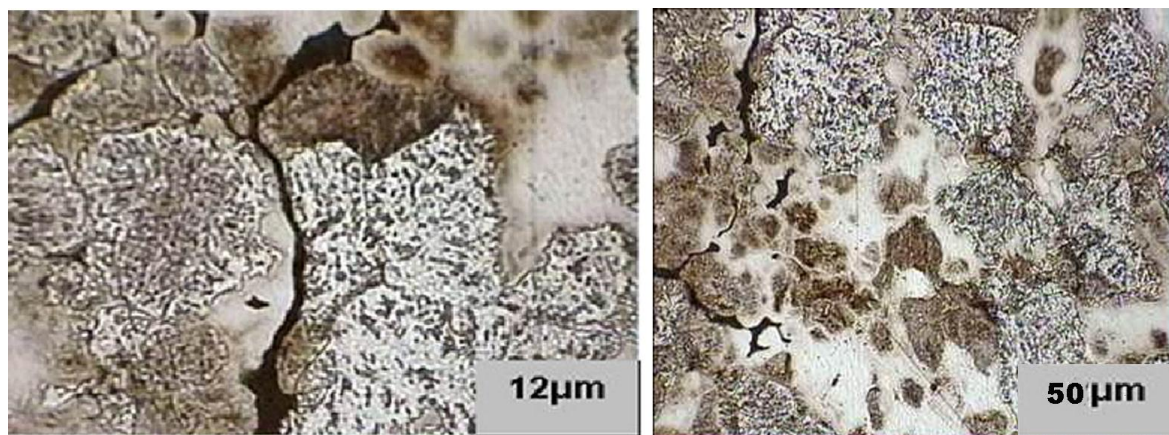


شکل ۱- ریزساختار عمومی فولاد DH.

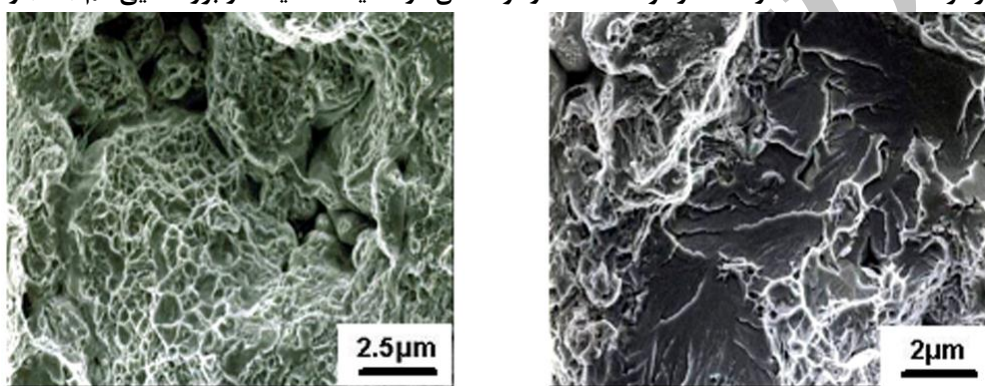


شکل ۲- ریزساختار عمومی فولاد HP.





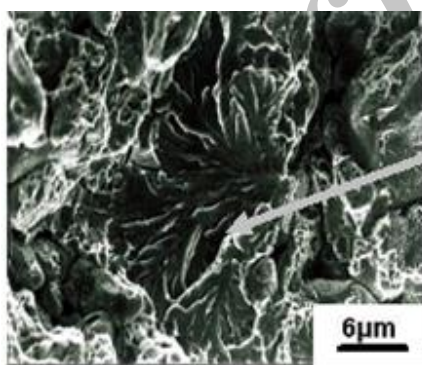
الف  
ب  
شکل ۳- ریز ترک مشاهده شده در ساختار فولاد D.HP و توقف آن در ناحیه آستنیت در بزرگنمایی کم (الف) و زیاد (ب).



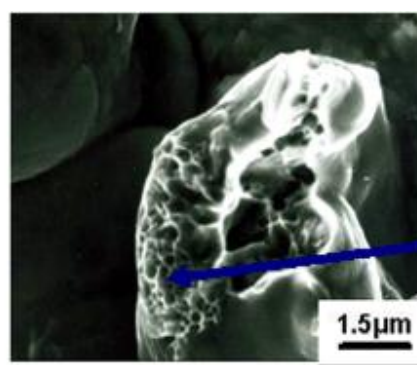
### شکست نرم

### شکست ترد

شکل ۴- شکست داکتیل و رخ برگی در فولاد متالورژی پودر گروه P2 (شکست نرم عموماً در گردنه های تف جوشی و شکست ترد در سایر قسمتها رخ می دهد).

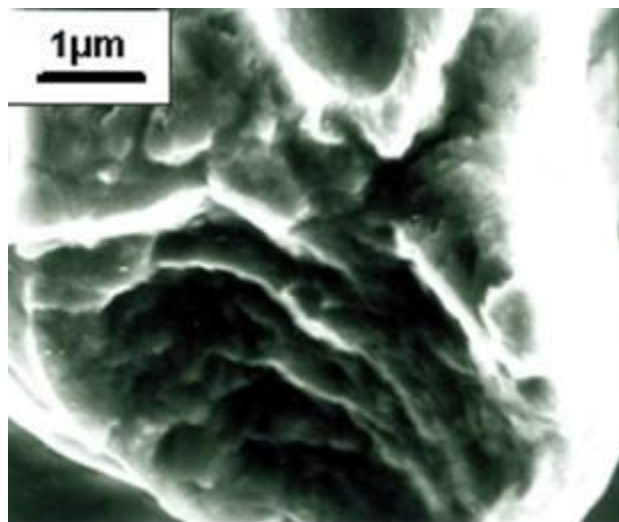


شکست  
ترد



شکست  
نرم

شکل ۵- شکست داکتیل و رخ برگی در فولاد متالورژی پودر گروه D2.



شکل ۶- نمونه‌ای از خطوط موج مشاهده شده در سطح شکست نمونه‌های تحت بارگذاری خستگی.

- بهبودسازی خواص فازهای متالورژیکی از طریق افزایش سرعت سرد کردن بیش‌تر نمایان می‌گردد.
- ۴- نتایج حاصل از مشخصه‌یابی فولادهای تحت مطالعه نشان می‌دهد که افزایش چگالی، افزایش فاکتور شکل، کاهش اندازه متوسط دانه‌ها و کاهش فاصله متوسط بین آنها را بدنبال می‌آورد.
- ۵- وجود عنصر نیکل در ترکیب شیمیایی فولاد HP تشکیل مناطق آستنیتی را پس از تف‌جوشی در ریزساختار به همراه دارد. وجود این مناطق چقرمه تحت عنوان متوقف کننده و یا کند کننده حرکت ترکها منجر به افزایش خواص خستگی این فولاد در مقایسه با فولاد DH گردیده است.
- ۶- سه مکانیزم مشاهده شده در ناحیه رشد ترک شامل شکست نرم دیپلی گردنه‌های تف جوشی، شکست ترد رخ برگی دانه های پودر پایه و خطوط موج می باشند.

## References

1. R. G. Bruce and W. K. Dalton, Modern Materials and Manufacturing Processes, Third Edition, p. 225- 233, 2004.
2. H. Khorsand, S. M. Habibi, H. Yoozbashizade, K. Janghorban, S. M. S. Reihani, H. R. Seraji and M. Ashtari, "The role of heat treatment on wear behavior of powder metallurgy low alloy

## نتیجه‌گیری

- ۱- افزایش چگالی نقش موثری بر بهبود خواص مکانیکی فولادهای متالورژی پودر ایفا می‌کند. بعنوان مثال در فولاد HP با ۰.۵٪ کربن و سرعت سرد شدن ۱/۲ درجه بر ثانیه افزایش چگالی از  $6/9 \text{ g/cm}^3$  به  $7/2$  منجر به افزایش سختی، استحکام کششی و خستگی هریک به ترتیب به میزان حدود ۰.۶۲٪، ۰.۵۲٪ و ۸۴٪ می‌گردد.
- ۲- بررسی نتایج حاصل از آزمون‌ها نشان می‌دهند که افزایش چگالی تأثیر بیش‌تری بر بهبود استحکام خستگی در مقایسه به استحکام کششی بر جای می‌گذارد. بمنظور مقایسه می‌توان ذکر نمود که با افزایش چگالی از  $6/9$  به  $7/2 \text{ g/cm}^3$  در فولاد DH با ۰.۵٪ کربن و سرعت سرد شدن ۱/۲ درجه بر ثانیه سختی، استحکام کششی و استحکام خستگی هریک به ترتیب ۰.۶۲٪، ۰.۶۱٪ و ۱۰۰٪ افزایش می‌یابند. این واقعیت موید نقش متفاوت حفرات در تخریب‌های تحت نیروهای استاتیکی و دینامیکی می‌باشد و نقش موثرتر آنها را در بارگذاری‌های تکرارپذیر نشان می‌دهد.
- ۳- با توجه به میزان چگالی، تأثیر سرعت‌های سرد شدن بر خواص نهایی فولادهای مورد مطالعه متفاوت می‌باشد به گونه‌ای که هرچه چگالی افزایش می‌یابد،

- Powder Metallurgy International, Vol. 20, pp. 9-12, 1988.
12. I. Bertilsson and B. Karlsson, "Dynamic Properties of Sintered Steel", Powder Metallurgy, Vol. 30, pp. 183-188, 1987.
  13. C. Robert and O. Brien, "Fatigue Properties of P/M Materials", SAE Congress, Detroit, Michigan, Vol. pp. 1998.
  14. H. Drar, "Metallographic and fractographic examination of fatigue loaded PM-steel with and without MnS additive", Mater Charact, Vol. 45, pp. 211 - 220, 2000.
  15. K. V. Sudhakar, "Fatigue Behavior of a High Density Powder Metallurgy Steel", International Journal of Fatigue, Vol. 22, pp. 729-734, 2000.
  16. J. Holmes and R. A. Queeney, "Fatigue Crack Initiation in a Porous Steel", Powder Metallurgy, Vol. 28, pp. 231-235, 1985.
  17. D. A. Gerard and D. A. Koss, "Porosity and Crack Initiation during Low Cycle Fatigue", Materials Science and Engineering A, Vol. 129, pp. 77-85, 1990.
  18. W. James and R. Brien, "The Effect of Alloying Method on Dynamic Properties", Hoganas Corp, Reverton, Newjersy, Vol. pp. 1998.
  19. Y. Trudel and R. Angers, "Modern development in powder metallurgy", MPIF, Princeton, NJ, Vol. 6, pp. 305, 1974.
  20. M. Teimouri, M. Ahmadi, N. Pirayesh, M. Aliofkhazraei, M. M. Khoee, H. Khorsand and S. Mirzamohammadi, "Study of corrosion behavior for nitrocarburized sintered Astaloy CrM<sup>®</sup> +C", J Alloys Compd, Vol. 477, pp. 591-595, 2009.
  21. L. Alzati, A. Bergmark and J. Andersson, "Fatigue performance of PM steel in as-sintered state", PMAI conference, Mumbai, India, Vol. pp. 2005.
  22. O. Bergmam and A. Bergmark, Influence of Microstructure on the Fatigue Performance of PM Steel, p. Hoganas AB, Sweden, 2004.
  3. H. Khorsand, S. M. Habibi, K. Janghorban, H. Yoozbashizade and S. M. S. Reihani, "Fatigue of sintered steels (Fe - 1.5 Mo - 3 Mn - 0.7 C)", Mater Struct, Vol. 37, pp. 335-341, 2004.
  4. N. Chawla, S. Polasik, K. S. Narasimhan, M. Koopman and K. K. Chawla, "Fatigue Behavior of Binder-Treated Powder Metallurgy Steels", International Journal of Powder Metallurgy, Vol. 37, pp. 49-57, 2001.
  5. E. Ganjeh, H. Khorsand and M. Ghaffari, "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. pp. 2011.
  6. K. D. Christian and R. M. German, "Relation between Pore Structure and Fatigue Behavior in Sintered Iron-Copper-Carbon", The International Journal of Powder Metallurgy, Vol. 31, pp. 51-61, 1995.
  7. H. Danninger, D. Spoljaric and B. Weiss, "Microstructural Features Limiting the Performance of P/M Steels", Int J Powder Metall, Vol. 33, pp. 43-53, 1997.
  8. U. Lindstedt, B. Karlsson and R. Masini, "Influence of Porosity on Deformation and Fatigue Behavior of P/M Austenetic Stainless Steels", The International Journal of Powder Metallurgy, Vol. 33, pp. 49-61 1997.
  9. H. Khorsand, "The Investigation of microstructural characteristics effect on Periodic Behavior of Powder Metallurgical Steels", Ph.D Thesis Sharif University, Tehran, 2002.
  10. M. Khaleghi and R. Haynes, "Sintering and Heat Treatment of Steels Made from a Partially Prealloyed Iron Powder", Powder Metallurgy, Vol. 28, pp. 217-223, 1985.
  11. M. Khaleghi and R. Haynes, "Heat Treatment of Sintered Steels Made from a Partially Prealloyed Iron Powder",

- Molding", Powder Metallurgy International, Vol. 25, pp. 165-169, 1993.
29. D. Gross and T. Seelig, Fracture Mechanics: With an Introduction to Micromechanics, 2, p. 51-63, Springer, London, 2011.
30. X. Deng, G. Piotrowski, N. Chawla and K. S. Narasimhan, "Fatigue crack growth behavior of hybrid and prealloyed sintered steels Part I. Microstructure characterization", Mat Sci Eng A, Vol. 491, pp. 19, ۲۰۰۸, ۲۷-
31. H. Abdoos, H. Khorsand and A. R. Shahani, "Fatigue behavior of diffusion bonded powder metallurgy steel with heterogeneous microstructure", Mater Design, Vol. 30, pp. 1026-1031, 2009.
۳۲. اسماعیل گنجه، علی رهبردوست، علی شکوه فر، " بررسی اثر عملیات حرارتی بر ریزساختار شفت توربین بخار لایه نشانی شده توسط فرآیند جوشکاری TIG"، مجله مواد نوین، جلد ۲، شماره ۱، پائیز ۱۳۹۰، ۴۸-۳۵.
23. U. Engstrom and M. Schmidt, Performance Characteristics of High Performance Diffusion Bonded Materials, p. North American Hoganas, USA, 2004.
24. S. Saritas, R. Causton, W. B. James and A. Lawley, "Effect of Microstructural Inhomogeneities on the Fatigue Crack Growth Response of a Prealloyed and Two Hybride PM Steels", World Congress on PM & Particular Material, Florida, Vol. pp. 2002.
25. ASTM and B-328, "standard test method for density and interconnected porosity of sintered metal structure parts," 1996.
26. ASTM and E384, "Standard test method for microindentation hardness of materials," 2002.
27. ASTM and E8, "Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials," 2004.
28. R. M. German, "Technological Barriers and Opportunities in Powder Injection

Archive of SID