

بررسی تف جوشی پذیری لیزری پودر فولاد تندبر M2

حامد اصغرزادهⁱ؛ عبدالرضا سیم چیⁱⁱ

چکیده

در این تحقیق اثر شرایط تولید، مانند سرعت جاروب لیزر و محیط فرآیند، بر چگالش و ریزساختار فولاد تندبر M2 در فرآیند تف جوشی مستقیم توسط لیزر (DMLS) مطالعه شده است. آزمایش‌های چگالی سنجی، متالوگرافی، ریزسختی سنجی و مطالعات ریزساختاری توسط میکروسکوپ‌های نوری و الکترونی روبشی (SEM) انجام شد.ⁱⁱⁱ نتایج آزمایش‌ها نشان می‌دهند که با افزایش سرعت جاروب لیزر، چگالی قطعات ساخته شده به صورت خطی کاهش می‌یابد. بعلاوه، تف جوشی در محیط آرگون چگالی بالاتری نسبت به محیط نیتروژن به دست می‌دهد. ریزساختار نمونه‌ها به علت انجماد نسبتاً سریع به صورت سلولی، دندریتی و یا ترکیبی از آنها است. با این وجود، اندازه‌ی حفره‌ها مستقل از تغییرات سرعت جاروب لیزر، محیط فرآیند و ترکیب شیمیایی است.

کلمات کلیدی

تف جوشی لیزری؛ فولاد تندبر؛ ریز ساختار؛ ابزارسازی سریع

An Investigation on Laser Sinterability of M2 High-speed Steel Powder

H. Asgharzadeh; A. Simchi

ABSTRACT

In the present research the influences of manufacturing parameters e. g. laser scan rate and working atmosphere on densification and microstructure of M2 high-speed steel powder via direct metal laser sintering (DMLS) were studied. Density and micro-hardness measurement experiments were performed on produced specimens and microstructural evaluation was done with both optical and scanning electron microscopy (SEM). The result of experiments showed that the density of laser sintered specimens decreased linearly with increasing the laser scan rate. Furthermore, sintering under the argon atmosphere yields higher densification than the nitrogen atmosphere. It was found that laser sintered specimens have cellular and/or dendritic microstructure due to rapid solidification during the DMLS process. Also, the size of pores is independent to laser scan rate, sintering atmosphere and chemical composition.

KEYWORDS

Laser Sintering; High-Speed steel; Microstructure; Rapid Tooling

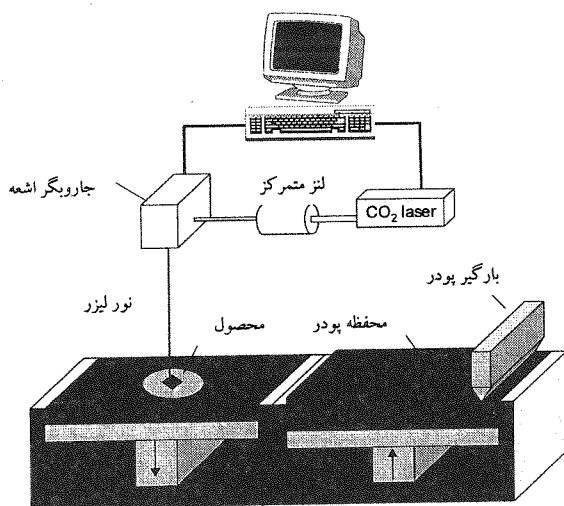
ⁱ دانشجوی کارشناسی ارشد دانشکده مهندسی و علم مواد دانشگاه صنعتی شریف؛ asgharzadeh@mehr.sharif.edu

ⁱⁱ استادیار دانشکده مهندسی و علم مواد دانشگاه صنعتی شریف؛ simchi@sharif.edu

کیفیت سطوح نیز بهبود یابد. در مورد قطعات با وزن مخصوص بیشتر، ممکن است قطعه به صورت مستقیم مورد استفاده قرار گیرد. البته در برخی موارد، برای افزایش چگالی، عملیات تف جوشی ثانویه روی قطعه تولیدی نیز انجام شود.

در این فرآیند می توان از پودرهای خالص فلزی، پیش آلیاژی و یا مخلوط استفاده کرد. موادی که برای ساخت قطعات به روش DMLS مورد پژوهش و بررسی قرار گرفته اند عبارتند از: سرب، قلع، روی، مس، آهن، مس-قلع، آهن-مس، تنگستن-مس، آهن/فولاد-مس-قلع، مس-قلع-نیکل-فسفر، مس-قلع-سرب، پودرهای پایه فولادی، فولادهای زنگ نزن، فولادهای تندبر و اینکونل ۶۲۵ [۵]-[۲۳]. امروزه، تلاش برای توسعه فرآیند تف جوشی لیزری برای سرامیک ها [۲۴]-[۲۷] و کاربردهای سماتنه [۲۸]، [۲۹] نیز در جریان است.

فرآیند DMLS یک فرآیند وابسته به پارامترهای ماده و فرآیند است به طوری که با تغییر این عوامل، خواص قطعه تولیدی به شدت تحت تاثیر قرار می گیرد. ترکیب شیمیایی، اندازه، شکل، توزیع و جریان پذیری ذرات پودر از مهمترین پارامترهای ماده هستند. همچنین برخی از پارامترهای اپتیکی و مکانیزم عملکرد که روی کیفیت ابزار تولیدی موثرند عبارتند از: شدت توان لیزر، سرعت جاروب شدن سطح توسط لیزر، میزان هم پوشانی بین خطوط جاروب، ضخامت لایه ها، محیط فرآیند و نحوه جاروب سطح توسط اشعه لیزر [۵]، [۷]، [۱۱].



شکل (۱): تصویری از دستگاه تف جوشی توسط لیزر

فن آوری تف جوشی مستقیم توسط لیزر^۱ (DMLS) توسط شرکت آلمانی EOS GmbH در سال ۱۹۹۵ ابداع شد [۱]. این فرآیند، یکی از معدود روش های نمونه سازی سریع است که قابلیت تولید قطعات فلزی به صورت مستقیم از پودر فلزات را دارد [۲]. نمای تصویری از دستگاه تف جوشی لیزری در شکل (۱) نشان داده شده است. این سیستم شامل قسمت های زیر است:

- منبع لیزر دی اکسید کربن با سایر تجهیزات نوری وابسته به آن

- منبع تغذیه ی پودر

- تیغه ی توزیع کننده پودر

- صفحه ی ساخت

- سیستم کنترل کننده کامپیوتری

در این فرآیند، ابتدا یک مدل CAD سه بعدی از قطعه ی مورد نظر ساخته می شود. سپس این فایل به فرمت STL تبدیل می شود. در این فرمت، سطح مدل سه بعدی CAD به مثلث هایی تقسیم می شود. فایل حاصل شامل مختصات رئوس و جهت بردار و صفحات نرمال مثلث ها است. پس از تهیه فایل STL، مدل سه بعدی به صورت لایه لایه در می آید. یک لایه نازک از پودر تحت محیط کنترل شده (مانند نیتروژن) توسط یک تیغه فلزی بر روی سکوی دستگاه قرار می گیرد. سپس با فرمان کامپیوتر، اشعه لیزر بر روی سطح جاروب می شود. محدوده توان خروجی برای لیزرهای دی اکسید کربن ۲۵۰ W-۱۰۰ و سرعت جاروب لیزر $50-600 \text{ mm s}^{-1}$

است [۳]. وقتی که لیزر روی بستر پودری جاروب می شود، انرژی لیزر توسط ذرات پودر جذب می شود. جذب اشعه توسط مکانیزم های bulk-coupling و powder-coupling انجام می گیرد [۴]. انرژی حرارتی جذب شده، دمای بستر پودری را افزایش می دهد و باعث ایجاد پیوند بین ذرات می شود. مکانیزم چگالش بسته به نوع مواد اولیه می تواند ذوب و انجماد (پودرهای خالص مانند آهن)، تف جوشی در فاز مایع^۲ (پودرهای مخلوط با نقاط ذوب مختلف مانند آهن و مس) و یا تف جوشی در فاز جامد و مایع^۳ (پودرهای پیش آلیاژی مانند فولادهای تندبر) باشد [۳]. با تکرار این عملیات در نهایت می توان قطعه مورد نظر را ساخت. چگالی قطعه فلزی تولیدی بعد از تف جوشی لیزری بر حسب نوع ماده مصرفی و شرایط تولید ۷۵-۹۵ درصد مقدار نظری چگالی است. در مورد قطعات متخلخل ممکن است عملیات ماده خورانی توسط رزین اپوکسی یا آلیاژهای مس انجام شود تا حفره های سطحی بسته شوند و

نیروی 0.1 Kgf استفاده شد. همچنین برای بررسی اندازه حفره ها، آنالیز تصویری سطح نمونه‌های صیقلی شده توسط نرم افزار Buhler انجام گرفت.

جدول (۱): ترکیب شیمیایی فولاد تندبر M2 مورد مطالعه

عنصر	C	Si	Mn	V	Mo	Cr	W	Fe
درصد	0.86	0.33	0.37	1.97	5.23	1.25	6.32	80.67

۳- نتایج و بحث

۳-۱- اثر سرعت جاروب لیزر

سرعت جاروب لیزر یکی از مهمترین پارامترهای تاثیر گذار بر خواص قطعه‌ی تولیدی است. با افزایش سرعت جاروب، سرعت ساخت بیشتر می‌شود و تنش‌های حرارتی ناشی از فرآیند تف جوشی کاهش می‌یابند. در عوض، عدم چگالش کامل و در نتیجه افت خواص مکانیکی ممکن است در سرعت‌های بالا اتفاق افتد [۲۲]، [۳۰]. بنابراین دو آستانه برای سرعت جاروب لیزر وجود دارد: در سرعت‌های بیشتر از یک سرعت بحرانی که آستانه ساخت نامیده می‌شود، به علت افت دما، تف جوشی به صورت کامل انجام نمی‌شود و ساخت قطعه امکان پذیر نیست. در سرعت‌های کمتر از سرعت بحرانی، تنش‌های حرارتی بسیار زیاد است و ترک خوردن قطعه را موجب می‌شود [۳۱]. در عمل، معمولاً سعی می‌شود تا عملیات در بیشینه توان و سرعت مناسب انجام شود تا نتایج مطلوب به‌دست آید.

در این تحقیق، از سرعت جاروب لیزر در محدوده $50-175 \text{ mm s}^{-1}$ استفاده شده است. منحنی تغییرات چگالی بر حسب سرعت جاروب در دو محیط آرگون و نیتروژن در شکل (۲) نشان داده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود، با افزایش این سرعت، چگالی نمونه‌ها کاهش می‌یابد. بدیهی است در یک توان ثابت با افزایش سرعت جاروب لیزر، مدت زمان تاثیر اشعه بر ذرات پودر کاهش می‌یابد. به عبارت دیگر، میزان حرارت ورودی^۸ کمتری به سیستم اعمال می‌شود. تحت این شرایط ضخامت لایه‌های نوب و منجمد شده کاهش و میزان حفره‌های بین لایه‌ای افزایش می‌یابد. در شکل (۳) مقطع صیقلی نمونه‌های ساخته شده در محیط نیتروژن و سرعت‌های جاروب ۱۰۰ و 175 mm s^{-1} نشان داده شده است. در این شکل حفره‌های ستونی بین لایه‌ای کاملاً مشخص است. از طرف دیگر ترک‌های عمود بر راستای ساخت در سرعت جاروب 100 mm s^{-1} قابل رویت است که علت آن کمتر بودن سرعت جاروب از سرعت

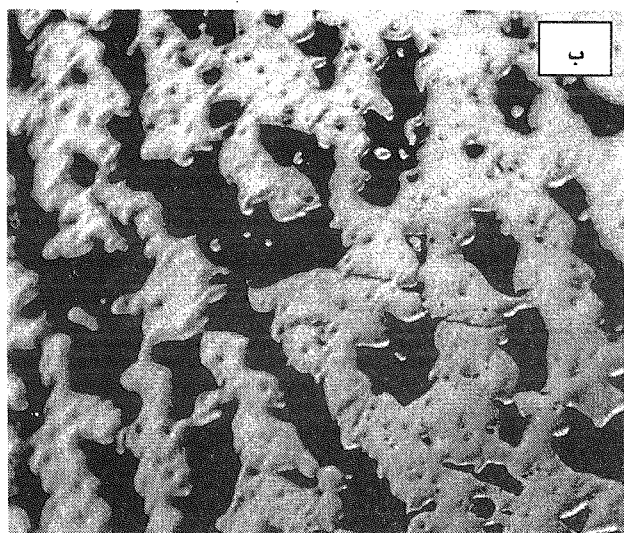
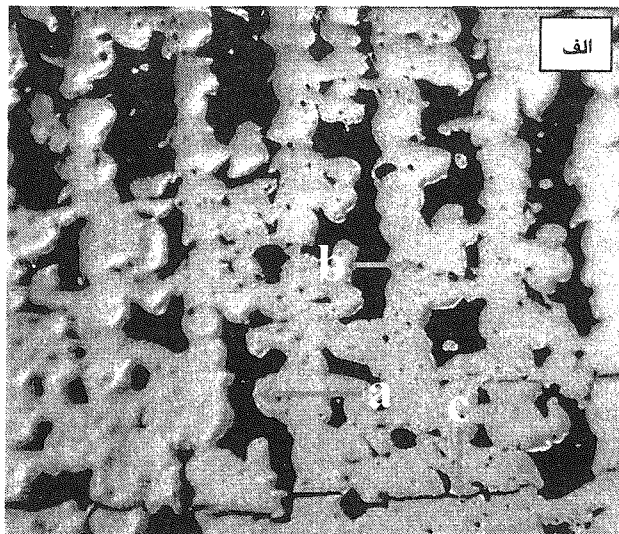
فولادهای تندبر^۹ (HSS) مواد متداول مورد استفاده در ابزارهای برشی با ترکیب مطلوبی از مقاومت سایشی، سختی در دمای بالا و چقرمگی هستند. اما، به دلیل مقدار بالای عناصر آلیاژی و ساختار پیچیده کاربیده‌های موجود در ریزساختار این فولادها، دستیابی به قطعه‌ی نهایی مستلزم انجام فرآیندهایی با ویژگی‌های خاص است تا خواص مطلوب بدست آیند [۳۰]. استفاده از روش متالورژی پودر، قابلیت غلبه بر این مشکلات را دارد و یک روش با صرفه اقتصادی برای ساخت قطعات نزدیک به شکل نهایی است [۲۲]. در این پژوهش، ساخت این قطعات توسط فرآیند تف جوشی لیزری مطالعه شده است. در این مقاله، اثر شرایط تولید مانند سرعت جاروب لیزر و محیط فرآیند بر چگالش و ریزساختار قطعات تولیدی ارائه و شرایط بهینه ساخت تعیین می‌شود.

۲- روش تحقیق

ترکیب شیمیایی پودر فولاد تندبر M2 مورد استفاده در این تحقیق در جدول (۱) ارائه شده است. این پودر به روش اتمیزه گازی تولید شده و کروی شکل است. اندازه ذرات پودر کوچکتر از $50 \mu\text{m}$ و چگالی آن 8.047 gr/cm^3 است. برای ساخت نمونه‌های آزمایشگاهی از دستگاه تف جوشی لیزری ساخت شرکت EOS^{۱۰} آلمان استفاده شد. لیزر این دستگاه از نوع CO_2 پیوسته با توان ۲۰۰W و قطر اشعه 0.4 mm بود. تمرکز و جاروب اشعه روی سطح x-y و در دو جهت عمود بر هم توسط آینه‌های اپتیکی انجام شد. ضخامت لایه‌های ساخت برای مدل STL، 0.1 mm انتخاب شد و آزمایش در دو محیط نیتروژن و آرگون صورت گرفت. فاصله هم پوشانی بین خطوط جاروب لیزر 0.3 mm بود. عملیات تف جوشی با سرعت جاروب لیزر در محدوده $50-175 \text{ mm s}^{-1}$ طول و عرض نمونه‌های آزمایشگاهی 10 mm و ضخامت آنها 7 mm بوده است.

چگالی نمونه‌ها به روش غوطه‌وری در آب (ارشمیدس) اندازه‌گیری شد. مطالعات ریزساختاری در مقطع عمود بر راستای ساخت نمونه‌ها انجام شد. محلول اچ مورد استفاده برای متالوگرافی، نایتال ۲٪ (۲ میلی لیتر HNO_3 به ازای ۱۰۰ میلی لیتر CH_3OH) بود. سطح نمونه‌ها توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مورد مطالعه قرار گرفت. برای وضوح بیشتر تصاویر از دو حالت الکترون‌های ثانویه^۶ (SE) و الکترون‌های برگشتی^۷ (BSE) در SEM استفاده شد. برای اندازه‌گیری سختی نمونه‌ها از روش میکروسختی ویکرز در

خوردن نمونه‌ها در اثر تنش‌های حرارتی بالا است.



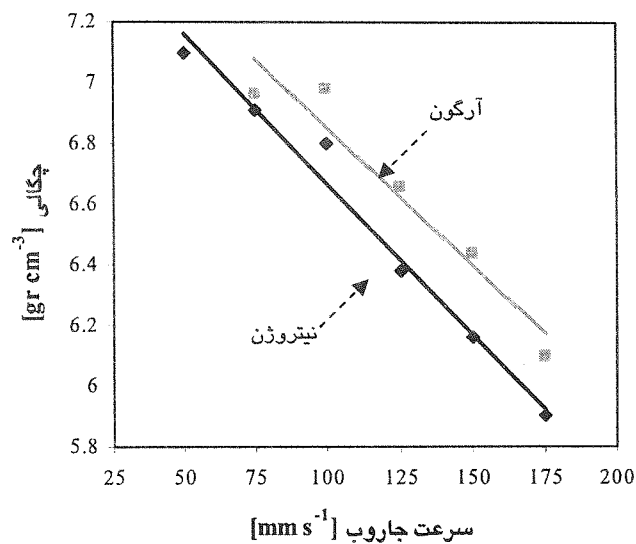
1 mm

شکل (۳): تصاویر گرفته شده از مقطع فولاد تندبر M2 تف جوشی شده در محیط نیتروژن: (الف) سرعت ۱۰۰ mm/s و چگالی قطعه ۸۵٪ تنوری (ب) سرعت ۱۷۵ mm/s و چگالی قطعه ۶۲٪ تنوری. a- حفره های بین لایه ای b- حفره های بسته c- ترک.

۳-۲- اثر محیط

محیط فرآیند یکی دیگر از عوامل مهم تاثیر گذار بر خواص قطعات ساخته شده است. در فرآیند DMLS اکسیژن اثرات نامطلوبی بر خواص قطعه دارد که از جمله آنها می‌توان به کاهش تف جوشی پذیری، افزایش تمایل به گلوله ای شدن و کاهش خواص مکانیکی اشاره نمود [۳].

بحرانی در مورد این نمونه و ایجاد تنش‌های حرارتی شدید است (شکل ۳-الف). انرژی حرارتی لیزر باعث ذوب شدن ذرات پودر در یک ردیف می‌شود و در نتیجه، مسیر مذاب استوانه‌ای شکلی تشکیل می‌شود. سپس استوانه مذاب ناپایدار می‌شود و برای کاهش دادن مساحت سطح و کمینه شدن انرژی سطحی کل، به صورت ردیفی از کره‌ها در می‌آید. این پدیده، گلوله‌ای شدن^۱ نامیده می‌شود [۳۰]. اثرات مضر ناشی از گلوله‌ای شدن عبارتند از: کاهش کیفیت سطحی، تشکیل حفره‌های بزرگ بین لایه ای و خراش انداختن روی سیستم بارگیر پودر [۳]. در شکل (۴) اثر سرعت جاروب لیزر بر شکل سطحی نمونه‌های تف جوشی شده در محیط نیتروژن نشان داده شده است. اگلموره‌ها، گلوله‌های فلزی (ناشی از گلوله‌ای شدن) و حفره های بین لایه ای در این شکل دیده می‌شوند. البته در سرعت جاروب لیزر کم، اگلموره ها پیوستگی بیشتری دارند و گلوله های فلزی به میزان بسیار کم مشاهده می‌شوند (شکل ۴-الف). با افزایش سرعت جاروب لیزر اگلموره ها پیوستگی خود را از دست می‌دهند و گلوله‌ای شدن به شدت اتفاق افتاده است (شکل ۴-ب). بنابراین، چنین استنباط می‌شود که پارامترهای فرآیند، به ویژه سرعت جاروب لیزر، اثر زیادی روی تمایل به گلوله‌ای شدن دارند. سرعت جاروب بالاتر باعث کاهش سریع قطر استوانه مذاب شده و تمایل به گلوله‌ای شدن را افزایش می‌دهد [۳۰].



شکل (۲): تغییرات چگالی برحسب سرعت جاروب لیزر. نکته قابل توجه این است که با افزایش سرعت جاروب، چگالی نمونه‌ها تقریباً به صورت خطی کاهش می‌یابد. البته در برخی از موارد (بویژه در سرعت‌های جاروب پایین) با افزایش سرعت جاروب، چگالی نمونه‌ها افزایش می‌یابد که علت آن ترک

برای جلوگیری از اکسید شدن پودر در حین فرآیند، عملیات در محیط بی اثر مانند نیتروژن یا گاز خنثی انجام می‌شود. در این تحقیق عملیات تف جوشی لیزری در دو محیط نیتروژن و آرگون انجام شد. همانطور که از شکل (۲) دریافت می‌شود، منحنی تغییرات چگالی بر حسب سرعت جاروب برای محیط آرگون بالای منحنی نیتروژن قرار دارد. به عبارت دیگر، عملیات در محیط آرگون چگالش بهتری را نسبت به محیط نیتروژن می‌دهد. علت این موضوع، حل شدن نیتروژن در حوضچه مذاب در حین فرآیند تف جوشی لیزری است. Varez و همکارانش [۲۲] نشان داده اند که نیتروژن روی دیاگرام فازی فولاد M2 اثر گذاشته و دمای سالیدوس را افزایش می‌دهد. بنابراین، دمای تف جوشی مناسب در محیط نیتروژن بالاتر از محیط آرگون است. همچنین عملیات در محیط نیتروژن باعث تشکیل نیتrideهای بین لایه‌ها شده که از پیوند کامل بین لایه‌ای جلوگیری می‌کند [۲۳]. مقطع صیقلی شده نمونه‌های تف جوشی شده در محیط‌های نیتروژن و آرگون در سرعت جاروب 100 s^{-1} در شکل (۵) نشان داده شده است. همانطور که مشاهده می‌شود در محیط آرگون حفره‌های بین لایه‌ای بسیار کمتر هستند. بعلاوه، ترکهایی در مقطع هر دو نمونه مشاهده می‌شود که علت آن کم بودن سرعت جاروب از سرعت بحرانی و ایجاد تنش‌های حرارتی است.

۳-۳- مطالعات ریزساختاری

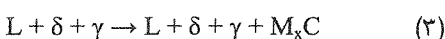
انجماد فولاد تندبر M2 مطابق دیاگرام فازی آن با تشکیل کریستال‌های اولیه فریت دلتا (δ) در دمای 1435°C آغاز می‌شود [۲۴] و [۲۵]:



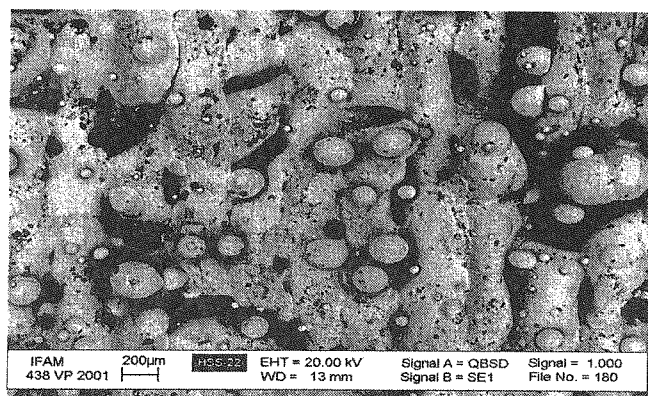
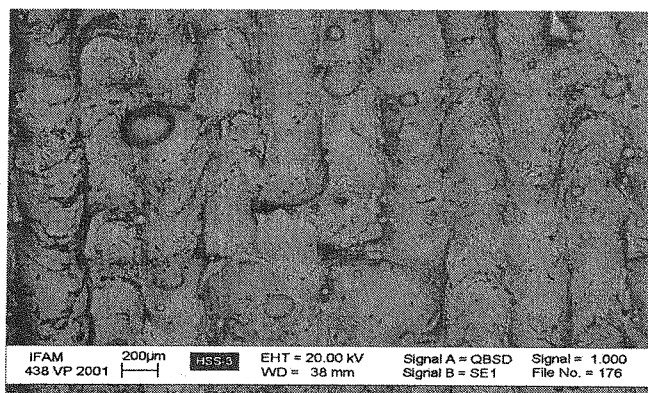
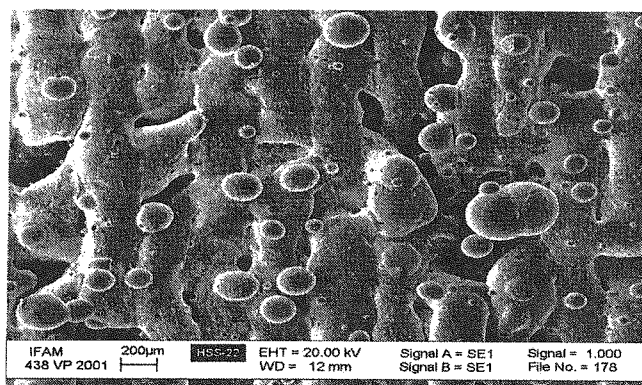
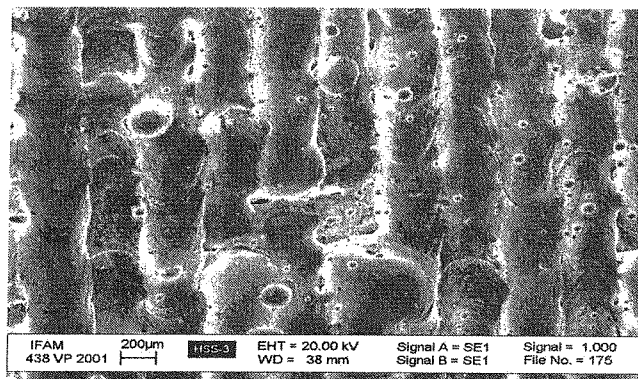
در ادامه، استحاله پرینکتیکی در دمای 1330°C بین مذاب غنی از کربن و دندریت‌های فریت دلتا برای تشکیل آستنیت انجام می‌شود:



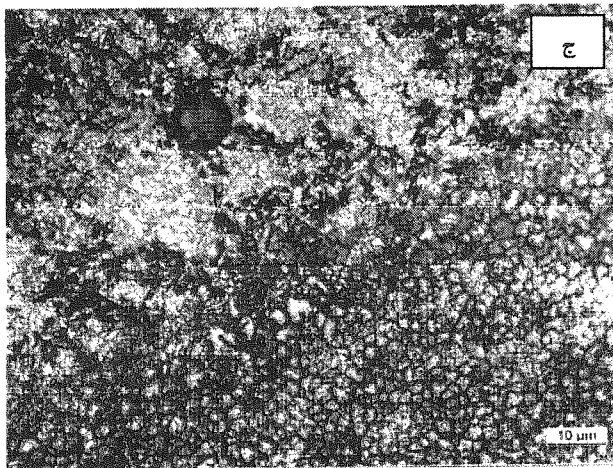
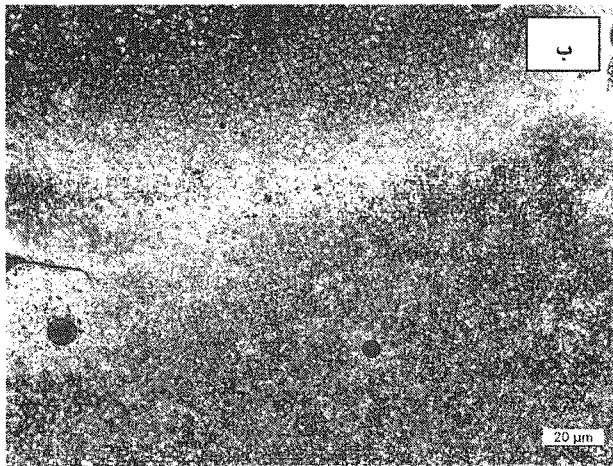
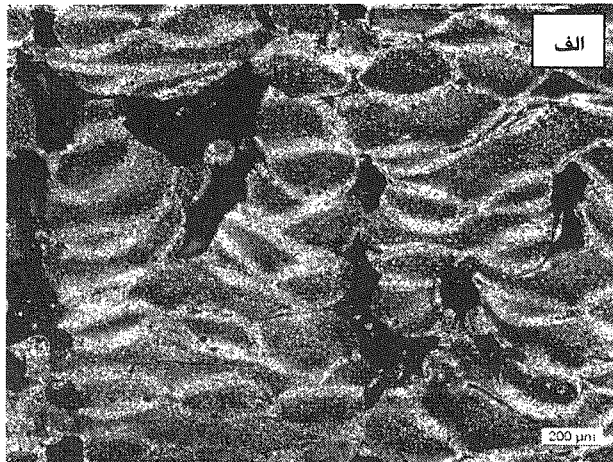
این استحاله مقداری از فریت‌های δ را به آستنیت تبدیل می‌کند ولی عموماً فریت δ در هسته دندریت‌ها باقی می‌ماند. به هر جهت، مایع بین دندریتی طی واکنش یونکتیکی زیر در دمای 1260°C به آستنیت و کاربید تجزیه می‌شود:



با کاهش دما، هسته‌های دندریت‌های فریتی در دمای 1235°C به توده آستنیت-کاربید تجزیه می‌شود که δ یونکتوئید نامیده می‌شود:

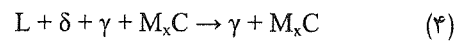


شکل (۴): تصاویر SEM گرفته شده از سطح فوقانی نمونه‌های فولاد M2 تف جوشی شده در محیط نیتروژن: (الف) سرعت جاروب 75 mm/s - تصویر SE، (ب) سرعت جاروب 125 mm/s - تصویر SE، (ج) سرعت جاروب 75 mm/s - تصویر BSE و (د) سرعت جاروب 125 mm/s - تصویر BSE.

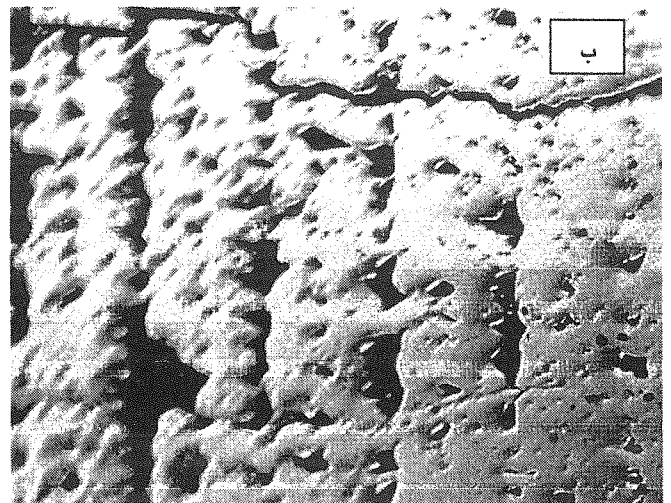
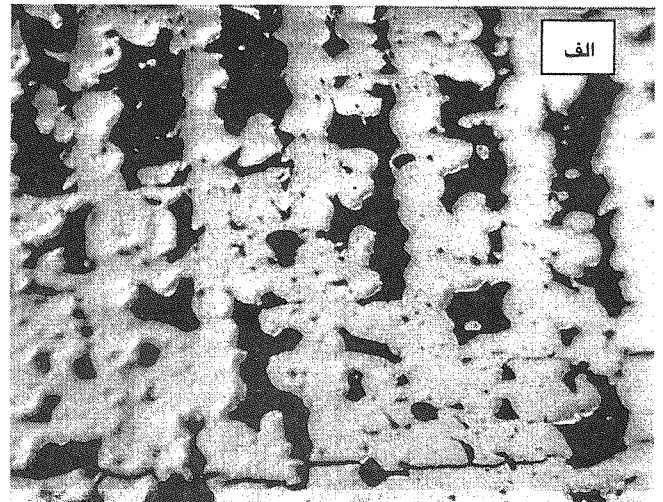
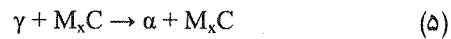


شکل (۶): ریزساختار میکروسکوپی فولاد M2 تف جوشی شده توسط لیزر در بزرگنمایی (الف) ۵۰x (ب) ۵۰۰x (ج) ۱۰۰۰x.

مطالعات تفرق با اشعه ایکس (XRD) نشان دادند که فازهای با ساختار کریستالی BCC مانند مارتنزیت و فریت دلتا و فازهای با ساختار کریستالی FCC مانند آستنیت در داخل دندریته‌ها یا سلول‌ها تشکیل می‌شوند [۳۶]. مذاب باقیمانده بین دندریته‌ها یا بین سلولی از طریق واکنش یونکتیکی به آستنیت و کاربید تجزیه می‌شود



در نهایت، مقداری از آستنیت باقیمانده در حین سرد کردن به مارتنزیت تبدیل خواهد شد:



شکل (۵): تصاویر گرفته شده از مقطع فولاد M2 تف جوشی شده در سرعت جاروب ۱۰۰ mm/s: (الف) محیط نیتروژن و چگالی قطعه ۸۵٪ تنوری (ب) محیط آرگون و چگالی قطعه ۸۶٪ تنوری.

در شکل (۶) ریزساختار فولادهای تندبر M2 تف جوشی شده توسط لیزر نشان داده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود ساختار دارای میکرو جدایش است و از دندریته‌ها، سلول‌ها و یا ترکیبی از این دو تشکیل شده است. در مرزها نیز شبکه پیوسته کاربید بین دندریته‌ها یا بین سلولی وجود دارد. ریزساختار سلولی در سرعت‌های پایین جاروب ایجاد می‌شود، در حالی‌که ریزساختار دندریته‌ها در سرعت‌های جاروب بالاتر بوجود می‌آید [۳۴].

حفره‌های گازی هستند که در اثر محبوس شدن گاز در حوضچه مذاب ایجاد شده اند (حفره های کروی در شکل ۳).

در شکل (۸) منحنی تغییرات اندازه حفره‌های گرد و حفره‌های بین لایه‌ای بدست آمده از آنالیز تصویری برحسب درصد منافذ کل نشان داده شده است. درصد منافذ کل (P) از اندازه‌گیری چگالی و با استفاده از رابطه زیر بدست آمده است:

$$\%P = \left[1 - \left(\frac{d}{d_{th}}\right)\right] \times 100$$

d چگالی نمونه و d_{th} مقدار نظری چگالی است. از شکل (۸) چنین استفاده می‌شود که تغییرات اندازه حفره‌های گرد و حفره‌های بین لایه‌ای برحسب درصد منافذ کل اندک است. به عبارتی می‌توان گفت که اندازه حفره‌های گرد و حفره‌های بزرگ بین لایه‌ای با تغییر پارامترهای فرآیند تغییرات محسوسی نکرده و تقریباً ثابت می‌ماند.

۴-۳- نتیجه گیری

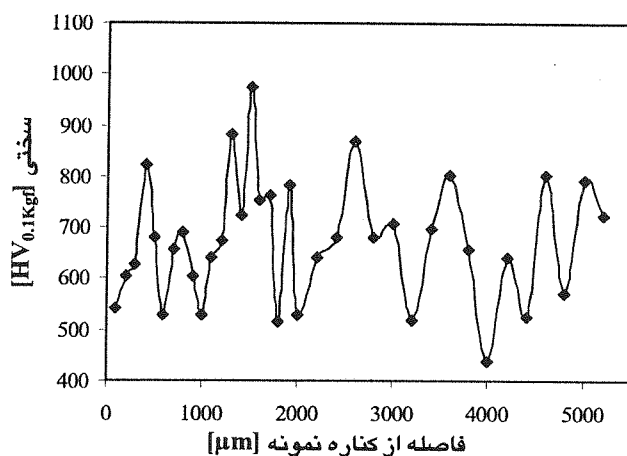
در این تحقیق تف جوشی لیزری پودر فولاد تندبر M2 به روش مستقیم انجام شد. نتایج حاصل نشان می‌دهند که با افزایش سرعت جاروب لیزر چگالی نمونه‌ها به صورت خطی کاهش می‌یابد. همچنین با افزایش این سرعت اثر گلوله ای شدن تشدید می‌شود که مطلوب نیست زیرا باعث زبری سطح و ایجاد حفره های بزرگ می‌شود. از طرف دیگر، تف جوشی لیزری در محیط آرگون چگالی بیشتری را نسبت به محیط نیتروژن به دست می‌دهد.

ساختار میکروسکوپی قطعات تف جوشی شده توسط لیزر شامل جدایش های ریزساختاری است. این ساختار از دندریت ها، سلول ها و یا ترکیبی از این دو تشکیل شده است که در اطراف آنها شبکه پیوسته کاربیدی وجود دارد. تغییرات منحنی سختی بر حسب فاصله از کناره‌ی نمونه نیز به صورت تناوبی است که تصدیق کننده‌ی ساختار زنجیری است. همچنین دریافت شد که اندازه‌ی حفره‌های گرد و حفره‌های بین لایه‌ای با تغییر پارامترهای فرآیند تغییرات محسوسی نمی‌کند. با توجه به نتایج مطالعات تجربی شرایط بهینه ساخت در سرعت جاروب 175 mm s^{-1} ، توان 200 W ، هم پوشانی بین خطوط جاروب لیزر 0.3 mm ، ضخامت لایه پودر 0.1 mm و تف جوشی در محیط آرگون به دست آمد.

(کاربید $\gamma \rightarrow L$). مقداری از آستنیت یوتکتیکی ایجاد شده نیز به مارتنزیت استحاله می‌یابد. با افزایش سرعت جاروب لیزر، سرعت سرد شدن افزایش می‌یابد. با افزایش سرعت سرد شدن، اندازه سلولها و دندریتها و همچنین میزان کاربیدهای بین آنها کاهش می‌یابد زیرا، در سرعت سرد شدن بالا زمان کافی برای جدایش کربن و تشکیل کاربید وجود ندارد [۳۴].

۳-۴- مطالعات سختی سنجی

شکل (۷) منحنی‌های ریزسختی برحسب فاصله از کناره نمونه‌ای که در محیط نیتروژن با سرعت جاروب لیزر 175 mm s^{-1} تف جوشی لیزری شده است را نشان می‌دهد. همان‌طور که ملاحظه می‌شود تغییرات منحنی سختی به صورت تناوبی است که تصدیق کننده ریزساختار جدایش یافته زنجیری می‌باشد. مناطقی که دارای سختی کمتری هستند مربوط به قسمت‌های با رنگ روشن و مناطقی که سختی بیشتری دارند، مربوط به قسمت‌های تیره رنگ ریزساختار هستند (شکل ۶-الف).

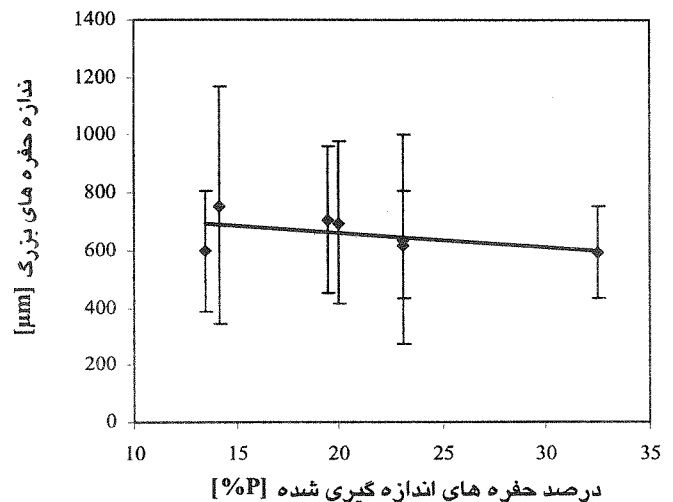
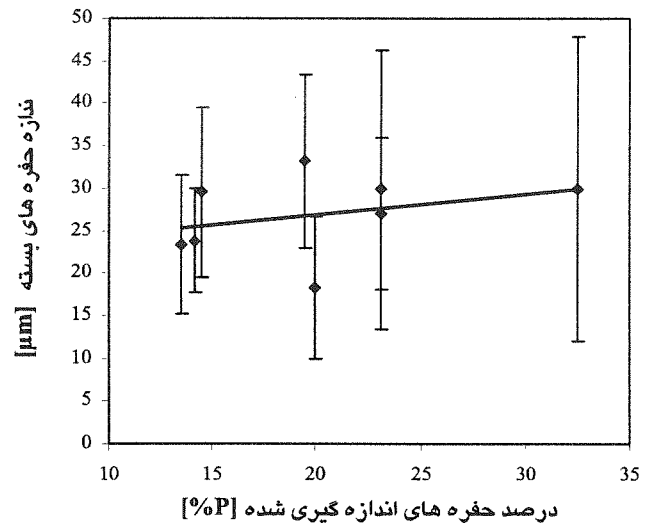


شکل (۷): تغییرات ریزسختی برحسب فاصله از کناره نمونه فولاد M2 تف جوشی شده در محیط نیتروژن و سرعت جاروب 175 mm/s .

۳-۵- آنالیز تصویری

در مقطع نمونه‌های تف جوشی شده توسط لیزر دو دسته حفره قابل شناسایی هستند. دسته‌ای از حفره‌ها، حفره‌های طویل بین لایه‌ای هستند که در اثر عدم هم پوشانی کامل بین خطوط جاروب لیزر ایجاد شده‌اند (شکل ۳). این حفره‌ها عامل اصلی کاهش کیفیت سطحی، دقت ابعادی، چگالی و خواص مکانیکی محصول هستند. حفره‌های بین لایه‌ای با عملیات تف جوشی ثانویه یا ماده خورانی توسط اپوکسی یا آلیاژهای مس تا حدود زیادی از بین می‌روند. دسته دیگری از منافذ،

- [4] P. Fischer, V. Romano, H. P. Weber, N. P. Karapatis, E. Boillat and R. Glardon, "Sintering of Commercially Pure Titanium Powder with a Nd:YAG Laser Source", Acta Materialia, 51p. 1651, 2003
- [5] D. L. Bourell, H. L. Marcus, J. W. Barlow & J. J. Beaman, "Selective Laser Sintering of Metals and Ceramics", Int. J. Powder Metall., 28 4, p.369, 1992.
- [6] W. T. Carter & M. G. Jones, "Direct Laser Sintering of Metals", Solid Freeform Fabrication Symposium, compiled by H. L. Marcus, J. J. Beaman, J. W. Barlow, D. L. Bourell & R. H. Crawford, The University of Texas at Austin, TX, p. 51, 1993
- [7] M. K. Argawala, D. L. Bourell, B. Wu & J. J. Beaman, "An Evaluation of the Mechanical Behavior of Bronze-Ni Composites Produced by Selective Laser Sintering", ibid. reference No. 5, p. 193.
- [8] W. Konig, T. Celiker & Y. A. Song, "Rapid Prototyping of Metallic Parts", Proc. 3rd European Conf. on Rapid Prototyping and Manufacturing, compiled by P. M. Dickens, The University of Nottingham, UK, p. 245, 1994
- [9] P. Eyerer, J. Shen & B. Keller, "LAPS-Laser Aided Powder Solidification-Technology for Direct Production of Metallic and Polymer Parts", Solid Freeform Fabrication Symposium, compiled by H. L. Marcus, J. J. Beaman, J. W. Barlow, D. L. Bourell & R. H. Crawford, The University of Texas at Austin, TX p. 82, 1994
- [10] M. K. Aragawala, D. Bourell, J. Beaman, H. Marcus & J. Barlow, "Direct Selective Laser Sintering of Metals", Rapid Prototyping J., 1, 1, p.82 1995.
- [11] N. Tolochko, S. E. Mozharov, N. V. Sobolenko, Y. V. Khlopkov, I. A. Yadroitsev & V. B. Mikhailov, "Main Relationships Governing Laser Sintering of Loose Single Component Metallic Powders", J. Advanced Mater., 2, 2, p. 151, 1995
- [12] U. Lakshminarayan, K. McAlea, D. Girouard & R. Booth, "Manufacturing of Iron-Copper Composite Parts Using Selective Laser Sintering (SLSTM)", Advances in Powder Metallurgy & Particular Materials, compiled by M. Phillips & J. Porter, Metal Powder Industries Federation, Princeton, NJ, 3, 13, p. 77 1995.
- [13] F. Clocke, T. Celiker & Y. A. Song, "Rapid Metal Tooling", Proc. 4th European Conf. on Rapid Prototyping and Manufacturing, compiled by P. M. Dickens, Belgirate, Italy, p. 197, 1995.
- [14] D. E. Bounnell, S. Das, D. L. Bourell, J. B. Beaman & H. L. Marcus, "Fundamentals of Liquid Phase Sintering during Selective Laser Sintering", Solid Freeform Fabrication Symposium, compiled by H. L. Marcus, J. J. Beaman, J. W. Barlow, D. L. Bourell & R. H. Crawford, The University of Texas at Austin, TX p. 440, 1995
- [15] B. V. Schueren & J. P. Kruth, "Powder Deposition in Selective Metal Powder Sintering", ibid reference No. 12, p. 197.
- [16] Lohner, "Laser Sintering Users in New Route to PM Parts", Metal Powder Report, 52, 2, p.24 1997
- [17] S. Das, J. J. Beaman, M. Wohler & D. L. Bourell, "Direct Laser Freeform Fabrication of High Performance Metal Components", Proc. 7th European Conf. on Rapid Prototyping and Manufacturing, compiled by R. I. Campbell, Aachen, Germany, p. 297, 1998
- [18] W. O'Neill, C. J. Sutcliffe, R. Morgan & K. K. B. Hon, "Investigation of Short Pulse Nd:YAG Laser Interaction with Stainless Steel Powder Beds", Solid Freeform Fabrication Symposium, compiled by D. L. Bourell, J. J. Beaman, R. H. Crawford, H. L. Marcus & J. W. Barlow, The University of Texas at Austin, TX p.147, 1998
- [19] R. Leibelt, R. Dierken & P. Hoffman, "Laser Sintering of Iron Based Powders", Proc. European Conf. on Laser Treatment of Materials, compiled by B. L. Mordike, Hanover, Germany, p. 431, 1998
- [20] Fuwa, "Laser Sintering of Steel Based Powder",



شکل (۸): تغییرات اندازه حفرة های بدست آمده از آنالیز تصویری برحسب درصد حفرة های اندازه گیری شده برای نمونه تف جوشی شده در محیط نیتروژن و سرعت جاروب لیزر ۱۷۵mm/s.

۵- تشکر و قدردانی

از معاونت پژوهشی دانشگاه صنعتی شریف به خاطر حمایت مالی از تحقیق سپاسگزاری می-شود. همچنین شایسته است از انستیتو ساخت مواد پیشرفته فرانوفر (IFAM) آلمان برای ساخت و تهیه نمونه صمیمانه تشکر نمایم.

۶- مراجع

- [1] M. W. Khaing, J. Y. H. Fuh & L. Lu, "Direct Metal Laser Sintering for Rapid Tooling: Processing and Characterization of EOS Parts", J. Mater. Process. Tech., 113, p. 269, 2001.
- [2] D. Atkinson; *Rapid Prototyping and Tooling: A Practical Guide*, Strategy Publication Ltd., UK, 1997
- [3] A. Simchi, F. Petzoldt and H. Pohl, "Direct Metal Laser Sintering: Material Considerations and Mechanisms of Particle Bonding", Int. J. Powder Metall., 37, 2, p. 49 2001

Presented at PM 2000 Kyoto , Japan Powder Metallurgy Association, Tokyo, Japan, 2000

- [2] S. Das, M. Wohler, J. J. Beaman & D. L. Bourell, "High Performance P/M Components via Selective Laser Sintering/Hot Isostatic Pressing", P/M Science and Tech. Briefs, 1, 4, p. 16, 1996
- [2] H. J. Niu & I. T. H. Chang, "Liquid Phase Sintering of M3/2 High Speed Steel by Selective Laser Sintering", Scripta Materialia, 39 1, p. 67 1998
- [2] H. J. Niu & I. T. H. Chang, "Selective Laser Sintering of Gas and Water Atomized High Speed Steel Powders", Scripta Materialia, 41 1, p.25 1998
- [2] L. Wang & F. Aldinger, "NearNet Shape Forming of Advanced Ceramics", Advanced Engineering Materials, 2, 3, p. 110, 2000
- [2] R. Lenk, "Rapid Prototyping of Ceramic Components", Advanced Engineering Materials, 2, 1/2, p. 40 2000.
- [2] F. Klocke & H. Wirtz, "Selective Laser Sintering of Zirconium Silicate", ibid reference No. 16, p. 307.
- [27] W. Meiners, A. Moral, K. Wissenbach, R. Poprawe, F. Klocke & H. Wirtz, "Manufacturing of Metal and Ceramic Parts Using Selective Laser Sintering", ibid reference No. 26 p. 437.
- [28] T. Laou, L. Froyen & J. P. Kruth, "Effect of Mechanical Alloying on Selective Laser Sintering of WC-9Co Hard Metal Powder", PM World Congress & Exhibition, European Powder Metallurgy Association, Shrewsbury, UK, vol. 5, p. 394, 1998
- [29] T. Laoui, J. Bonse, J. P. Kruth, L. Froyen & K. U. Leuven, "Influence of Powder Parameters on Selective Laser Sintering of Tungsten Carbide-Cobalt", Int. J. Adv. Manu. Tech., 14, 2, p. 271, 1998
- [30] H.J. Niu & I.T.H. Chang, "Instability of Scan Tracks of Selective Laser Sintering of High Speed Steel Powder", Scripta Materialia, 41 11 p. 1229 1999
- [31] R. M. German; *Sintering Theory and Practice*, John Wiley & Sons, Inc. , USA, 1996.
- [32] Varez, B. Levenfeld, J.M. Torralba, G. Matula, and L.A. Dobrzanski, " Sintering in different atmospheres of T15 and M2 high speed steels produced by a modified metal injection moulding process", Mater. Sci. Eng. A, 366, p. 318, 2004
- [33] W. T. Carter, Jr. & M. G. Jones, "Direct Laser Sintering of Metals", Solid Freeform Fabrication, p. 51 1993
- [34] M. Boccalini & H. Goldenstein, "Solidification of High Speed Steels", International Materials Reviews, 46, 2, p. 92 2001.
- [35] H. J. Niu & I. T. H. Chang, "Microstructural Evolution During Laser Cladding of M2 High-Speed Steel", Met. Mater. Trans. A, 31, p.2615 2000.

[۲۶] اصغرزاده، حامد، بررسی تف جوشی پذیری پودر فولاد تندبر M2 توسط لیزر، پایان نامه کارشناسی، دانشگاه صنعتی شریف، تهران، ۱۳۸۲.

زیرنویس ها

- ¹ Direct Metal Laser Sintering
- ² Liquid Phase Sintering
- ³ Supersolidus Liquid Phase Sintering
- ⁴ High-speed Steels
- ⁵ Electro Optical Systems GmbH (www.eos-gmbh.de)
- ⁶ Secondary Electrons
- ⁷ Back Scattered Electrons
- ⁸ Heat Input
- ⁹ Balling