



Research Article

Investigation of the Microstructure and Microhardness of Inconel 792 Superalloy After Laser Shock Peening

Mahdieh Khosravi Khezri¹, Seyed Yousef Ahmadi Brooghani^{*1}, Yadollah Yaghoubinezhad² and Mohammad Khanzadeh³

¹Faculty of Mechanical Engineering, University of Birjand, Birjand, Iran.

²Faculty of Materials Engineering of Birjand University of Technology, Birjand, Iran.

³Faculty of Physics of Vali-e-Asr University of Rafsanjan, Rafsanjan, Iran.

* corresponding author: (SYahmadi@birjand.ac.ir)

Article Info

Article history:

Received: 7 January 2025

Revised: 1 March 2025

Accepted: 12 March 2025

Keywords:

Laser shock peening,
Inconel 792,
Microstructure,
Microhardness,
Residual stress.

Abstract

The use of laser shock peening (LSP) as a novel surface treatment generates controlled compressive residual stresses in materials, thereby enhancing their service life, particularly in stress-sensitive environments. In the present study, the effect of varying the laser beam diameter on the microstructure and microhardness of cast Inconel 792 superalloy subjected to LSP was investigated. X-ray diffraction (XRD) analysis was employed to identify the phases and quantify the surface residual stresses, while optical microscopy was used to examine the microstructure and the phases formed after chemical etching. The results confirmed the presence of residual stresses within the dendritic microstructure of the γ and γ' phases. LSP produced significant grain refinement near the surface, leading to a reduction in grain area by approximately 62 %. Meanwhile, the microhardness of the treated region increased by 30 % up to a depth of 2 mm, and the residual stress was transformed from tensile to compressive, reaching about 290 MPa. These findings demonstrate that laser shock peening can effectively induce high compressive residual stress and promote surface grain refinement in Inconel 792, resulting in improved mechanical properties and enhanced durability under demanding service conditions.

Introduction

Nickel-based superalloys exhibit a unique combination of microstructural stability and mechanical strength at elevated temperatures, making them essential in turbine components such as blades, disks, and combustion chambers [1,2]. Among advanced surface treatment techniques, LSP has emerged as a promising method for enhancing fatigue and corrosion resistance of metallic materials [3,4]. The process enhances the surface and mechanical properties of various engineering materials [6]. Previous studies have demonstrated that increasing the number of laser impacts or laser power density enhances surface hardness, compressive stress depth, and grain refinement [7–9]. The presence of an absorption coating

has also been shown to influence surface deformation, dislocation density, and corrosion behavior [10–12]. Furthermore, increasing the laser power density by enlarging the laser spot size intensifies plastic deformation and raises surface roughness [13,14]. The effect of LSP parameters on the microstructure and hardness of cast Inconel 792 has not been previously explored; this study examines how laser spot size influences its residual stress, grain structure, and mechanical properties.

Methodology

The experiments were conducted on cast Inconel 792 alloy supplied by Parto Co. as rectangular ingots measuring

To Cite this article:

Khosravi Khezri, M., Ahmadi Brooghani, S.Y., Yaghoubinezhad, Y. and Khanzadeh, M. 2025. Investigation of the microstructure and microhardness of inconel 792 superalloy after laser shock peening, Sharif Mechanical Engineering Journal, 41(1), 99-110. <https://doi.org/10.24200/j40.2025.65873.1729>

38 × 10 × 18 cm. Prior to laser processing, all specimens underwent a multi-stage heat treatment. Samples were heat-treated at 1204 °C for 2 h and furnace-cooled (5 °C min⁻¹), solution-treated at 1120 °C for 2 h with air cooling, then aged at 845 °C for 24 h. The alloy's chemical composition was measured via XRF spectroscopy.

LSP was performed using an LPX200 LAMBDA PHYSIK excimer laser operating with Xenon-Chloride gas ($\lambda = 308$ nm), as schematically illustrated in Figure 1. The principal laser parameters and experimental variables are summarized in Table 2.

During processing, the specimens were immersed in water that served as a transparent confining medium, maintaining a layer thickness of approximately 2 mm above the irradiated surface. High-energy pulses generated intense plasma expansion, producing shock waves capable of inducing compressive residual stresses up to 1–2 mm in depth. The influence of laser spot diameter on microstructure and residual stress state was investigated systematically. Representative images of the laser irradiation setup and the samples before and after LSP are shown in Figure 2.

Phase and residual stresses were analyzed by XRD. Cross sections were etched with Marble's reagent and examined optically; grain morphology was evaluated using MIP 5. Vickers microhardness was measured under a 5 g load, and hardness was plotted versus depth.

Results and Discussion

The residual stress of the untreated Inconel 792 surface was +235 MPa (tensile), which converted to -290 MPa (compressive) after LSP using a 1.5 mm spot size. Increasing the laser spot size reduced residual stress due to lower power density and weaker plasma shock. Smaller spots concentrated energy, producing stronger shock waves and deeper compressive stresses, while larger spots caused energy dispersion and less plastic deformation [13,27].

Figure 8 presents metallographic images of etched cross-sections for the untreated sample and after LSP with a 1.5 mm spot. The average grain area near the surface decreased from 66.65 μm^2 (untreated) to 25.50 μm^2 , corresponding to a 62% grain refinement. Increasing the spot size reduced energy concentration and produced coarser grains closer to the untreated microstructure. This grain refinement results from dislocation accumulation and subgrain boundary formation under repeated high-pressure laser pulses [13, 28, 29].

As shown in Figure 10, the mean Vickers microhardness increased from 341 HV (untreated) to 442 HV for the 1.5 mm spot and 378 HV for the 3 mm spot, representing 30% and 10% improvements, respectively. Beyond a depth of 2 mm, hardness stabilized. The decline in plasma pressure at larger spot sizes reflects reduced laser intensity and lower mechanical impact on the surface.

Conclusion

1. LSP effectively induces compressive residual stress on the surface of Inconel 792.
2. The maximum compressive stress achieved was -290 MPa, shifting from an initial tensile stress of +235 MPa.
3. LSP causes significant microstructural refinement, where high dislocation density under the shock-affected zones leads to finer grains.
4. The surface grain size was reduced by approximately 62%, indicating substantial grain refinement.
5. The excimer laser, due to its shorter wavelength and higher photon energy, provides greater penetration depth and enhances subsurface hardness.
6. LSP proved highly effective in increasing surface hardness by up to 30%, demonstrating its strengthening capability for Inconel 792.
7. Smaller laser spot diameters result in higher power density and stronger plasma shock waves, leading to greater plastic deformation and higher surface hardness

Funding: This research did not receive any specific grant from funding agencies in the public, commercial, or not-for-profit sectors.

Conflicts of Interest: The authors declare no conflict of interest.

Author Contributions: All authors contributed to the reported work for conceptualization, methodology, validation, writing-review and editing, and supervision.



بررسی ریزساختار و ریزسختی سوپرآلیاژ اینکونل ۷۹۲ پس از عملیات کوبش شوک لیزری

مهديه خسروی خضری^۱، سیدیوسف احمدی بروغنی^{۱*}، یدالله یعقوبی نژاد^۲ و محمد خانزاده^۲

^۱ دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه بیرجند، بیرجند.

^۲ دانشکده مهندسی مکانیک و مواد، دانشگاه صنعتی بیرجند، بیرجند.

^۳ دانشکده فیزیک، دانشگاه ولیعصر رفسنجان، رفسنجان.

*نویسنده مسئول (SYahmadi@birjand.ac.ir)

چکیده

استفاده از عملیات کوبش شوک لیزری، به عنوان روشی نوین باعث ایجاد تنش های فشاری کنترل شده در سطح مواد و افزایش طول عمر مفید آنها خصوصاً در محیط های حساس به تنش می شود. در پژوهش حاضر، اثر تغییر اندازه ای اشعه ی لیزر در ریزساختار و ریزسختی سوپرآلیاژ اینکونل ۷۹۲ ریخته گری شده پس از عملیات اخیر بررسی شده است. از تحلیل پراش پرتوی ایکس جهت شناسایی فازها و تعیین مقدار تنش پسماند سطحی و از میکروسکوپ نوری جهت مطالعه ی ریزساختار و فازهای تشکیل شده پس از حکاکی شیمیایی استفاده شده است. تنش های پسماند ایجاد شده در ساختار دندردیتی ماده، شامل فازهای گاما و گاما پرایم تأیید شده است. در اثر عملیات کوبش شوک لیزری، مساحت دانه ها در نزدیکی سطح تا حدود ۶۲٪ کاهش یافته است. این در حالی است که ریزسختی ماده تا عمق ۲ میلی متری، افزایش ۳۰ درصدی نشان داده و تنش پسماند از حالت کششی به فشاری به مقدار ۲۹۰ مگاپاسکال تغییر یافته است.

اطلاعات مقاله

تاریخ دریافت: ۱۴۰۳/۱۰/۱۸

تاریخ اصلاحیه: ۱۴۰۳/۱۲/۱۱

تاریخ پذیرش: ۱۴۰۳/۱۲/۲۲

واژگان کلیدی:

کوبش شوک لیزری،

اینکونل ۷۹۲،

ریزساختار،

ریزسختی،

تنش پسماند.

۱. مقدمه

آلیاژهای آلومینیوم، تیتانیوم، سوپرآلیاژهای پایه نیکل، و غیره را بهبود بخشد؛ به گونه ای که در صنعت برای اصلاح ساختار سطحی قطعات با هندسه ی پیچیده، مانند: پره های توربین، چرخ دنده، و یاتاقان ها نیز به کار می رود.^[۱] مالکی و همکاران (۲۰۲۱)، عملیات سطحی مختلف، شامل: ساچمه زنی شدید، اصلاح سطح نانوبلوری فراصوتی، و کوبش شوک لیزری را بر نمونه هایی از جنس اینکونل ۷۱۸ بررسی کرده اند. اصلاح سطح فراصوتی و کوبش شوک لیزری به ترتیب بیشترین مقدار و عمیق ترین تنش پسماند فشاری را در سطح ایجاد کرده اند.^[۲] اثر متغیرهای لیزر در سایر پژوهش ها نیز بررسی شده است؛ در این خصوص، ونگ^۳ و همکاران (۲۰۱۶)، با افزایش تعداد ضربه های لیزر، عمق مؤثر سختی، و تنش پسماند نمونه هایی از جنس آلیاژ نیکل K۴۰۳ را افزایش داده و دریافته اند که عمر خستگی نمونه های تحت سه ضربه ی لیزر، ۲۴۴٪ افزایش یافته است.^[۴] مطالعاتی درمورد تأثیر نوع پوشش جاذب طی عملیات LSP در آلیاژ Hastelloy X نیز انجام شده و نشان داده است که نمونه های با پوشش جاذب آلومینیومی در مقایسه با نوار وینیل سیاه، کرنش بیشتری در شبکه ی بلوری سوپرآلیاژ Hastelloy X ایجاد کرده اند. سختی و کرنش سختی بیشتری نیز در حالت پوشش جاذب آلومینیومی ایجاد شده است؛ که طی

سوپرآلیاژهای پایه نیکل در دمای بالا، ترکیب منحصر به فردی از خواص مکانیکی و ریزساختاری را نشان می دهند،^[۱] که در اجزاء توربین در بالاترین تنش و دما (۵۵۰ سلسیوس و بالاتر) مانند: پره های متحرک، نازل ها، دیسک ها، و اجزاء محفظه ی احتراق استفاده می شوند.^[۲] امروزه در فن آوری های سطحی، لیزر به عنوان یک روش نوین شناخته شده است. در کاربردهای صنعتی، قطعات نیازمند خواص سطحی ویژه مانند مقاومت به: خوردگی، سایش، و سختی مناسب هستند. عملیات سطحی اعمال شده با لیزر روشی است که با استفاده از حرارت ناشی از پرتوی لیزر، ساختار، و خواص فیزیکی ماده بهبود می یابد.^[۳] در پژوهش های جدید، پژوهشگران به کوبش شوک لیزری (LSP)، به عنوان یک روش نویدبخش برای بهبود مقاومت به خوردگی و خستگی طیف وسیعی از مواد توجه کرده اند. عملیات LSP، معمولاً با استفاده از لیزر پالسی Q-Switched Nd:YAG ($\lambda=1064\text{nm}$) انجام می شود. موج شوک ایجاد شده در فرایند مذکور می تواند تنش های پسماند فشاری به میزان ۱ میلی- متر عمیق تر از ساچمه زنی ایجاد کند و موجب افزایش عمر خستگی شود.^[۴] عملیات LSP می تواند خواص سطحی انواع مختلف فلزات، شامل: چدن،

² Wang

¹ Laser Shock Peening

استناد به این مقاله:

خسروی خضری، مهديه، احمدی بروغنی، سیدیوسف، یعقوبی نژاد، یدالله، و خانزاده، محمد، ۱۴۰۴. بررسی ریزساختار و ریزسختی سوپرآلیاژ اینکونل ۷۹۲ پس از عملیات کوبش شوک لیزری.

مهندسی مکانیک شریف، ۴۱(۱)، صص. ۹۹-۱۱۰. <https://doi.org/10.24200/j40.2025.65873.1729>



جدول ۱. ترکیب شیمیایی سوپرآلیاژ اینکونل ۷۹۲.

Table 1: Chemical composition of Inconel 792 superalloy.

elements	Mn	Cr	V	Ti	Si	Al
wt. %	0.005	12.27	0.19	2.95	3.96	3.7
elements	W	Mo	Zr	Ni	Ta	Co
wt. %	3.05	1.83	0.0075	56.98	5.87	8.44

است) سرد شدند. پس از آن، عملیات انحلال در دمای ۱۱۲۰ درجه سانتی‌گراد و مدت ۲ ساعت انجام و در نهایت در محیط سرد شدند. عملیات نهایی پیرسازی در دمای ۸۴۵ درجه سانتی‌گراد به مدت ۲۴ ساعت انجام شده است. ترکیب شیمیایی آلیاژ استفاده‌شده به روش طیف‌سنجی فلورسانس پرتوی ایکس (XRF)^۸ تعیین و در جدول ۱ ارائه شده است. نمونه‌هایی با ابعاد $10 \times 10 \times 3 \text{ mm}^3$ با روش برش سیم^۹ از قطعه جدا شدند. نمونه‌ها ابتدا با کاغذ سنباده‌ی SiC از شماره‌ی ۸۰ تا ۳۰۰، و سپس توسط ذرات آلومینا با پولیش نمدی کاملاً صاف و صیقلی شدند.

۲.۲. عملیات کوبش شوک لیزری با استفاده از لیزر اگزایمر

عملیات کوبش شوک لیزری، فرایند سخت‌شدن یا لایه‌برداری فلز با استفاده از یک لیزر پر قدرت است؛ که می‌تواند تنش پسماند فشاری بر سطح ایجاد کند، که ۴ برابر عمیق‌تر از روش‌های معمول، مانند ساچمه‌زنی است. در عملیات کوبش شوک لیزری با پوشش، معمولاً از لیزر پالسی با انرژی بالا (۸-۱ ژول) و زمان پالس کوتاه (۲۰-۶ نانوثانیه)، که از محیط محبوس شفاف (آب یا شیشه) می‌گذرد تا پوشش نازک (نوار یا محیط کدر) را در سطح ماده از بین ببرد، استفاده می‌شود.^{۱۵} در عملیات کوبش شوک لیزری، پالس‌های انرژی کوتاه متمرکز می‌شوند تا پوشش فرسایشی را منفجر و یک موج ضربه‌ای ایجاد کنند. سپس پرتو تغییر مکان می‌دهد و فرایند تکرار می‌شود و مجموعه‌ای از فرورفتگی‌های جزئی در عمقی با حدود ۵ تا ۷ درصد کار سرد ایجاد می‌کند. سپس فرایند مذکور تکرار می‌شود تا به سطح فشرده‌سازی مورد نظر برسد و لایه‌ای فشاری به عمق ۱ تا ۲ میلی‌متر ایجاد شود.^{۱۶} در عملیات کوبش شوک لیزری بدون پوشش از لیزر با بسامد ۲ برابر حالت قبل استفاده می‌شود؛ به‌طوری که در هر پالس انرژی کمتری در سطح ماده اثر می‌گذارد. این نوع کوبش شوک لیزری به هیچ لایه‌ی محافظتی نیاز ندارد و در سطح انرژی پایین‌تر اثر می‌کند؛ بنابراین، پلازما در فشار بالا با تولید حرارت کمینه ایجاد می‌شود. عملیات کوبش شوک لیزری برای کاهش تنش کششی و ایجاد تنش پسماند فشاری در سطح ماده به کار می‌رود. در شکل ۱، تجهیزات آزمایشگاهی و همچنین سازوکار عملیات کوبش شوک لیزری مشاهده می‌شود.^{۱۷-۱۹}

در پژوهش حاضر، از لیزر اگزایمر LAMBDA PHYSIK LPX۲۰۰ با منبع گاز کلرید زنون طبق مشخصات جدول ۲ برای عملیات کوبش شوک لیزری استفاده شده است. نمونه‌ها داخل آب به‌عنوان لایه‌ی محدودکننده غوطه‌ور شدند، به‌طوری که لایه‌ای به ضخامت حدود ۲ میلی‌متر در تمام مدت عملیات روی نمونه پوشیده شد.

عملیات LSP، تغییرات فازی در ماده ایجاد نشده است، بلکه افزایش چگالی نابجایی نمونه‌های بدون پوشش نشان‌دهنده‌ی ایجاد تغییر شکل خمیری بیشتر در ماده است.^{۱۸} کافمن^۳ و همکاران (۲۰۲۱)، در پژوهشی مشابه، اثر وجود یا نبود پوشش جاذب را مطالعه کرده و در حالت کوبش شوک لیزری بدون پوشش، ناهمسانگردی تنش پسماند بیشتری را در ماده گزارش داده‌اند. نتایج به‌دست‌آمده، بهبود ۵۹ و ۶۹ درصد استحکام خستگی ماده را پس از کوبش شوک لیزری، به ترتیب در حالت با پوشش و بدون پوشش نشان داده‌اند.^{۱۹} همچنین ایشان (۲۰۲۲)، در پژوهش دیگری نشان داده‌اند که وجود لایه‌ی جاذب، موجب افزایش مقدار تنش پسماند و نبود لایه‌ی جاذب موجب بهبود مقاومت ماده در برابر خوردگی می‌شود. کوبش لیزری بدون پوشش به‌عنوان روشی مناسب جهت مقابله با خوردگی تنشی درون‌دانه‌ای معرفی شده است.^{۱۰} تونگ^۴ و همکاران (۲۰۱۸)، با افزایش تعداد ضربه‌های لیزر به ۷ ضربه نشان دادند که دانه‌بندی به ۶۰-۴۰ نانومتر تغییر یافته است. کاهش اندازه‌ی دانه به توقف ترک کمک می‌کند و منجر به مقاومت در برابر شروع ترک می‌شود. در بررسی اخیر، تنش پسماند از صفر به ۵۹۳- مگاپاسکال تا عمق ۱۲۰۰ میکرومتر و ریزسختی سطحی ۳۰٪ افزایش یافته است. ریزشدن دانه‌بندی و تراکم مرزهای دانه منجر به بهبود مقاومت ماده به خوردگی شده است.^{۱۱} در پژوهشی مشابه با افزایش تعداد ضربه‌ها به ۶ ضربه، نرخ خوردگی ۸۴٪ کاهش یافته و نتایج نشان داده است که ریزشدن دانه‌بندی در افزایش سختی و بهبود رفتار خوردگی الکتروشیمیایی مؤثر بوده است.^{۱۲} در عملیات کوبش شوک لیزری، اثر افزایش متغیر چگالی توان لیزر با تغییر اندازه‌ی قطر لکه‌ی^۵ لیزر توسط ژانگ^۶ و همکاران (۲۰۲۴) بررسی شده است. چگالی توان لیزر بالاتر موجب افزایش اندازه و عمق تنش‌های پسماند فشاری و کاهش اندازه‌ی دانه‌بندی سطحی می‌شود.^{۱۳} همچنین در اثر افزایش متغیر اخیر به‌علت افزایش شدت تغییر شکل خمیری، زبری سطح افزایش می‌یابد.^{۱۴}

عملیات کوبش شوک لیزری، از جمله روش‌های مکانیکی نوین برای بهبود خواص ریزساختاری و مکانیکی ماده است، که با توجه به مطالعات انجام‌شده تاکنون پژوهشی جهت بررسی اثر عملیات LSP در ریزساختار و ریزسختی آلیاژ اینکونل ۷۹۲ صورت نگرفته است. هدف پژوهش حاضر، بررسی اثر تغییر متغیر اندازه‌ی لکه‌ی لیزر در ریزساختار و خواص مکانیکی سوپرآلیاژ اینکونل ۷۹۲ بوده است. بررسی‌های ریزساختاری توسط میکروسکوپ نوری و تعیین فازها در کنار اندازه‌گیری تنش پسماند پس از تحلیل تفرق اشعه‌ی ایکس (XRD)^۲ انجام شده است. جهت تعیین سختی ماده، ریزسختی‌سنجی در عمق سطح مقطع انجام و نمودار سختی در عمق رسم شده است.

۲. مواد و روش‌ها

۱.۲. انتخاب ماده

بررسی‌ها روی قطعه‌ی خام آلیاژ اینکونل ۷۹۲ با ابعاد $18 \times 10 \times 8 \text{ cm}^3$ ، که از شرکت پرتو تهیه شده بود، انجام شده است جهت انجام عملیات حرارتی، قطعات ابتدا در دمای ۱۲۰۴ درجه سانتی‌گراد به مدت ۲ ساعت در کوره (آذرکوره‌ی L۱۵۰۰-۵) قرار گرفتند و سپس تا دمای محیط با سرعت ۵ درجه‌ی سانتی‌گراد بر دقیقه (سرعت سرمایش و گرمایش در تمامی فرآیند ثابت در نظر گرفته شده

⁷ X-Ray Diffraction

⁸ X-Ray Fluorescence

⁹ Wirecut

³ Kaufman

⁴ Tong

⁵ Spot

⁶ Zhang

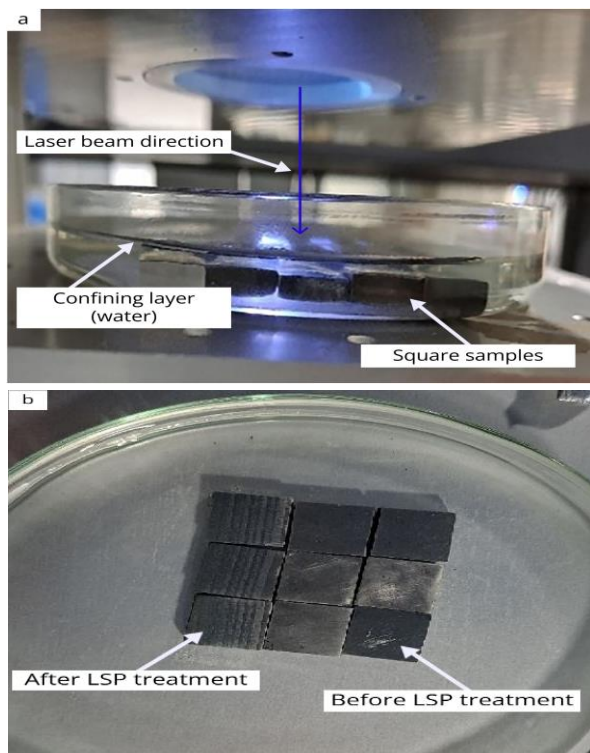


Figure 2. a) The method of laser irradiation on the sample surface, and b) Images of the samples before and after LSP.

شکل ۲. الف) نحوه تابش اشعه لیزر در سطح نمونه‌ها، ب) تصویر نمونه‌ها قبل و بعد از کوبش شوک لیزری.

قبل و بعد از کوبش شوک لیزری انجام شده و اندازه‌گیری سختی با گام‌های ۷ میکرومتری به فاصله‌ی خطی به موازات سطح لیزر شده صورت گرفته است. اندازه‌گیری در هر ناحیه، سه بار تکرار و نمودار سختی در عمق رسم شده است.

۳. نتایج و بحث

۳.۱. تحلیل پراش اشعه ایکس و تنش پسماند

پراش اشعه ایکس، یک روش پرکاربرد و غیرمخرب جهت تعیین خصوصیات و کمیت‌های بلوری است؛ که از آن، برای اندازه‌گیری تنش‌های پسماند طی عملیات کوبش شوک لیزری استفاده می‌شود. هنگامی که در یک نمونه، تنش پسماند وجود داشته باشد، فاصله‌ی بین صفحات بلوری با حالت بدون تنش متفاوت است.^[۲۰] تنش‌های پسماند در فلزات به‌طور غیرمستقیم به وسیله کرنش‌های موجود در نمونه اندازه‌گیری و برای تعیین تنش پسماند از تغییرات فاصله بین صفحات بلوری به عنوان کرنش استفاده می‌شود.^[۲۱]

اصول و مبانی اندازه‌گیری تنش پسماند به روش پراش اشعه ایکس توسط اولد^۱ و همکاران (۱۹۵۴) ارائه شده است؛ که در آن، نمونه در زوایای مختلف نسبت به افق (زاویه ψ) قرار گرفته و در هر یک از زوایای مذکور در اثر تابش اشعه ایکس به سطح نمونه منحنی‌های پراش به دست آمده است. موقعیت قله‌ی منحنی‌های پراش (زاویه 2θ) در هر یک از زوایای نمونه باید با دقت تعیین شود. از زوایای 2θ به دست آمده، فاصله‌ی میان صفحات بلوری محاسبه می‌شود. در نهایت، با استفاده از تحلیل رگرسیون خطی بین فاصله‌ی صفحات بلوری و توان دوم سینوس ψ با توجه به شیب و عرض از مبدأ خط

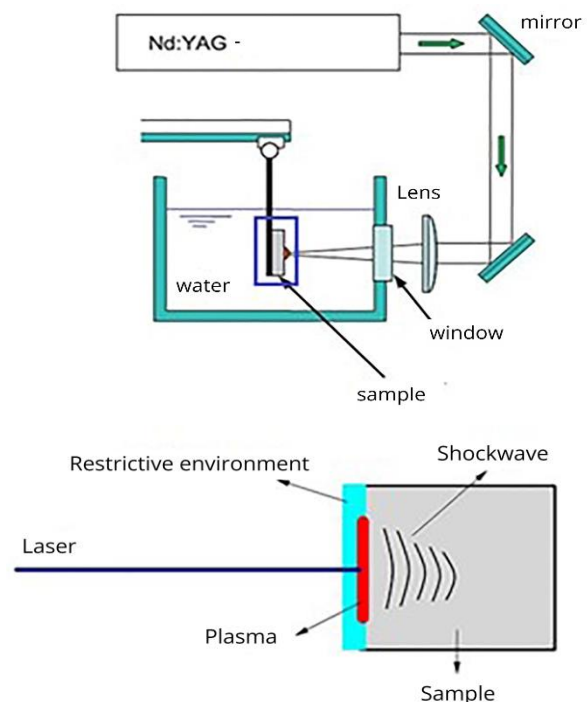


Figure 1. Mechanism of laser shock peening (LSP) for inducing residual stress in the material ^[20].

شکل ۱. سازوکار عملیات کوبش شوک لیزری جهت ایجاد تنش پسماند در ماده.^[۲۰]

جدول ۲. مشخصات لیزر و متغیرهای آزمایش در عملیات کوبش شوک لیزری.

Table 2. Laser characteristics and experimental variables in LSP.

Parameters	value
Energy (J/Pulse)	1
Average Power (W)	125
Wavelength (nm)	308
Pulse Width (ns)	10-50
Overlap Percentage	50%
Square Laser Spot Length (mm)	1.5, 1.7, 2 & 3
Repetition Rate (Hz)	50

در شکل ۲، تصویر نمونه‌ها قبل و بعد از کوبش شوک لیزری مشاهده می‌شود.

آنالیز XRD جهت تعیین فازها و بررسی مقدار تنش پسماند در اثر تغییر اندازه‌ی لکه‌ی لیزر مطابق استاندارد BS EN ۱۵۳۰۵ انجام شده است. به منظور مطالعات ریزساختاری، ابتدا نمونه‌ها مانت و سطح مقطع عرضی آن‌ها جهت تصویربرداری از دانه‌بندی، در محلول استاندارد، ماربل اچ شدند. تصویربرداری ریزساختار سطح مقطع با استفاده از میکروسکوپ نوری مدل ZEMIC قبل و بعد از عملیات کوبش لیزری انجام یافته و برای پردازش تصاویر از نرم‌افزار ۵-MIP استفاده شده است. آزمون ریزسختی ویکرز با اعمال نیروی ۵ گرم با دستگاه مدل JENUS طبق استاندارد ASTM E۳۸۴ از سطح مقطع نمونه‌ها

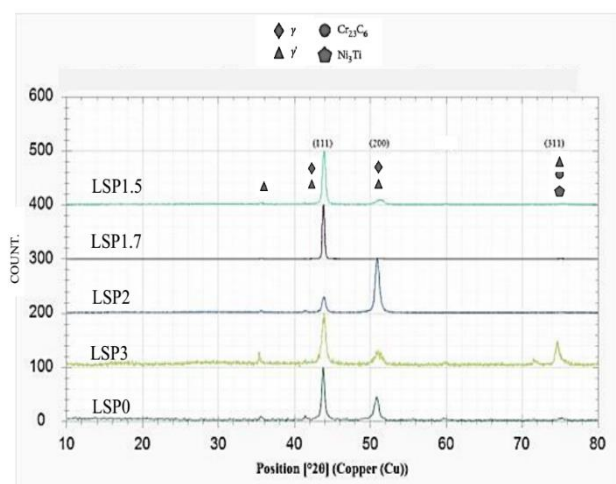


Figure 3. Results of X-ray diffraction tests for a sample without LSP and a sample subjected to LSP with different laser spot sizes.

شکل ۳. نتایج آزمون پراش اشعه‌ی ایکس نمونه‌ی بدون عملیات لیزری و نمونه‌ی تحت کوبش شوک لیزری با اندازه‌ی لکه‌های لیزر مختلف.

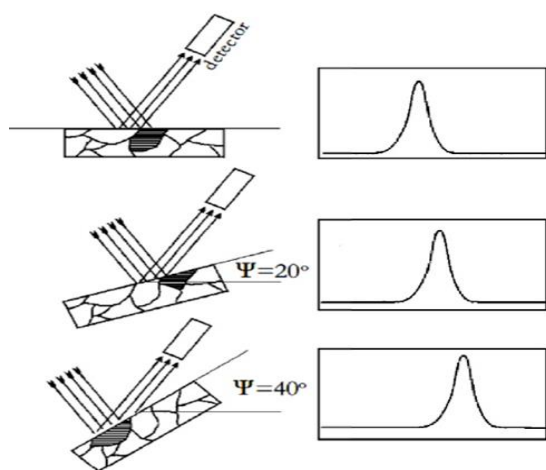


Figure 4: Peak displacement in the X-ray diffraction curve for sample rotation at different angles due to the presence of residual stress [24].

شکل ۴. جابجایی قله منحنی پراش اشعه ایکس به ازای چرخش نمونه در زوایای متفاوت به دلیل حضور تنش پسماند [۲۴].

باشد، در یک زاویه‌ی براگ مشخص ایجاد می‌شود. در صورت وجود تنش پسماند داخل ماده، منحنی پراش به ازاء چرخش نمونه در زوایای ψ مختلف در موقعیت‌های زاویه‌ای متفاوت قرار می‌گیرد. در شکل ۴، تأثیر وجود تنش پسماند در جابجایی قله‌ی منحنی پراش در اثر چرخش نمونه در زاویه‌ی ψ مختلف مشاهده می‌شود. [۲۴]

اندازه‌گیری تنش پسماند به روش استاندارد پراش اشعه‌ی ایکس محدود به سطح نمونه است. در روش اخیر فرض می‌شود در سطح شرایط، تنش صفحه‌ای برقرار باشد. مطابق شکل ۵، در این حالت تنش‌های σ_1 و σ_2 در سطح نمونه وجود دارد، اما تنش عمود بر آن‌ها (σ_3) صفر فرض شده است. [۲۵]

مؤلفه‌ی کرنش معادل با تنش صفحه‌ای (ϵ_p) به دلیل وجود ضریب پواسون و

جدول ۳. مشخصات دستگاه پراش اشعه‌ی ایکس.

Table 3: X-ray diffraction device characteristics.

Parameters	value
$K\text{-Alpha } 1 [\text{\AA}]$	1.54060
Anode Material	Cu
Generator Settings	36 mA, 36 kV
Scan Step Time [s]	1
Start Position [$^{\circ}2\theta$.]	10
End Position [$^{\circ}2\theta$.]	80
Step Size [$^{\circ}2\theta$.]	0.02

تقریب زده شده، تنش پسماند محاسبه می‌شود. [۲۲] در معادله‌ی ۱، رابطه‌ی براگ ارائه شده است:

$$n\lambda = 2d \sin \theta \quad (1)$$

که در آن، n ($n=1$) مرتبه‌ی انعکاس، λ طول موج اشعه‌ی ایکس بر حسب $\text{\AA}$ ، d فاصله‌ی صفحات بلوری بر حسب $\text{\AA}$ ، و θ زاویه‌ی براگ است. در روش مذکور، پرتوهای ایکس به سطح نمونه تابیده می‌شوند و اشعه‌های منعکس شده در جایی که بیشترین شدت را دارد، دریافت می‌شوند. یک پرتوی ایکس تک فام، که به وسیله‌ی آند فلزی تیوپ‌های اشعه ایکس تولید می‌شود، طول موج مشخصی دارد و هر تغییری در فاصله‌ی صفحات بلوری منجر به جابجایی زاویه‌ی انعکاس می‌شود. [۲۱] به منظور ارزیابی مقدار تنش پسماند از دستگاه پراش اشعه‌ی ایکس مطابق مشخصات جدول ۳ استفاده شده است. برای بررسی فازها و اندازه‌گیری تنش پسماند از نرم افزار HighScore Plus و روش $\sin^2 \psi$ استفاده شده است. این آنالیز از زاویه‌ی ۱۰ تا ۸۰ درجه انجام شده است. مقادیری که برای زاویه‌ی ψ در نظر گرفته شده است، به گونه‌ای بوده است که مجذور سینوس زاویه‌ی آن، دارای گام ۰/۱ باشد.

در شکل ۳، تصاویر الگوی پراش اشعه‌ی ایکس چهار گروه نمونه‌ی مختلف با شرایط بدون عملیات کوبش شوک لیزری (LSP_0)، نمونه‌ی کوبش شده با اندازه‌ی لکه‌های ۱/۵، ۱/۷، ۲، و ۳ میلی‌متر که به ترتیب با کدهای $LSP_{1/5}$ ، $LSP_{1/7}$ ، LSP_2 ، و LSP_3 مشخص شده‌اند، مشاهده می‌شود.

فاز γ ، اولین فازی است که حین سردشدن مذاب اینکونل تشکیل می‌شود و طبق الگوی پراش اشعه‌ی ایکس در شکل ۳ مشاهده می‌شود. تصویر پراش بعد از عملیات حرارتی نشان می‌دهد که فازهای سخت‌شونده‌ی γ' در آلیاژ ایجاد شده است. نتیجه‌ی پراش اشعه‌ی ایکس برای اینکونل ۷۹۲ با سایر پژوهش‌ها انطباق دارد. [۲۳] تصویر طیف‌های XRD نشان می‌دهند که در مقایسه با نمونه‌ی بدون عملیات شوک لیزری، فازهای اصلی تغییرات چندانی نداشته‌اند و این ماده شامل فازهای γ و γ' بوده است. در اثر عملیات اخیر، تغییر یا تشکیل فازهای جدید در ماده ایجاد نشده است، زیرا پیک جدیدی مشاهده نشده است. تغییرشکل خمیری ایجاد شده در اثر عملیات مذکور موجب تغییر فاصله‌ی اتمی و جابجایی موقعیت پیک‌ها می‌شود. در اثر تغییرشکل شبکه، تنش پسماند فشاری در ماده ایجاد می‌شود. منحنی پراش به دست آمده از مواد بلوری دارای شبکه‌ی سالم، که در جسم هیچ تنش پسماندی وجود نداشته

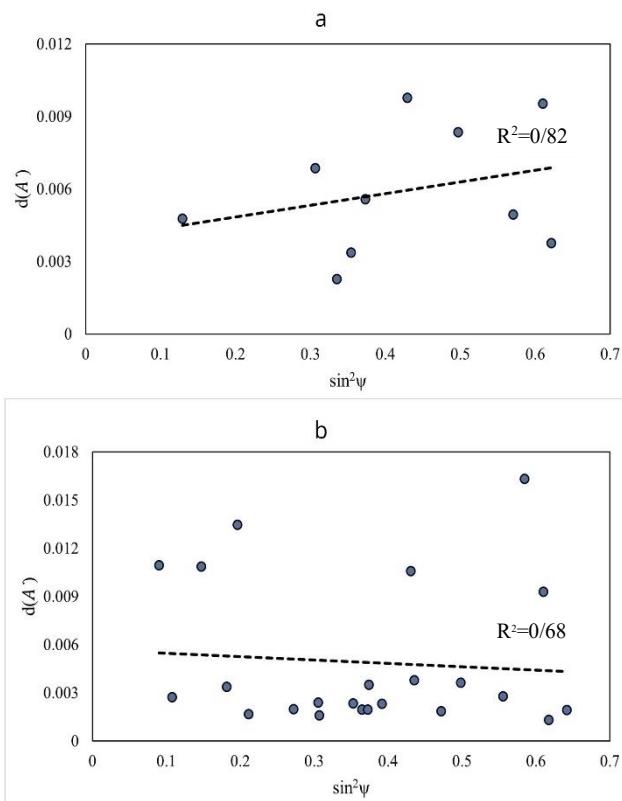


Figure 6. $\sin^2 \psi$ curve for determining residual stress value: a) sample without LSP (LSP0), and b) sample subjected to LSP1.5.

شکل ۶. منحنی $\sin^2 \psi$ جهت تعیین مقدار تنش پسماند: الف) نمونه بدون عملیات کوبش لیزری (LSP0) و ب) نمونه LSP1.5.

پسماند در سطح ماده با افزایش مقدار اندازه‌ی لکه‌ی لیزر به اثر حرارتی ناشی از کوبش شوک لیزری بدون پوشش جاذب مرتبط است، به این دلیل که آثار حرارتی موجب آزاد شدن تنش در سطح آلیاژ شده‌اند.^[۲۷] با افزایش لکه‌ی لیزر به دلیل کاهش تمرکز اشعه‌ی لیزر، اثر کمتری در سطح ماده ایجاد می‌شود، که از این طریق مقدار تنش پسماند کاهش می‌یابد. دلیل اصلی این پدیده به تغییر چگالی توان لیزر و عمق تأثیر خمیری وابسته است. در عملیات کوبش لیزری، موج شوک ایجاد شده باید به حدی قوی باشد که فشار وارده از حد کشسان ماده (HEL)^{۱۲} عبور کند، تا تغییر شکل خمیری و تنش‌های پسماند فشاری ایجاد شود. با کاهش اندازه‌ی لکه، قدرت موج شوک ضعیف‌تر می‌شود و احتمال رسیدن به فشارهای بالاتر از HEL کاهش پیدا می‌کند، در نتیجه مقدار تنش‌های پسماند نیز کاهش می‌یابد. در پژوهشی در سال ۲۰۲۴،^[۱۳] مشخص شد که با افزایش اندازه‌ی لکه، وقتی تنش ناشی از موج شوک کاهش یابد، تنش‌های پسماند فشاری در عمق ماده، کم یا حتی در شرایط نامناسب به تنش‌های کششی نزدیک‌تر می‌شوند. از سوی دیگر، یک لکه‌ی کوچک‌تر می‌تواند تمرکز چگالی توان را افزایش دهد و در نتیجه موج شوک قوی‌تر، تغییر شکل خمیری بیشتر، و تنش‌های پسماند فشاری عمیق‌تر ایجاد کند.

۲.۳. تحلیل ریزساختاری

جهت بررسی‌های ریزساختاری از میکروسکوپ نوری استفاده شده است. شکل

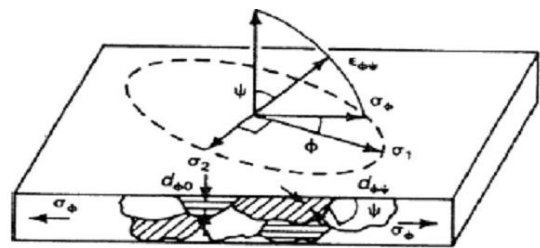


Figure 5: Elastic model of planar stress^[25].

شکل ۵. مدل الاستیک تنش صفحه‌ای^[۲۵].

جدول ۴. نتایج تنش پسماند ایجاد شده در اثر عملیات کوبش لیزری.

Table 4: Results of residual stress created by LSP.

Sample	Stress	FWHM	Strain
LSP0	235	0.40	0.39
LSP1.5	-290	0.28	0.27
LSP1.7	-124	0.19	0.20
LSP2	-55	0.12	0.11
LSP3	181	0.36	0.32

کرنش‌های ϵ_1 و ϵ_2 مخالف صفر است. با توجه به توضیحات و روابط حاکم بر حالت کشسانی، رابطه‌ی ۲ برای تعیین تنش پسماند به دست می‌آید.^[۲۵]

$$\sigma_{\phi} = \frac{E}{(1+\nu)d_{\phi}} \left(\frac{\partial d_{\phi\psi}}{\partial \sin^2 \psi} \right) \quad (2)$$

که در آن، E مدول کشسانی، ν ضریب پواسون، d_{ϕ} فاصله‌ی بین صفحات بلوری در زاویه‌ی $\psi = 0^\circ$ ، و $d_{\phi\psi}$ فاصله‌ی بین صفحات بلوری در زاویه‌ی دلخواه ϕ و ψ هستند.^[۲۵] همان‌طور که اشاره شد، وجود تنش پسماند باعث جابجایی پیک به ازا چرخش نمونه در زاویه‌های مختلف شده است. بعد از انتخاب منحنی پراش مناسب و تعیین موقعیت آن در زوایای مختلف ψ با استفاده از رابطه‌ی براگ، فاصله‌ی بین صفحات بلوری در هر زاویه محاسبه و نمودار فاصله بین صفحات بلوری بر حسب $\sin^2 \psi$ حاصل می‌شود. پس از عبور خط راست از نقاط ترسیم شده، از روی شیب و عرض از مبدأ خط مذکور با استفاده از رابطه‌ی ۲، تنش پسماند به دست می‌آید.^[۲۶] در شکل ۶، نتایج حاصل برای نمونه‌ی بدون کوبش شوک لیزری و نمونه با اندازه‌ی لکه‌ی لیزر ۱/۵ میلی‌متر مشاهده می‌شود.

مقدار تنش پسماند ایجاد شده، پهنای پیک در نصف ارتفاع (FWHM)^{۱۱} و مقدار کرنش در سطح نمونه تحت عملیات کوبش شوک لیزری با اندازه‌ی لکه‌های لیزر مختلف در جدول ۴ ارائه شده است.

مقدار تنش پسماند از ۲۳۵ مگاپاسکال در حالت کششی برای ماده‌ی بدون عملیات به مقدار ۲۹۰ مگاپاسکال فشاری در حالت کوبش لیزری با اندازه‌ی لکه‌ی لیزر ۱/۵ میلی‌متر رسیده است. با افزایش اندازه‌ی لکه‌ی لیزر مقدار تنش کاهش یافته است، که به دلیل کاهش چگالی توان لیزر و کم شدن اثر ضربه‌ی حاصل از پلازما در سطح ناحیه‌ی تحت اصابت است. کاهش بیشتر مقدار تنش

¹² Hugoniot Elastic Limit

¹¹ Full Width at Half Maximum

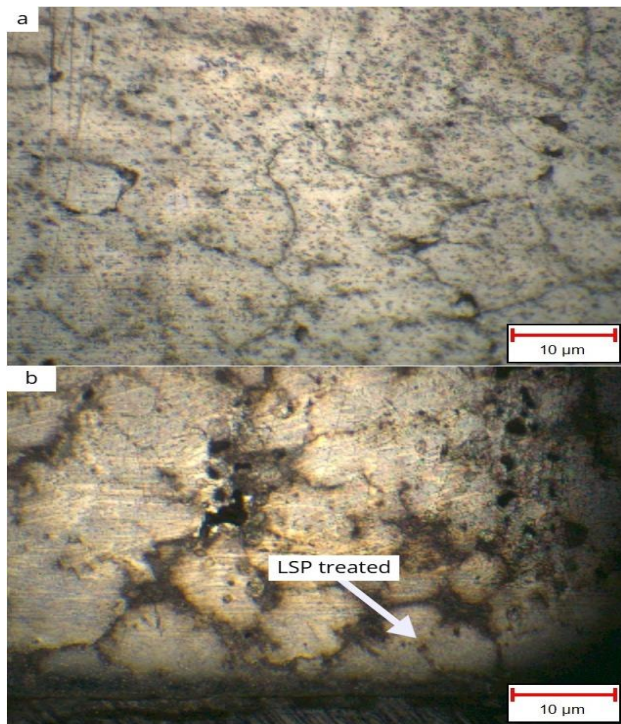


Figure 8. Metallography of the cross-section: (a) LSP0 sample and (b) LSP1.5 sample

شکل ۸. متالوگرافی از سطح مقطع:
(الف) نمونه‌ی LSP ۰، و (ب) نمونه‌ی LSP ۱/۵.

جدول ۵: میانگین اندازه‌ی دانه‌ها در نزدیکی سطح.

Table 5. Average grain size near the surface

Sample	Area(μm^2)	Perimeter(μm)
LSP0	66.65	35.05
LSP1.5	25.50	20.21
LSP1.7	36.51	23.15
LSP2	50.80	28.30
LSP3	70.05	31.88

رسیده است. در اثر عملیات کوبش شوک لیزری، دانه‌بندی سطحی در بهترین حالت ۶۲٪ کاهش یافته است. در جدول ۵، مساحت و محیط میانگین دانه‌های نزدیک سطح در یک سطح برابر برای تمامی نمونه‌ها ارائه شده است.

با افزایش اندازه‌ی لکه‌ی لیزر به دلیل اصابت اشعه‌ی لیزر در سطح بزرگ‌تر و کمتر شدن تمرکز آن، مساحت دانه در نزدیکی سطح کاهش کمتری را نشان می‌دهد و به مقدار مساحت دانه‌ها در نمونه‌ی بدون عملیات نزدیک‌تر است. کاهش اندازه‌ی لکه‌ی لیزر باعث تمرکز انرژی در ناحیه‌ی تحت اصابت می‌شود. در نتیجه، به واسطه‌ی ایجاد موج شوک شدید و تمرکز انرژی در ناحیه‌ی مؤثر لیزر، اندازه‌ی بلورها و دانه‌ها کاهش می‌یابد. به‌طور کلی اندازه‌ی لکه‌ی کوچک‌تر منجر به تمرکز بیشتر انرژی روی سطح می‌شود و با ایجاد تغییر شکل خمیری موجب ریزش دانه‌بندی می‌شود. این نتیجه به دلیل تجمع نابجایی‌ها و تشکیل مرزهای دانه تحت اثر فشار مکانیکی پالس‌های لیزری است. [۲۹ و ۲۸، ۱۳]

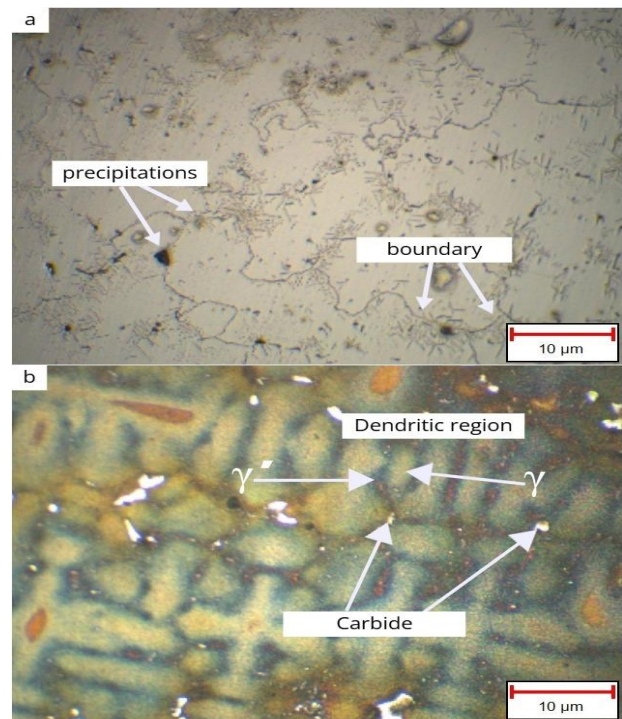


Figure 7. Optical microscope images of Inconel 792, a) before chemical etching, and b) after chemical etching.

شکل ۷. تصویر میکروسکوپ نوری از اینکونل ۷۹۲:
(الف) قبل از حکاکی شیمیایی، و (ب) بعد از حکاکی شیمیایی.

(۷- الف) نشان می‌دهد که پس از عملیات حرارتی (انحلال و پیرسازی)، رسوب‌ها در فاز زمینه به ویژه مرز دانه‌ها توزیع شده‌اند.

در شرایط اولیه، سوپرآلیاژ اینکونل ۷۹۲ پس از حکاکی در اچانت ماربل با ترکیب $\text{HCl} (50 \text{ ml}) + \text{CuSO}_4 (10 \text{ g}) + \text{H}_2\text{O} (50 \text{ ml})$ ، با ساختار دندریتی، که برای آلیاژهای ریخته‌گری معمول است، مشخص می‌شود (شکل ۷- ب). نواحی دندریتی شامل رسوب‌های γ و γ' هستند، در حالی که علاوه بر این، در فضاهای بین دندریتی، کاربیدها نیز وجود دارند. اولین فازی که حین انجماد تشکیل می‌شود، کاربیدها هستند؛ که اساساً فاز مذکور در مرز دانه‌ها رسوب می‌کند (در شکل ۷، این واقعیت به خوبی مشاهده می‌شود). در آلیاژهای پایه نیکل قابل عملیات حرارتی، یکی از عناصر اصلی جهت ایجاد رسوب سختی، تیتانیوم است، که در افزایش استحکام نقش بسزایی دارد. با افزایش دما به‌طور قابل ملاحظه‌ای میزان تیتانیوم در زمینه‌ی γ افزایش می‌یابد. ایجاد رسوب احتمالی به‌عنوان فاز استحکام بخش، تأثیر مثبتی در استحکام دارد. نتایج بخش ذکر شده با سایر پژوهش‌های مرتبط با ماده‌ی اینکونل ۷۹۲ مطابقت دارد. [۲۳]

اندازه‌ی دانه پس از عملیات کوبش شوک لیزری برای نمونه‌های مطالعه‌شده، اندازه‌گیری شده است. نتایج نشان می‌دهند که در اثر عملیات کوبش شوک لیزری، اندازه‌ی دانه‌بندی سطحی در ناحیه‌ی تحت اصابت لیزر کاهش یافته است. در شکل ۸، تصویر متالوگرافی از سطح مقطع نمونه‌ی لیزر شده با اندازه‌ی لکه‌ی ۱/۵ میلی‌متر و نمونه‌ی بدون عملیات پس از حکاکی در اچانت ماربل مشاهده می‌شود.

میانگین مساحت دانه‌ها در نزدیکی سطح از حدود ۶۶/۶۵ میکرومتر مربع در حالت بدون عملیات به حدود ۲۵/۵۰ میکرومتر مربع پس از کوبش شوک لیزری

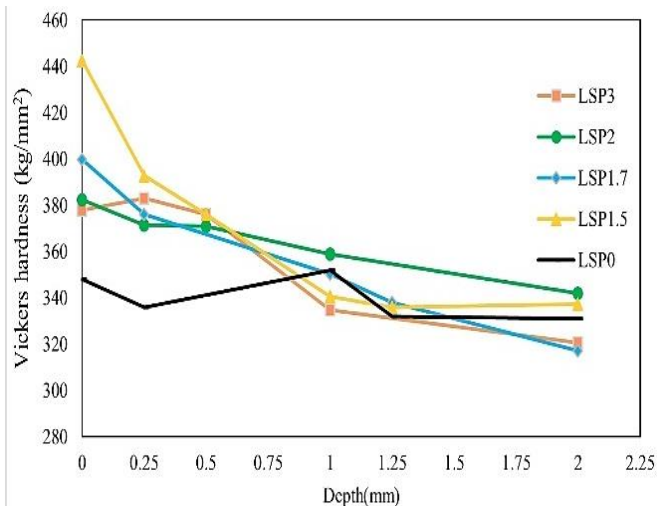


Figure 10. Vickers microhardness curve at the material depth.

شکل ۱۰. نمودار ریزسختی ویکرز در عمق ماده.

جدول ۷: مقایسه ریزسختی سطحی مواد مختلف در اثر کوبش لیزری.

Table 7. Comparison of surface microhardness of various materials after LSP.

Alloy	Average microhardness before LSP (HV)	Average microhardness After LSP (HV)	Percentage of hardness improvement	Reference
IN792	341	442	30%	Present research
IN718 LC	450	560	24%	[33]
TC4	330	380	15%	[13]
MAR-M247	454	624	37%	[13]
CMSX-4	425	550	29%	[35]
Al707 5	80	160	100%	[36]

منظور در شکل ۱۰، نمودار نتایج ریزسختی‌سنجی نمونه‌ها در شرایط مختلف عملیات کوبش شوک لیزری در اندازه‌ی لکه‌ی لیزر متفاوت نسبت به ماده‌ی بدون عملیات گزارش شده است.

مقدار میانگین ریزسختی از ۳۴۱ برای ماده‌ی بدون عملیات، در بهترین حالت (اندازه‌ی لکه‌ی لیزر ۱/۵ میلی‌متر) به مقدار میانگین ۴۴۲ در سطح ماده و در بدترین حالت به ۳۷۸ در اندازه‌ی لکه‌ی ۳ میلی‌متر رسیده است، که به ترتیب افزایش ۳۰ و ۱۰ درصد را نشان می‌دهد. پس از عمق ۲ میلی‌متر، سختی تمایل دارد که به مقدار ثابتی برسد. با افزایش مساحت لکه‌ی لیزر، شدت لیزر و نیز فشار پلاسما در چگالی توان لیزر کمتر کاهش می‌یابند، و در نتیجه اثرگذاری لیزر در ماده کم می‌شود. با افزایش اندازه‌ی لکه‌ی لیزر، ریزسختی ماده نیز

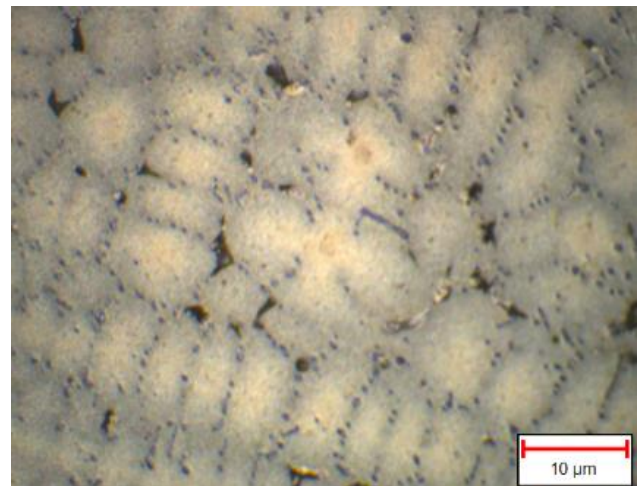


Figure 9. Alignment and grain refinement in the area affected by LSP.

شکل ۹. مرتب و ریزشدن دانه‌بندی در ناحیه‌ی تحت اثر کوبش شوک لیزری.

جدول ۶. خواص مکانیکی سوپرآلیاژ اینکونل ۷۹۲.

Table 6. Mechanical properties of Inconel 792 superalloy.

Parameters	Yield Stress	Ultimate Stress	Young Modulus	Elongation %
value	700	730	180	1.2

مشاهدات ریزساختاری نشان می‌دهند که در حالت بدون عملیات کوبش لیزری، دانه‌ها به صورت تصادفی (غیرجهت‌دار) پراکنده شده‌اند، اما پس از عملیات کوبش لیزری، دانه‌ها در نزدیکی سطح در جهت اعمال کوبش به صورت نواری مرتب شده‌اند (شکل ۹). سرعت انجماد بالای فرایند کوبش شوک لیزری باعث تحت تبرید قرارگرفتن و در نتیجه ریزشدن ساختار می‌شود. تفاوت در میزان تحت انجماد قرارگرفتن به دلیل حضور عناصر آلیاژی مختلف سبب شده است که ریزساختار به صورت دندریتی-ستونی در آید و فازهای ثانویه در مناطق بین دندریتی شکل بگیرند.^[۳۰] مسطح‌شدن و کشیدگی دانه‌ها به دلیل نیروهای اعمال‌شده در اثر عملیات کوبش لیزری است. علاوه بر این، تحت تأثیر فشار زیاد کوبش شوک لیزری، فاز γ که در ابتدا شکل مکعبی دارد، حالت مستطیلی به خود می‌گیرد. سایر پژوهشگران نیز نشان داده‌اند که در سطح مناطق تحت کوبش، اعوجاج شدید ریزساختار γ/γ مشاهده و نانوذرات فاز γ/γ در نزدیکی سطح به صورت نوارهای مجزا و اندازه‌ی نانومتری چیده شده‌اند.^[۳۰ و ۳۱]

۳.۳. تحلیل ریزسختی

جهت تعیین خواص مکانیکی عمومی آلیاژ موردنظر، نمونه‌های کششی با استفاده از دستگاه ژوئیک ۶۰ تن آزمایش شده‌اند. آزمایش کشش با نرخ ۱ میلی‌متر بر دقیقه انجام و نتایج آن در جدول ۶ ارائه شده است.

ریزسختی، یک خاصیت مکانیکی جامع است که مقاومت ماده در برابر تغییرشکل کشسانی، حالت خمیری و شکست را نشان می‌دهد.^[۳۲] در پژوهش حاضر، اثر اندازه‌ی لکه‌ی لیزر در خواص سطحی ماده بررسی شده است. بدین

ریزساختار سطحی اصلاح می‌شود. نتایج به‌دست‌آمده در بخش حاضر با نتایج متالوگرافی سطح ماده، قبل و بعد از عملیات کوبش شوک لیزری در بخش قبل کاملاً مطابقت دارد.

همچنین مطابق گزارش سایر پژوهشگران، تغییر شکل خمیری شدید ایجاد شده در سطح ماده موجب افزایش چگالی نایجایی‌های سطحی، افزایش تنش پسماند فشاری، و سختی می‌شود.^[۳۹] افزایش چگالی نایجایی به‌طور مؤثری سختی ماده را بهبود می‌بخشد.^[۴۰] در اثر اعمال کوبش لیزری، فشار ناشی از پلازما از طریق امواج شوک به ماده منتقل می‌شود. امواج ضربه‌ای می‌توانند در نزدیکی سطح، تغییرات ریزساختاری ایجاد کنند و باعث تراکم بالای نایجایی شوند. اثر ترکیبی تغییرات ریزساختار و درهم‌تنیدگی نایجایی‌ها به بهبود خواص سطح کمک می‌کند.^[۱۶]

۴. نتیجه‌گیری

در نوشتار حاضر، اثر تغییر اندازه‌ی لکه‌ی لیزر در عملیات کوبش شوک لیزری در خواص ریزساختاری و مکانیکی ماده‌ی اینکونل ۷۹۲ قابل‌استفاده در پره‌های توربین بررسی و خلاصه‌ی نتایج به‌دست‌آمده ارائه شده است:

۱. عملیات کوبش شوک لیزری موجب ایجاد تنش پسماند فشاری در سطح ماده می‌شود.

۲. با استفاده از عملیات کوبش شوک لیزری، تنش پسماند فشاری به مقدار ۲۹۰ مگاپاسکال در سطح ماده ایجاد شده است.

۳. در اثر عملیات کوبش شوک لیزری، دانه‌بندی سطحی ماده دچار تغییر می‌شود و نواحی تحت امواج ضربه‌ای لیزر به‌دلیل تراکم بالای نایجایی‌ها دانه‌بندی ریزتری دارند.

۴. با استفاده از عملیات کوبش شوک لیزری می‌توان اندازه‌ی دانه‌بندی سطحی اینکونل ۷۹۲ را تا حدود ۶۲٪ کاهش داد.

۵. لیزر اگزایمر به‌دلیل طول موج پایین و انرژی بالاتر می‌تواند عمق نفوذ بیشتری ایجاد کند و سختی ماده را تا عمق بالاتری افزایش دهد.

۶. عملیات کوبش شوک لیزری، یک روش مؤثر برای افزایش سختی سطحی اینکونل ۷۹۲ است؛ که با استفاده از آن می‌توان سختی را تا ۳۰٪ افزایش داد.

۷. در اثر عملیات کوبش شوک لیزری با قطر کمتر، سختی سطحی ماده به میزان بیشتری افزایش می‌یابد، که به‌دلیل افزایش چگالی توان لیزر در ناحیه‌ی تحت اصابت است.

تقدیر و تشکر

بدین وسیله از شرکت محترم پرتو، که با تأمین قطعه‌ی اولیه در انجام پژوهش حاضر، ما را یاری کرده‌اند، تشکر و قدردانی به‌عمل می‌آید.

کاهش می‌یابد. در جدول ۷، مقایسه‌ی ریزسختی در سطح مواد مختلف در اثر عملیات کوبش شوک لیزری ارائه شده است.

عملیات کوبش شوک لیزری با سازوکار ایجاد موج شوک، سختی مواد را به‌طور مؤثری افزایش می‌دهد. تفاوت در مقادیر سختی نهایی بیشتر از هر چیز به متغیرهای لیزر، جنس ماده، و عمق اثر آن بستگی دارد. انرژی بالای لیزر پالسی باعث ایجاد پلازما با فشار بالا روی سطح ماده می‌شود؛ که منجر به تولید موج شوک می‌شود و به ساختار بلوری ماده نفوذ می‌کند. تغییرات ساختاری در مقیاس میکروسکوپی که توسط موج شوک اخیر ایجاد می‌شود، دلیل اصلی افزایش سختی در سطح ماده است. موج شوک به لایه‌های سطحی ماده، نیروی مکانیکی شدیدی وارد می‌کند، که باعث تغییر شکل خمیری موضعی آن می‌شود. این تغییر شکل باعث افزایش چگالی نایجایی‌ها در ساختار ماده می‌شود. افزایش تراکم نایجایی‌ها، عامل اصلی افزایش سختی است. انرژی بالاتر لیزر باعث ایجاد موج شوک قوی‌تر و در نتیجه نفوذ عمیق‌تر در ماده و ایجاد سختی بیشتر می‌شود. با توجه به طول موج کوتاه لیزر اخیر، که در ناحیه‌ی فرابنفش عمل می‌کند، از آنجایی که ترکیب‌های شیمیایی سوپرآلیاژ اینکونل ۷۹۲ اغلب ترکیب‌های فلزی هستند، لیزر اگزایمر اثر مثبتی داخل ترکیب اخیر می‌گذارد و عملیات فشرده‌سازی را روی آلیاژ اینکونل ۷۹۲ انجام می‌دهد. افزایش تعداد ضربه‌های لیزر در واحد سطح باعث افزایش سختی می‌شود، در حالی که تعداد کمتر ضربه‌های لیزر، آثار محدودتری ایجاد می‌کند. تفاوت در مقادیر ریزسختی به‌دلیل تفاوت در ساختار بلوری و حضور یا عدم حضور عناصر تقویت‌کننده (مانند: کاربیدها، نیتrideها، و رسوب‌های تقویتی) در مواد مختلف است. به‌عنوان مثال، سوپرآلیاژهایی مانند CMSX-۴ و اینکونل، رفتار متفاوتی دارند. اندازه‌ی لکه‌ی لیزر، مستقیماً در میزان انرژی وارد شده به ماده و نحوه‌ی پراکندگی آثار در مقیاس سطح تأثیر می‌گذارد. اندازه‌ی لکه‌ی کوچک‌تر معمولاً شدت بیشتری در واحد سطح ایجاد می‌کند، که به سختی بیشتر منتهی می‌شود.^[۳۳-۳۶]

با افزایش اندازه‌ی لکه‌ی لیزر، سطح مقطع تابش افزایش پیدا می‌کند و چگالی توان کاهش می‌یابد. کاهش چگالی توان مستقیماً در شرایط ایجاد موج شوک و عمق تأثیرگذاری خمیری در ماده تأثیر می‌گذارد. طبق یافته‌ها، وقتی چگالی توان آفت کند، دامنه و شدت تغییر شکل خمیری نیز کاهش می‌یابد. این تغییر سبب کاهش سختی سطح ماده پس از عملیات مذکور می‌شود.^[۳۷]

عملیات کوبش شوک لیزری موجب افزایش سختی تا عمق بیشینه‌ی ۱ میلی‌متر می‌شود.^[۳۸] علت افزایش سختی در عمق بیشتر در پژوهش حاضر استفاده از لیزر با طول موج پایین‌تر و انرژی بالاتر بوده است. لیزر اگزایمر به‌دلیل داشتن سطح انرژی بالاتر، عمق نفوذ بیشتری نیز در ماده ایجاد کرده است. افزایش سختی و تنش پسماند فشاری ایجاد شده در ماده پس از عملیات کوبش شوک لیزری نشان می‌دهد که سطح ماده دچار تغییر شکل خمیری شدید می‌شود و

References – منابع

1. Kolagar, A.M., Tabrizi, N., Cheraghzadeh, M. and Shahriari, M.S., 2017. Failure analysis of gas turbine first stage blade made of nickel-based superalloy. *Case*

Studies in Engineering Failure Analysis, 8, pp.61-68.
<https://doi.org/10.1016/j.csefa.2017.04.002>

2. Wahl, J.B. and Harris, K., 1996. Superalloys in industrial gas turbines-an overview. In *9th World Conference on Investment Casting, October*, San Francisco, CA USA. pp.13-16.

3. Ion, J., 2005. *Laser processing of engineering materials: principles, procedure and industrial application*. 1th Edn., Elsevier.
4. Brandal, G. and Lawrence Yao, Y., 2017. Material influence on mitigation of stress corrosion cracking via laser shock peening. *J. of Manufacturing Science and Engineering*, 139(1), p.011002.
<https://doi.org/10.1115/1.4034283>
5. Telang, A., Gill, A.S., Teyseyre, S., Mannava, S.R., Qian, D. and Vasudevan, V.K., 2015. Effects of laser shock peening on SCC behavior of Alloy 600 in tetrathionate solution. *Corrosion Science*, 90, pp.434-444.
<https://doi.org/10.1016/j.corsci.2014.10.045>
6. Maleki, E., Unal, O., Guagliano, M. and Bagherifard, S., 2021. The effects of shot peening, laser shock peening and ultrasonic nanocrystal surface modification on the fatigue strength of Inconel 718. *Materials Science and Engineering: A*, 810, p.141029.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141029>
7. Wang, C., Shen, X.J., An, Z.B., Zhou, L.C. and Chai, Y., 2016. Effects of laser shock processing on microstructure and mechanical properties of K403 nickel-alloy. *Materials & Design*, 89, pp.582-588.
<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.10.022>
8. Nath, S., Shukla, P., Shen, X. and Lawrence, J., 2018. Effect of laser shock peening (LSP) on the phase evolution, residual stress and hardness of Hastelloy-X superalloys. *Lasers in Engineering*, 39 (1-2), pp.97-112.
9. Kaufman, J., Špirit, Z., Vasudevan, V.K., Steiner, M.A., Mannava, S.R., Brajer, J., Pina, L. and Mocek, T., 2021. Effect of laser shock peening parameters on residual stresses and corrosion fatigue of AA5083. *Metals*, 11(10), p.1635.
<https://doi.org/10.3390/met11101635>
10. Kaufman, J., Racek, J., Cieslar, M., Minárik, P., Steiner, M.A., Mannava, S.R., Vasudevan, V.K., Sharma, A., Böhm, M., Brajer, J. and Pilař, J., 2022. The effect of laser shock peening with and without protective coating on intergranular corrosion of sensitized AA5083. *Corrosion Science*, 194, p.109925.
<https://doi.org/10.1016/j.corsci.2021.109925>
11. Tong, Z., Ren, X., Ren, Y., Dai, F., Ye, Y., Zhou, W., Chen, L. and Ye, Z., 2018. Effect of laser shock peening on microstructure and hot corrosion of TC11 alloy. *Surface and Coatings Technology*, 335, pp.32-40.
<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2017.12.003>
12. Ning, C., Zhang, G., Yang, Y. and Zhang, W., 2018. Effect of laser shock peening on electrochemical corrosion resistance of IN718 superalloy. *Applied Optics*, 57(10), pp.2467-2473.
<https://doi.org/10.1364/AO.57.002467>
13. Zhang, H., Jiang, Y., Liu, M., Zou, T., Wang, Q., Wu, H., Pei, Y., Liu, Y. and Wang, Q., 2024. The effect of laser shock peening with different power density on the microstructure evolution and mechanical properties of MAR-M247 nickel-base alloy. *J. of Materials Research and Technology*, 30, pp.3340-3354.
<https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.04.107>
14. Li, K., Yu, W., Li, Y., Bao, H., Cao, Y. and Wang, Y., 2024. Study on the effects of laser shock peening on the microstructure and properties of 17-7PH stainless steel. *Frontiers in Materials*, 11, p.1484698.
<https://doi.org/10.3389/fmats.2024.1484698>
15. Telang, A., Gill, A.S., Teyseyre, S., Mannava, S.R., Qian, D. and Vasudevan, V.K., 2015. Effects of laser shock peening on SCC behavior of Alloy 600 in tetrathionate solution. *Corrosion Science*, 90, pp.434-444.
<https://doi.org/10.1016/j.corsci.2014.10.045>
16. Ignaczak, J. and Hetnarski, R.B., 2014. Generalized thermoelasticity: Mathematical formulation. *Encyclopedia of Thermal Stresses*, 7, pp.1974-1986.
<https://doi.org/10.1080/014957399280832>
17. Singh, N., Ahuja, K., Singh, T. and Singh, S.A., 2017. Review: Effect of laser peening treatment on properties and life cycle of different materials. *IOSR J. of Mechanical and Civil Engineering*, 14(1), pp.83-94.
18. Karthik, D. and Swaroop, S., 2017. Laser peening without coating—an advanced surface treatment: a review. *Materials and Manufacturing Processes*, 32(14), pp.1565-1572.
<https://doi.org/10.1080/10426914.2016.1221095>
19. Prabhakaran, S. and Kalainathan, S., 2016. Warm laser shock peening without coating induced phase transformations and pinning effect on fatigue life of low-alloy steel. *Materials & Design*, 107, pp.98-107.
<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.06.026>
20. Hfaiedh, N., Peyre, P., Song, H., Popa, I., Ji, V. and Vignal, V., 2015. Finite element analysis of laser shock peening of 2050-T8 aluminum alloy. *Int. J. of Fatigue*, 70, pp.480-489.
<https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2014.05.015>
21. Abbasi A, Amini S, Shikhzade G., 2017. Investigation of experimental and numerical simulation of residual stresses distribution of rolling mill rolls in ultrasonic peening technology. *Modares Mechanical Engineering*, 17 (7), pp. 316-324. [In Persian].
<https://doi.org/20.1001.1.10275940.1396.17.7.52.4>
22. Auld, J.H. and Greenough, G.B., 1954. Residual lattice strains in iron single crystals. *Acta Metallurgica*, 2(2), pp.209-213.
[https://doi.org/10.1016/0001-6160\(54\)90161-3](https://doi.org/10.1016/0001-6160(54)90161-3)
23. Cueto-Rodriguez, M.M., Avila-Davila, E.O., Lopez-Hirata, V.M., Saucedo-Muñoz, M.L., Palacios-Pineda, L.M., Trapaga-Martinez, L.G. and Alvarado-Orozco,

- J.M., 2018. Numerical and experimental analyses of the effect of heat treatments on the phase stability of Inconel 792. *Advances in Materials Science and Engineering*, 2018(1), p.4535732.
<https://doi.org/10.1155/2018/4535732>
24. Sedighi M., Nazemnezhad R., 2011, Analysis of the effect of diffraction peak positioning method on residual stress measurement, using the standard XRD technique. *Aerospace Mechanics Journal*, 7(2 (24)), pp.73-87. [In Persian].
<httpssid.ir/paper/102035>
25. Prev  y, P.S., 1986. X-ray diffraction residual stress techniques.
26. Hosooli S., 2020, A review of the application of X-ray diffraction in residual stress measurement, *J. of Mechanical Engineering*, 28(5), pp.25-30. [In Persian].
<20.1001.1.16059719.1398.28.5.5.9>
27. Karthik, D. and Swaroop, S., 2017. Laser shock peening enhanced corrosion properties in a nickel-based Inconel 600 superalloy. *J. of Alloys and Compounds*, 694, pp.1309-1319.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2016.10.093>
28. Afsari Moghaddam, A. R., Brooghani, A., Yaghoubi Nejad, Y., Khanzadeh, M. 2024. Investigation of the simultaneous effect of laser shock peening and graphene oxide coating on residual stress and fatigue corrosion properties of IN792 alloy, *J. of Solid and Fluid Mechanics*, 14(5), pp. 121-136. [In Persian].
<https://doi.org/10.22044/jsfm.2024.14595.3871>
29. Samuel, C., Moganraj, A., Swaroop, S., Praveenkumar, K., Natarajan, A., Nageshwara Rao, M., Syed, B. and Bhattacharya, B., 2023. Effect of laser shock peening without coating on grain size and residual stress distribution in a microalloyed steel grade. *Crystals*, 13(2), p.212.
<https://doi.org/10.3390/cryst13020212>
30. Rozmus-G  rnikowska, M., Kusi  ski, J., Cieniek,   . and Morgiel, J., 2021. The microstructure and properties of laser shock peened CMSX4 superalloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 52, pp.2845-2858.
<https://doi.org/10.1007/s11661-021-06277-7>
31. Lu, J.Z., Luo, K.Y., Zhang, Y.K., Sun, G.F., Gu, Y.Y., Zhou, J.Z., Ren, X.D., Zhang, X.C., Zhang, L.F., Chen, K.M., and Cui, C.Y., 2010. Grain refinement mechanism of multiple laser shock processing impacts on ANSI 304 stainless steel, *Acta Materialia*, 58(16), pp. 5354-5362.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.06.010>
32. Wang, C., Shen, X.J., An, Z.B., Zhou, L.C. and Chai, Y., 2016. Effects of laser shock processing on microstructure and mechanical properties of K403 nickel-alloy. *Materials & Design*, 89, pp.582-588.
<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.10.022>
33. Bae, S., Kim, Y., Jung, J., Shin, K., Suh, C.M. and Jeong, S., 2024. Effects of laser shock peening on Inconel 738LC to improve mechanical and fatigue characteristics. *Optics & Laser Technology*, 171, p.110290.
<https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2023.110290>
34. Gong, Z., Zhang, T., Chen, Y., Lu, J., Ding, X., Zhang, S., Lan, M., Shen, Y. and Wang, S., 2024. Effect of laser shock peening on stress corrosion cracking of TC4/2A14 dissimilar metal friction stir welding joints. *J. of Materials Research and Technology*, 30, pp.1716-1725.
<https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.03.216>
35. Hakeem, A.H., Morar, N.I., Dawson, K., Tatlock, G.J., Gibson, G.J. and Gray, S., 2024. Effects of surface hardening by laser shock peening and shot peening on a nickel-based single-crystal superalloy CMSX-4. *Materials Research Express*, 11(7), p.076527.
<https://doi.org/10.1088/2053-1591/ad6535>
36. Mostafa, A.M., Hameed, M.F. and Obayya, S.S., 2019. Effect of laser shock peening on the hardness of AL-7075 alloy. *Journal of King Saud University-Science*, 31(4), pp.472-478.
<https://doi.org/10.1016/j.jksus.2017.07.012>
37. Dai, F.Z., Lu, J.Z., Zhang, Y.K., Wen, D.P., Ren, X.D. and Zhou, J.Z., 2014. Effect of laser spot size on the residual stress field of pure Al treated by laser shock processing: Simulations. *Applied surface science*, 316, pp.477-483.
<https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2014.07.166>
38. Rozmus-G  rnikowska, M., Kusi  ski, J. and Cieniek,   ., 2020. Effect of laser shock peening on the microstructure and properties of the Inconel 625 surface layer. *J. of Materials Engineering and Performance*, 29, pp.1544-1549.
<https://doi.org/10.1007/s11665-020-04667-3>
39. Sheng, J., Zhang, H., Hu, X. and Huang, S., 2020. Influence of laser peening on the high-temperature fatigue life and fracture of Inconel 718 nickel-based alloy. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 109, p.102757.
<https://doi.org/10.1016/j.tafmec.2020.102757>
40. Zhou, L., Long, C., He, W., Tian, L. and Jia, W., 2018. Improvement of high-temperature fatigue performance in the nickel-based alloy by LSP-induced surface nanocrystallization. *J. of Alloys and Compounds*, 744, pp.156-164.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.01.070>