E-ISSN: 2676-6787 | P-ISSN: 2476-583X

Journal of
Welding Science and Technology of Iran
jwsti.iut.ac.ir

Volume 11, Number 1, 2025

Investigation of factors affecting solidification defects in dissimilar Ti6Al4V-Inconel 718 joints by TLP using BNi2-Cu foil

S. Pourmorad Kaleybar, H. Khorsand*
Faculty of Materials Science and Engineering, K. N. Toosi University of Technology, Tehran, Iran.

Received 30 May 2025 ; Accepted 7 July 2025

Abstract

This research focuses on the dissimilar joining of Ti6Al4V and Inconel 718 alloys using the Transient Liquid Phase (TLP) bonding process with a BNi2 foil and a copper interlayer. The objective is to analyze the effects of temperature (850, 950, and 1050 °C) and holding time (10, 20, and 30 minutes) on the microstructure, phase composition, and mechanical properties of the bonding region. DSC analysis indicated that melting reactions begin around 950 °C, attributed to the formation of eutectic compounds in the Cu-Ni-B system. SEM and EDS examinations confirmed the formation of intermetallic phases such as Ti_2Ni, NiTi, Cr_2Ti, and ceramic phase Ni_3B in different regions of the joint. Under optimal conditions (950 °C for 20 minutes), a uniform microstructure, controlled boron diffusion, and formation of stable phases were observed. The hardness in the DAZ region was approximately 420–450 HV. In contrast, higher temperatures and extended holding times led to the formation of brittle phases, solidification cracks, and interfacial discontinuities. The diffusion coefficient of titanium under optimal bonding conditions was estimated to be 2.8×10^{-11} m²/s. These findings emphasize the importance of precise control over process parameters to achieve high-quality joints and prevent structural defects.

Keywords:Transient Liquid Phase (TLP) process, Microstructural defects, Intermetallic phases, Dissimilar joining.

*Corresponding Author: H. Khorsand: hkhorsand@kntu.ac.ir.

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2025-12-10]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.24]

شاپا: 2476-583X | شاپا الکترونیکی: 2676-6787

نشریه علوم و فناوری جوشکاری ایران

jwsti.iut.ac.ir

سال یازدهم، شماره1، بهار و تابستان 1404

بررسی پارامترهای مؤثر بر عیوب انجمادی اتصال نامتجانس Ti6Al4V-Inconel 718 به روش TLP با فویل BNi2-Cu

سپهر پورمراد کلیبر، حمید خرسند *

دانشکده مهندسی و علم مواد، دانشگاه صنعتی خواجه نصیرالدین طوسی، تهران، ایران.

دریافت مقاله: 1404/03/09 ؛ پذیرش مقاله: 1404/04/16

چکیده

این پژوهش به بررسی اتصال نامتجانس آلیاژهای Ti6Al4V و Inconel 718 با روش فاز مایع گذرا (TLP) و با استفاده از فویل BNi2 و لایه واسط مسی می‌پردازد. هدف، تحلیل اثر دما (850، 950 و 1050 درجه سانتی‌گراد) و زمان نگهداری (10، 20 و 30 دقیقه) بر ریزساختار، ترکیب فازی و خواص مکانیکی ناحیه اتصال است. نتایج آنالیز DSC نشان داد که واکنش‌های ذوب در حدود 950 درجه آغاز می‌شود که ناشی از تشکیل ترکیبات یوتکتیکی در سیستم مس-نیکل-بور است. بررسی‌های SEM و EDS تشکیل فازهای بین‌فلزی مانند Ti_2Ni، NiTi، Cr_2Ti و فاز سرامیکی Ni_3B را تایید کردند. در شرایط بهینه (950 درجه سانتی‌گراد و 20 دقیقه)، ریزساختاری یکنواخت و تشکیل فازهای پایدار مشاهده شد و سختی ناحیه DAZ حدود 420 تا 450 واحد ویکرز بود. در مقابل، دما و زمان بالا باعث ایجاد فازهای ترد و ترک‌های انجمادی شد. ضریب نفوذ تیتانیوم در شرایط بهینه برابر با $2/8\times10^{-11}$ m^2/s برآورد شد. این نتایج اهمیت کنترل دقیق پارامترهای فرایند را برای دستیابی به اتصال باکیفیت نشان می‌دهند.

کلمات کلیدی: فرایند فاز مایع گذرا (TLP)، عیوب ریزساختار، فازهای بین فلزی، اتصال نامتجانس.

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: حمید خرسند ، hkhorsand@kntu.ac.ir.

1- مقدمه

در دهه‌های اخیر، پیشرفت‌های چشم‌گیری در زمینه اتصال آلیاژهای مختلف برای کاربردهای صنعتی نظیر صنایع هوافضا، دفاعی و انرژی ایجاد شده است [1]. این اتصال‌ها به‌ویژه در ترکیب مواد با خواص فیزیکی و شیمیایی متفاوت، به چالشی بزرگ برای مهندسان و پژوهشگران تبدیل شده‌است. یکی از این ترکیب‌ها که توجه زیادی را به خود جلب کرده است، اتصال نامتجانس بین آلیاژ تیتانیوم Ti6Al4V و اینکونل718 است. این دو آلیاژ به‌دلیل ویژگی‌های منحصر به فرد خود، نظیر مقاومت بالا در برابر دماهای بالا، خواص مکانیکی مناسب و مقاومت در برابر خوردگی و سایش در صنایع حساس مانند ساخت موتورهای جت، توربین‌های گازی و قطعات هوافضا به‌طور گسترده استفاده می‌شوند. به طور مثال پره‌های بخش فن و کمپرسور (ناحیه قبل از احتراق سوخت) در غالب موتورهای هواپیما از جنس آلیاژهای تیتانیومی بوده که بر روی شفتی از جنس سوپرآلیاژ نیکل متصل شده است. چگالی کم آلیاژهای

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2025-12-10]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.24]

تیتانیومی سبب شده تا سرعت حرکت پره‌ها و در راستای آن بازده موتور به طرز چشمگیری افزایش یابد [2, 3].

اما یکی از مهمترین چالش‌ها در اتصال این دو آلیاژ، بررسی رفتار انجمادی ناحیه اتصال در دماها و زمان‌های مختلف است. دما و زمان به‌عنوان یکی از پارامترهای کلیدی در فرایندهای جوشکاری و اتصال مواد، تأثیر مستقیمی بر ریزساختار و خواص مکانیکی ناحیه اتصال دارد. در طی فرایند اتصال، دما و زمان می‌تواند منجر به تغییرات فازی، انجماد تدریجی و تشکیل فازهای بین‌فلزی و سرامیکی شود که در نهایت به ایجاد عیوب مختلف در ناحیه اتصال منجر می‌شود. این عیوب می‌توانند خواص مکانیکی نظیر استحکام برشی، خستگی و مقاومت به خوردگی را تحت تأثیر قرار دهند [4].

در یکی از پژوهش‌ها، از فرایند لحیم‌کاری سخت تحت خلاء با استفاده از پرکننده Ti15Cu15Ni برای اتصال آلیاژTi6Al4V و اینکونل718 استفاده شد. این روش به دلیل عدم ذوب مواد پایه در ناحیه تماس با پرکننده و همچنین خلا بالا ویژگی‌های مهمی را پوشش می‌دهد. عدم حضور ناخالصی در اتمسفر از تشکیل فازهای اکسیدی و کاربیدی جلوگیری کرده و کاهش فشار هوا به (خلا) 10^{-3} mbar منجر به کاهش مقدار خط لیکوئیدوس ماده پرکننده شده است؛ در نتیجه استحکام برشی لبه‌ای اتصال مذکور بین 47 تا 84MPa بدست‌آمد، که نشان‌دهنده استحکام قابل قبول اتصال است [5].

دنزل بریجز و همکاران با استفاده از نانومواد Cu-Ag آلیاژTi6Al4V و اینکونل718 را با روش نانولحیم‌کاری سخت اتصال دادند[6]. نانومواد Cu-Ag در مقایسه با پرکننده‌ها تجاری، استحکام بیشتری داشتند [7]. همچنین، دمای لحیم‌کاری این پرکننده‌ها به دلیل اندازه ساختار نانویی که دارند نسبت به مواد با اندازه میکرون بسیار پایین‌تر بود، که این موضوع باعث شد تا از تشکیل فازهای ترد کاربیدی و ترد که غالبا در دماهای بالا ($T>900\ ^{o}C$) تشکیل می‌شوند جلوگیری شود. علاوه بر این کاهش دمای ذوب ماده پرکننده باعث می‌شود تا لحیم‌کاری در محدوده وسیع‌تری از حالت‌های معمول بررسی شود در نتیجه عیوب ناشی از انجماد و عدم یکنواختی ریزساختار اتصال کنترل شده و در راستای آن استحکام مناسبی کسب گردد [8].

باتوجه به تاثیر حرارت بر ناحیه اتصال و مواد پایه استفاده از فرایندهای نوین مانند روش ذوب لیزری پالسی جهت اتصال این دو آلیاژ از اهمیت ویژه‌ای برخوردار است. در پژوهشی مشابه یوانهائو وانگ و همکاران برای تولید ماده چند ساختاری حاوی آلیاژTi6Al4V و اینکونل718 از روش ذوب لیزری پالسی استفاده کردند. در این پژوهش از رسوب دادن دو سیم با ترکیبات آلیاژهای نامبرده بر روی یک بستر استفاده شد. نتایج نشان داد که منطقه انتقالی بین این آلیاژها دارای فازهای ثانویه TiNiو Ti22Ni است که باعث افزایش سختی شده و در قسمت بالایی نمونه، کریستال‌های هم‌محور وجود دارد که سختی را افزایش می‌دهد. جلوگیری از تشکیل فازهای بین‌فلزی نام‌برده در اکثر موارد اجتناب ناپذیر بوده و با کنترل دمای اتصال، تنها می‌توان ناحیه واکنشی از این فازها را کنترل کرده و از سختی بالای آن‌ها در جهت افزایش استحکام ناحیه اتصال بهره‌وری نمود [9].

در تحقیقی دیگر که با استفاده از فناوری ساخت افزودنی قوس الکتریکی انجام شد با دو سیم با ترکیبات حاوی آلیاژ اینکونل718 و Ti6Al4V با جریان‌های متفاوت بر روی بستر سوپرآلیاژ پایه نیکل رسوب‌دهی شد. خواص ماده چند سازه‌ای تشکیل شده به طور مستقیم بر عملکرد جریان اعمالی وابسته بود. نتایج نشان داد که در جریان 35A رسوب عناصر Ti به آلیاژ Inconel 718 نفوذ می‌کنند. افزایش جریان منجر به تشکیل ترکیبات بین‌فلزی شکننده مانند Cr2Ti،TiNi و Fe2Ti در لایه رسوب می‌شود. در جریان‌های رسوب‌گذاری کمتر از 50A، هیچ ترکی ظاهر نمی‌شود، اما ترک‌ها در جریان 50A ایجاد می‌شوند. در مقایسه با شرایط 35A، سختی در جریان 50A تا 31/51 درصد افزایش یافته‌است. به طورکلی افزایش جریان الکتریکی منجر به تشکیل ترک در لایه‌های رسوبی شده و همچنین، سختی در لایه‌های رسوبی با افزایش جریان جوشکاری افزایش یافته است [10]. کوکبی و همکاران در مطالعه دیگری به بررسی اتصال نامتجانس سوپرآلیاژ اینکونل

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2025-12-10]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.24]

837 به ترکیب بین‌فلزی تیتانیوم آلومیناید با استفاده از لایه واسط سه‌تایی Ni-Si-B پرداختند. نتایج نشان داد که ریزساختار اتصال شامل چهار منطقه مجزا است که شامل انجماد هم‌دمای دو طرف، انجماد غیرهم‌دمای میانی، ناحیه متأثر از نفوذ در سمت اینکونل و ناحیه واکنشی در سمت TiAl است. این مطالعات نشان می‌دهند که اتصال آلیاژTi6Al4V به اینکونل718 با استفاده از روش‌های مختلف جوشکاری و لحیم‌کاری امکان‌پذیر است و ریزساختار و خواص مکانیکی اتصال به شدت تحت تأثیر پارامترهای فرایند و مواد واسط قرار دارد [11].

با این حال، اتصال این دو ماده با خواص حرارتی متفاوت چالش‌های خاص خود را دارد. تفاوت‌هایی مانند هدایت حرارتی، ضریب انبساط حرارتی و نقاط ذوب، فرایند اتصال این مواد را پیچیده‌تر می‌کند. دما در طول فرایند اتصال نقش بسیار مهمی در تعیین ریزساختار نهایی و تشکیل عیوب در ناحیه اتصال دارد [12]. تغییرات دما می‌تواند منجر به تشکیل فازهای نامطلوب، نظیر ترکیب‌های بین‌فلزی و سرامیکی شکننده، و همچنین عیوبی مانند ترک، حفره‌سازی (مک‌های گازی و انقباضی) یا ذوب‌شدگی ناقص شود که این مسائل تأثیر زیادی بر خواص مکانیکی و عمر کاری جوش دارند.

در این تحقیق به بررسی اثر فویل مسی در جلوگیری از تشکیل فازهای بین‌فلزی مخرب بین Ni-Ti و همچنین تأثیر زمان و دما بر ریزساختار و عیوب تشکیل شده در ناحیه اتصال نامتجانس بین Ti6Al4V به اینکونل718 پرداخته شده است؛ با بررسی تأثیرات مختلف زمان اتصال‌دهی در مراحل مختلف فرایند، این پژوهش هدف دارد تا روشن کند که تغییرات دما چگونه بر تحولات فازی، تکامل ریزساختار و تشکیل عیوب در ناحیه اتصال تأثیر می‌گذارد. علاوه بر این، درک ارتباط بین دما و تغییرات میکروسکوپی می‌تواند به بهینه‌سازی فرایندهای اتصال کمک کرده و از ایجاد عیوب جلوگیری کند و در نهایت کیفیت و عملکرد مکانیکی اتصال را بهبود بخشد. این مقاله به‌طور خاص به گسترش دانش در زمینه اتصال Ti6Al4V به اینکونل718 کمک می‌کند و زمینه‌ساز توسعه قطعات قابل اعتمادتر و بادوام‌تر برای کاربردهای پیشرفته خواهد بود. نوآوری کلیدی این پژوهش در استفاده همزمان از لایه واسط مسی و فویل BNi2 در فرایند اتصال فاز مایع گذرا (TLP) بین آلیاژهای Ti6Al4V و Inconel 718 است. این ترکیب نوآورانه باعث بهبود تشکیل فازهای بین‌فلزی و سرامیکی پایدار و یکنواخت‌تر در ناحیه اتصال شده و به کنترل دقیق‌تر ریزساختار و خواص مکانیکی کمک کرده است.

2- مواد و روش

در این پژوهش، آلیاژهای Ti6Al4V و Inconel 718 به‌عنوان مواد پایه مورد استفاده قرار گرفتند. نمونه‌ها به‌صورت مکعب‌مستطیل با ابعاد 3 × 15 × 15 میلی‌متر آماده‌سازی شدند. به‌منظور بهبود صافی سطح تماس و حذف آلودگی‌های سطحی، عملیات پرداخت مکانیکی به کمک سنباده‌هایی با شماره‌های 400، 600 و 800 به ترتیب انجام شد. سپس، نمونه‌ها در حمامی از محلول استون قرار داده شدند و فرایند تمیزکاری نهایی به‌کمک دستگاه التراسونیک در دمای 45 درجه سانتی‌گراد به‌مدت 15 دقیقه انجام گرفت تا از پاکسازی کامل سطوح تماس اطمینان حاصل شود.

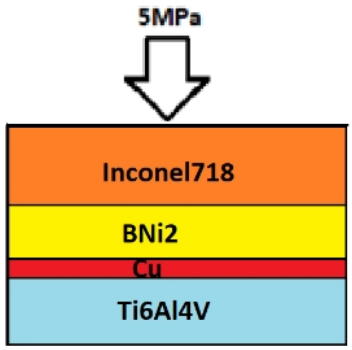
در فرایند اتصال فاز مایع گذرا، از دو نوع ماده پرکننده استفاده شد. نخست، فویلی از آلیاژ نیکل با نام تجاری BNi2 با ضخامت 40 میکرومتر، و دوم، فویلی از مس خالص با ضخامت 25 میکرومتر، که هر دو بین سطوح تماس آلیاژهای پایه قرار گرفتند. نحوه چینش لایه‌ها و اعمال فشار در هنگام فرایند اتصال در شکل(1) به‌صورت شماتیک نمایش داده شده است. ترکیب شیمیایی دقیق آلیاژهای پایه و فویل‌های پرکننده در جدول(1) ارائه شده است.

فرایند اتصال نمونه‌ها با استفاده از کوره تیوپی تحت خلأ در فشار کاری حدود 10^{-3} mbar انجام گرفت. نمونه‌ها در سه دمای متفاوت، شامل 850، 950 و 1050 درجه سانتی‌گراد، و به‌مدت 10، 20 و 30 دقیقه در شرایط ایزوترمال نگهداری شدند. باتوجه به اینکه اتمسفر مورد استفاده خلا بوده و فشار اعمالی به نمونه‌های اتصال بالا درنظر گرفته شده لذا پیش‌بینی

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2025-12-10]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.24]

می‌شود دمای فرایند به دلیل کاهش فشار بخار اجزای تشکیل‌دهنده کمی کاهش یابد و از طرفی به نوعی نفوذ پیوندی در اثر فشار بالای بین مواد پایه و لایه واسط ایجاد شود. این موارد باعث شد تا دمای شروع فرایند TLP را به طور احتیاط در 850 درجه‌سانتی‌گراد تعیین نمود. لازم به ذکر است آغاز نفوذ عنصر بور از فیلر BNi2 از این دما به صورت لگاریتمی افزایش می‌یابد. نرخ گرمایش در طول فرایند برابر با 10 درجه سانتی‌گراد بر دقیقه در نظر گرفته شد. به‌منظور پیش‌گرمایش یکنواخت و اطمینان از هم‌دما شدن نمونه‌ها پیش از شروع مرحله اصلی اتصال، ابتدا دمای کوره تا 600 درجه سانتی‌گراد افزایش داده شد و نمونه‌ها به‌مدت 10 دقیقه در این دما نگه‌داری شدند. پس از آن، فرایند گرمایش تا رسیدن به دماهای هدف، مطابق زمان‌بندی تعیین‌شده، ادامه یافت. در شکل(2) برنامه (زمانی و دمایی) عملیات اتصال مشاهده می‌شود.

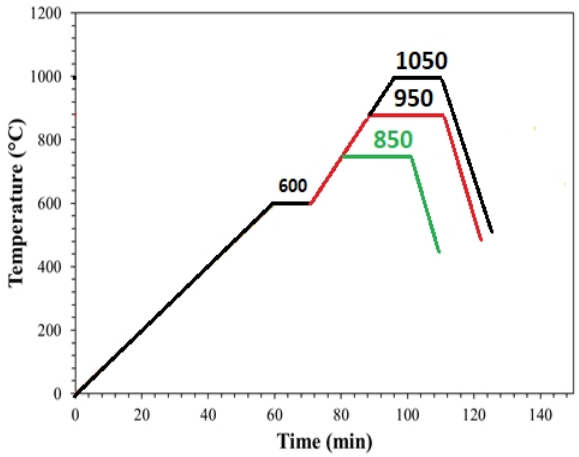


شکل1- شماتیکی از چینش مواد پایه و پرکننده در فرایند اتصال‌دهی.

جدول1- اجزای تشکیل‌دهنده مواد پایه و پرکننده

ماده	درصد وزنی عناصر							
Inconel718	Ni	Cr	Fe	Nb	Mo	Ti	Al	etc
	52	19	1	4/9	3	0/8	0/4	-
Ti64	Ti		Al		V		etc	
	89/5		6		4/5		-	
BNi2	Ni	Cr	B	Si	Fe	etc		
	82	7/1	3/1	4/5	3/1	-		
Cu	۹۹/۸۸ -etc							

به‌منظور بررسی رفتار حرارتی و تعیین دمای گذار ناحیه اتصال، ترکیب آلیاژی حاصل از ذوب فویل‌های BNi2 و مسی که پیش‌تر در فرایند خلأ حرارت‌دهی شده بودند، مورد ارزیابی قرار گرفت. برای این منظور، نمونه‌هایی از آلیاژ مذکور به‌صورت قرص‌هایی با قطر3 میلی‌متر برش داده شدند و درون بوته دستگاه تحلیل حرارتی قرار گرفتند.آزمایش‌های حرارتی به کمک دستگاه Simultaneous Thermal Analysis (STA) ساخت شرکت TA Instruments، ایالات متحده آمریکا، در محیط گاز خنثی آرگون انجام شد. فرایند گرمایش با نرخ ثابت 10 درجه سانتی‌گراد بر دقیقه تا دمای 1300درجه سانتی‌گراد ادامه یافت و داده‌های حاصل از گرماسنجی و تحلیل حرارتی ثبت و تحلیل گردید. علاوه بر آن، به‌منظور تخمین محدوده دمای مناسب برای فرایند اتصال‌دهی، از نرم‌افزار Thermochemical FactSage برای شبیه‌سازی نمودار فازی سه‌تایی سیستم Ni-Cu-B استفاده شد. این نمودار، اطلاعات مهمی درباره محدوده پایداری فاز مایع و دمای آغاز و پایان ذوب در ترکیب بین‌فازی فراهم آورد.



شکل2- گراف دما – زمان فرایند اتصال‌دهی Ti-6Al-4V به اینکونل718.

برای بررسی ریزساختار ناحیه اتصال آزمایش متالوگرافی از سطح مقطع نمونه‌های اتصال داده شده صورت گرفت. از محلول اچ کِرول (آب 92/82، اسید نیتریک 6/11% اسید فلوئوریک 1/07%) برای تمایز فازها در ناحیه اتصال نمونه‌ها استفاده شد [7]. برای ارزیابی اولیه از تصاویر میکروسکوپ نوری IMM-420 صاایران با بزرگنمایی‌های مختلف استفاده شد. در همین راستا با بکارگیری میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) برند Vega/Tescan (ساخت کشور چِک) آنالیز عنصری EDS و Map صورت گرفت.

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2025-12-10]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.24]

در ادامه جهت بررسی خواص مکانیکی ناحیه اتصال پروفیل سختی با میکروسختی HV0.1 از نواحی مختلف ناحیه اتصال در امتداد سطح مقطع نمونه‌ها با دستگاه سختی سنج میکرو ویکرز MH4 شرکت کوپا طبق استاندارد ASTM E384-22 صورت گرفت [13].

3- نتایج و بحث

بررسی نتایج به‌دست‌آمده از اتصال‌دهی آلیاژهای نامتجانس Ti6Al4V و Inconel 718 با استفاده از فرایند TLP نشان داد که زمان نگهداری در کنار دمای فرایند تأثیر مستقیمی بر یکنواختی ریزساختار ناحیه اتصال و همچنین میزان بروز عیوب انجمادی دارد. با افزایش دما و زمان، به‌ویژه در دماهای بالا (950–1050 درجه سانتی‌گراد) و زمان‌های طولانی‌تر، توزیع عنصری یکنواخت‌تر و ضخامت بیشتر ناحیه نفوذی مشاهده شد که این امر منجر به کاهش پتانسیل تشکیل حفرات و فازهای ترد بین‌فلزی و سرامیکی گردید. از آن‌جا که موفقیت فرایند اتصال در این سیستم ترکیبی به‌شدت تحت تأثیر رفتار نفوذی عناصر فعال، به‌ویژه Ti و Cu در ناحیه اتصال است، بررسی مکانیسم نفوذ این عناصر ضروری است. با این حال، نقش عنصر B نیز از اهمیت بالایی برخوردار است؛ چرا که با کاهش دمای ذوب از طریق تشکیل فازهای یوتکتیکی، زمینه لازم برای شروع فاز مایع گذرا و تسهیل نفوذ عناصر فلزی را فراهم می‌کند.

جدول2- پارامترهای اتصال آلیاژ Ti6Al4V به اینکونل718

زمان / دما	10	20	30
850	عدم اتصال	حاوی حفره	عدم اتصال
950	عدم اتصال	بدون عیب	حاوی ترک
1050	حاوی حفره	حاوی ترک	حاوی ترک

در این پژوهش، تأثیر هر سه عنصرTi، Cu و B به تفکیک و به‌صورت مکمل بررسی شده است. کنترل دقیق پارامترهای دما و زمان نقش تعیین‌کننده‌ای در جلوگیری از پدیده‌های نامطلوب مانند انجماد ناقص، تشکیل ترکیبات یوتکتیکی ناخواسته و تمرکز تنش‌های موضعی دارد. جدول(2) میزان موفقیت نسبی اتصالات در شرایط دمایی و زمانی مختلف را نشان می‌دهد که با تحلیل داده‌های آنالیز عنصری و متالوگرافی کاملاً منطبق است.

3-1- آنالیز حرارتی (DSC) لایه واسط

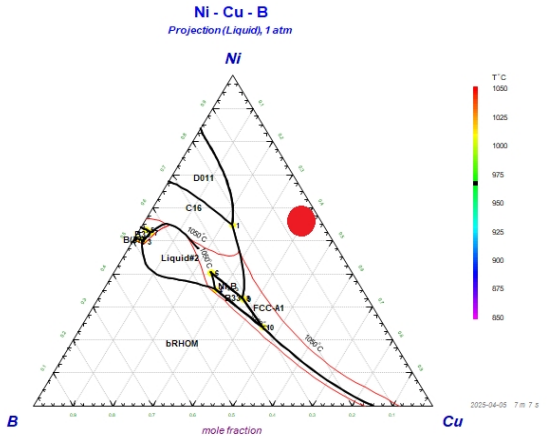
باتوجه به منابع نقطه ذوب فویل مسی و فیلر BNi2 به ترتیب برابر 1083 و 970 درجه سانتی‌گراد است [14]. لذا در صورتی که این دو فویل در کنار یکدیگر به صورت لایه‌ای تحت حرارت قرار گیرند باتوجه به نفوذ عناصر سازنده آن‌ها در یکدیگر نقطه ذوب متفاوتی خواهند داشت. بور با مس و نیکل تشکیل یوتکتیک می‌دهد در نتیجه باعث کاهش نقط ذوب و خط لیکوئیدوس می‌شود [15, 16].عنصر بور در بالک فلزی غالبا از دماهای بالا ($T\geq 900\ ^{o}C$) شروع به نفوذ می‌کند اما در لایه‌های نازک این پدیده از دمای بالای400 درجه سانتی‌گراد نیز مشاهده شده‌است [17].

در نتیجه با استفاده از نمودار سه‌تایی نیکل- مس - بور به نسبت‌های مشخص محتوی فیلر و فویل مسی (Ni=0/57، B= 0/03 و Cu=0/40) با نرم افزار FactSage (شکل 3) رسم شد. دمای تقریبی نقطه ذوب با دایره قرمز در شکل(3) علامت زده شده‌است که تقریبا 960 درجه سانتی‌گراد است و در صورت اضافه نمودن سایر اجزای سازنده فیلر BNi2 (مانند کروم و آهن) پیش‌بینی می‌شود دمای ذوب چندان تغییری نکند. زیرا همانطور که در شکل(3) مشاهده می‌شود اولین ترکیب تشکیل شده به صورت یوتکتیک سه تایی بوده و سیستم یوتکتیک نسبت به سیستم‌های آلیاژی یوتکتوئید و محلول جامد مقدم‌تر است [18]. قبل از آنالیز حرارتی افتراقی (Differential Scanning Calorimetry) جهت پیش‌بینی دمای احتمالی ذوب آلیاژ تشکیل‌شده از لایه واسط (فویل مسی و فیلر BNi2) را با استفاده از نرم افزار JMat Pro رسم شد. نتیجه بدست آمده از این شبیه‌سازی با نتیجه آنالیز حرارتی افتراقی تقریبا یکسان بود. با مشاهده نمودارهای الف و ب شکل(4) متوجه بالا رفتن نقطه ذوب بعد از آلیاژسازی می‌توان شد. علت

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2025-12-10]

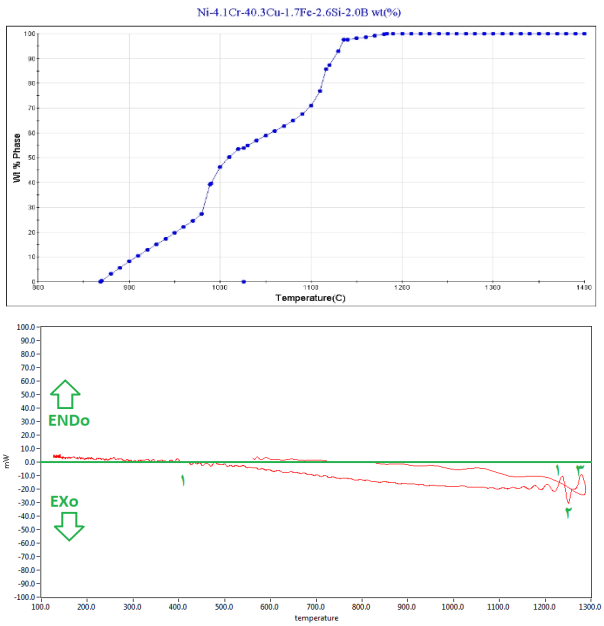
[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.24]

این موضوع تبخیر بور در اتمسفر خلا به دلیل فشار بخار کم آن است. آنالیز عنصری ICP-MS انجام شده از نمونه نشان داد که مقدار بور تقریبا یک درصد است. یعنی به یک سوم مقدار اولیه کاهش یافته است. با کاهش عنصر بور نقطه ذوب به بالای 1000 درجه سانتی‌گراد صعود می‌کند.



شکل3- نمودار سه‌تایی نیکل - مس - بور.

نقاط 1، 2 و3 شکل(4–ب) به ترتیب نشان‌دهنده خط سالیدوس، لیکوئیدوس (دامنه انجماد) و افزایش مجدد نقطه ذوب در اثر تبخیر مقدار کم بور باقی‌مانده می‌باشد. دماهای بدست آمده در این نقاط به ترتیب 1223، 1246 و 1267 درجه سانتی‌گراد بدست‌آمده است.



شکل4- نمودار حرارتی

الف- با نرم افزار JmatPro و ب- آنالیز حرارتی DSC.

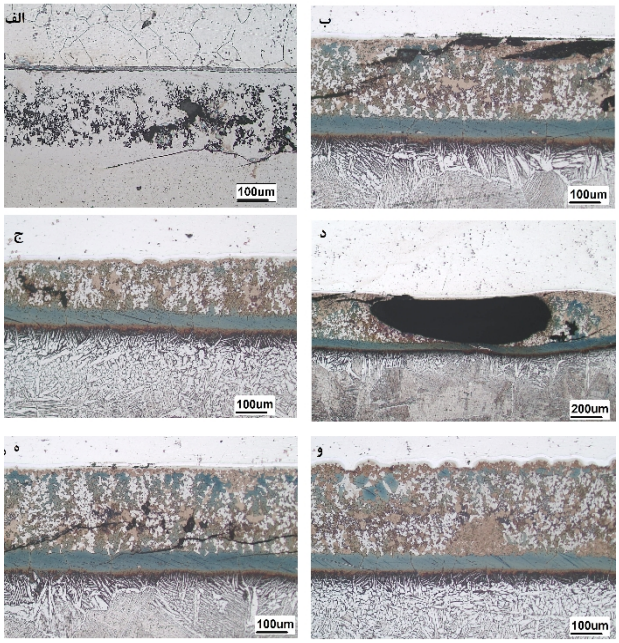
3-2- بررسی آنالیز ریزساختار

تصاویر متالوگرافی در شکل(5) تغییرات ریزساختار را با تغییر پارامترهای اتصال‌دهی نشان می‌دهد. جهت تعیین بهینه پارامترهای اتصال‌دهی، ابتدا نمونه‌ها در دمای 850 درجه سانتی‌گراد و زمان 10 دقیقه طبق فرایند اتصال‌دهی مشخص شده در شکل(2) در کوره قرار گرفتند. اتصال برقرار نشد به طوریکه فویل‌های لایه میانی (مس و BNi2) به صورت موضعی به مواد پایه در اثر نفوذ متصل شده بودند و هیچگونه آمیختگی مشاهد نشد.

سپس با افزایش زمان به 20 دقیقه همانطور که در تصویر شکل(5-الف) مشاهده می‌شود وجود حفرات پیوسته و ممتد منجر به عدم یکنواختی ریزساختار و همچنین جلوگیری از تشکیل ناحیه اتصال مناسب شد. به‌گونه‌ای ریزساختار اتصال حاوی حفرات بود که جهت اچ شیمیایی از محلول کالینگ به جای محلول کِرول استفاده شد، زیرا محلول کالینگ در مدت زمان کمتری خوردگی شیمیایی را در ناحیه اتصال ایجاد می‌کرد در نتیجه خاصیت موئینگی و جذب محلول کمتری توسط حفرات صورت می‌گرفت تا ناحیه اتصال دچار شکست ناشی از ترک خورگی شیمیایی نگردد. افزایش زمان به 30 دقیقه در همان دما باعث شد تا حفرات از پیوستگی بیشتری برخوردار شوند و در راستای آن به صورت ترک ممتد یا شکاف مانع از تشکیل از ناحیه اتصال مواد پایه گردند. علیرغم افزایش دمای فرایند تا 950 درجه سانتی‌گراد اتصال مناسبی در زمان 10 دقیقه برقرار نشد؛ فقط در نواحی به صورت موضعی مواد پایه و مواد واسط مصرفی به یکدیگر متصل شده بودند. در ادامه با افزایش زمان به 20 دقیقه اتصال با ریزساختار یکنواخت همانطور که در (شکل 5 و 6) مشاهده می‌شود، صورت پذیرفت. افزایش زمان به 30 دقیقه در دمای 950 درجه سانتی‌گراد باعث تشکیل ریزساختار یکنواخت توام با ترک‌هایی در ناحیه اتصال و اینکول718 شد. این ترک‌ها در شکل (5-ب) مشاهده می‌شوند که در امتداد بین ناحیه واکنشی اتصال و اینکونل718 موجودند. در ادامه با افزایش دما تا 1050 درجه سانتی‌گراد ابتدا زمان 20 دقیقه که ریزساختار یکنواخت‌تری در نمونه قبلی داشت

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2025-12-10]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.24]

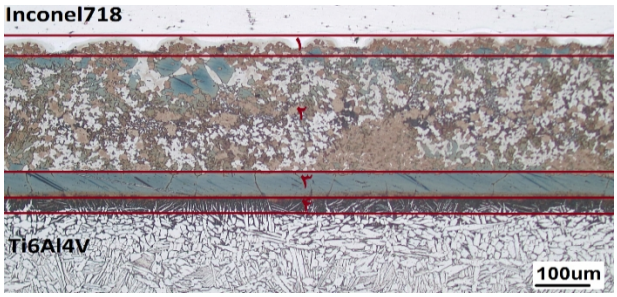
انجام شد. در تصویر شکل(5-ج) مشاهده می‌شود که ریزساختار یکنواختی تشکیل شده اما حضور ترک در برخی نواحی مشهود است. با تکرار آزمایش متالوگرافی در سایر نمونه‌های مشابه این عیب مجددا مشاهد شد.



شکل5- تصاویر متالوگرافی از اتصال در دماها و زمان‌های
الف - 850°C-20 دقیقه، ب -950°C- 30 دقیقه،
ج -1050°C – 20 دقیقه، د - 1050°C- 10 دقیقه،
ه -1050°C- 30 دقیقه و -950°C- 20 دقیقه.

سپس زمان در همان دما به 10 دقیقه کاهش یافت که تصویر متالوگرافی شکل(5-د) نشان داد که در نواحی عمده‌ای از اتصال نیامد ذوب رخ داده است. این عیب غالبا در اثر کاهش زمان نگهداری پدیدار می‌شود. شاخصه اصلی تشکیل این عیب دمای اتصال‌دهی بالا و زمان نگهداری کم است[18].

با افزایش زمان نگهداری اتصال تا 30 دقیقه نواحی خالی پر شده اما به دلیل بالا بودن دمای اتصال، انجماد از فاصله دمایی زیادی رخ داده لذا ترک‌هایی از لایه واکنشی در سمت آلیاژ Ti6Al4V جوانه‌زنی و رشد کرده‌است. با مقایسه شکل(5-ه) (950°C- 30 دقیقه) و شکل5-و (1050°C- 30 دقیقه) می‌توان وجود ترک را به تفاوت اندازه لایه واکنشی سمت آلیاژ Ti6Al4V (در شکل6 با ناحیه شماره 3 تفکیک شده) مرتبط دانست. جهت بررسی دقیق‌تر اتصال بهینه (950 و زمان 20 دقیقه) تصویر متالوگرافی از آن در شکل(6) به صورت تفکیک شده در 4 ناحیه آورده شد. نواحی 1،2،3 و4 به ترتیب نشان دهنده لایه واکنشی ناحیه اتصال با اینکونل718، لایه میانی اتصال، لایه واکنشی بین ناحیه اتصال و آلیاژ Ti6Al4V و منطقه نفوذی در آلیاژ Ti6Al4V است. وجود ساختار یوتکتیکی با ریزساختار یکنواخت نشان‌دهنده یک اتصال بهینه می‌باشد. برخلاف ریزساختار تشکیل شده ناشی از فیلرBNi-2 که شامل مناطق پیوسته تیره در ناحیه میانی اتصال تشکیل یک منطقه غیریکنواخت می‌شود و از طرفی نفوذ بور باعث ایجاد ترک در ناحیه واکنشی و مرزدانه‌های سوپرآلیاژ نیکل می‌گردد، این موارد در ریزساختار شکل(6) نشده است. لذا این پدیده را می‌توان ناشی از حضور جز اضافی فویل مسی در کنار فیلر BNi-2در این اتصال دانست [18].



شکل6- تصویر متالوگرافی از مناطق مختلف اتصال بهینه در دما و زمان 950°C- 20 دقیقه.

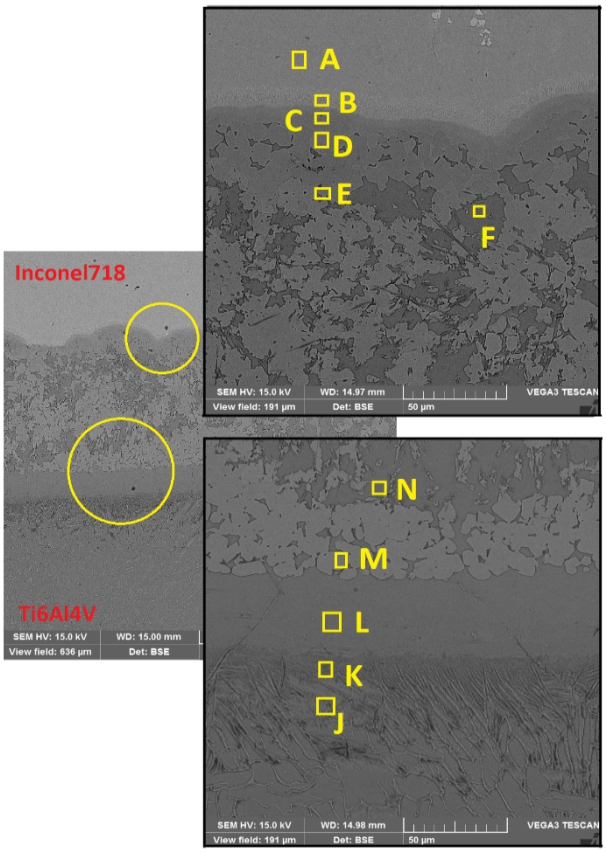
ریزساختار اتصال در شکل(7) (جدول3) نشان‌دهنده چندین ناحیه مشخص A تا F و J تا N با ترکیب عنصری متفاوت و فازهای تشکیل‌شده متنوع است. ناحیه A که مربوط به ماده پایه اینکونل 718 است که دارای مقادیر بالای نیکل (31/87%)، کروم (27/97%) و آهن (18/76%) می‌باشد که با ترکیب معمول اینکونل 718 مطابقت دارد. ناحیه B که در نزدیکی سطح تماس قرار دارد، نشان‌دهنده تشکیل ترکیبات بین‌فلزی مانند NiTi، FeTi و Cr_2Ti است. این فازها به‌واسطه نفوذ تیتانیوم (19/55%) از سمت آلیاژ تیتانیوم به درون زیرلایه اینکونل تشکیل شده‌اند. این ترکیبات درحالی‌که می‌توانند استحکام مرز اتصال را افزایش دهند، ممکن است به دلیل ماهیت ترد خود، چقرمگی اتصال را کاهش دهند. این پدیده در منابع علمی متعددی

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2025-12-10]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.24]

گزارش شده است [19].

ناحیه‌های C تا F به ناحیه لایه میانی اختصاص دارند که در آن، واکنش‌های متالورژیکی شدید و نفوذ عناصر مختلف رخ داده است. در این نواحی غلظت قابل توجهی از عناصر Ni ، Ti و Cu مشاهده می‌شود. به‌عنوان مثال، ناحیه C دارای 11/87% نیکل،57/02% تیتانیوم و 5/76% مس است که نشان‌دهنده تشکیل فازهایی از قبیل α-Ti و Ti_2Ni می‌باشد. وجود فاز Ti_2Ni پیش‌تر در اتصالاتی با استفاده از فیلر BNi2 گزارش شده [20] و دارای سختی نسبتاً بالایی است، ولی به‌دلیل ترد بودن در صورت رشد این فازها می‌تواند مکان‌هایی جهت جوانه‌زنی ترک باشد.در ناحیه D نیز این روند ادامه دارد، با 8/97% نیکل و 3/77% مس که باز هم نشان‌دهنده حضور فازهای Ti-Ni است. ناحیه E از لحاظ حضور بور بسیار قابل توجه است (24,88%) و با داشتن 8/97% نیکل احتمال تشکیل فازهای بورایدی سرامیکی مانند Ni_3B یا TiB وجود دارد که دارای سختی بالا ولی شکنندگی زیاد هستند. منبع بور عمدتاً از ترکیب فیلر BNi2 است. ناحیه F دارای10/78% مس و 57/89% تیتانیوم است که نشان‌دهنده تشکیل فاز Ti_3Cu است. این فاز در پژوهش‌های مرتبط به‌عنوان تر رایج استفاده از فویل مس در اتصال آلیاژهای پایه تیتانیوم گزارش شده است.

ناحیه‌های J تا N در سمت آلیاژ Ti6Al4V و نواحی مجاور آن قرار دارند. ناحیه J تقریباً شامل فاز α-Ti است که با توجه به محتوای بالای تیتانیوم (77/2%) و عدم حضور عناصر آلیاژی دیگر مشخص می‌شود. با نزدیک‌تر شدن به ناحیه اتصال (ناحیه‌های K تا N)، شاهد افزایش تدریجی مقدار عناصرCu، Ni و Al هستیم که نشان‌دهنده نفوذ این عناصر از فویل و فیلر به درون آلیاژ تیتانیوم است. به‌عنوان نمونه، ناحیه M دارای 4/77% مس و 8/14% نیکل است که بیانگر تشکیل فازهایی مانند α-Ti + Ti_2Ni یا Ti_3Cu می‌باشد. در ناحیهK، با افزایش مقادیر Al وCu، احتمال تشکیل فاز β-Ti نیز وجود دارد. این پدیده در نمودار فازی تیتانیوم (شکل8) نیز مورد تأیید است، جایی‌که عناصر نیکل و مس به‌عنوان پایدارکننده فاز β شناخته می‌شوند. وجود لایه مس باعث کاهش نفوذ عنصر بور در اثر تشکیل فاز یوتکتیک مس و بور در مقابل جبهه آلیاژ Ti6Al4V شده و از اثر مخرب آن جلوگیری نموده است.



شکل7- تصویر میکروسکوپ SEM نمونه اتصال داده شده در دمای $950^{o}C$ و زمان 20 دقیقه.

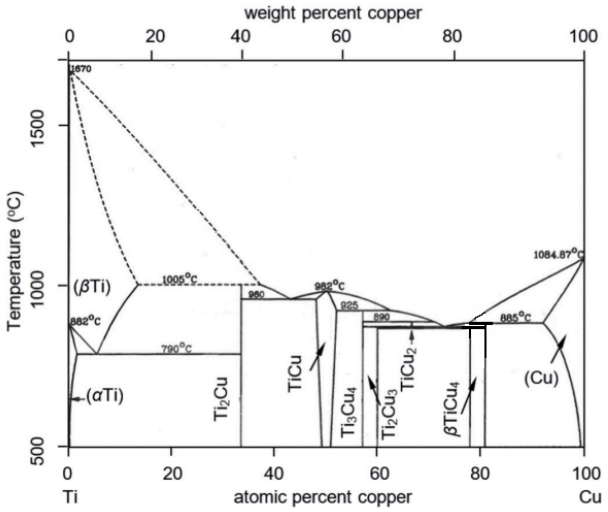
آنالیز کیفی Map میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) ارائه‌شده در شکل9 الف، ساختار اتصال در سمت سوپرآلیاژ Inconel 718را پس از فرایند TLP نشان می‌دهد. در تصویر SEM(شکل 9الف)، ناحیه اتصال دارای ساختاری چندفازی و متراکم بوده و مرز بین سوپرآلیاژ اینکونل718 و ناحیه اتصال به‌صورت واضح قابل مشاهده می‌باشد. تصویر SEM (شکل9-الف) ساختاری متراکم با حضور نواحی متضاد از نظر کنتراست را نشان می‌دهد که گواهی بر تشکیل فازهای ثانویه در محل اتصال است. در مجاورت مرز مشترک بین Inconel 718 و ناحیه اتصال، ذرات ریز با روشنایی بالا قابل مشاهده‌اند که احتمالاً مربوط به فازهای بین‌فلزی هستند. عنصر مس ناشی از فویل میان‌لایه‌ای نیز نقش مهمی در تحولات متالورژیکی ناحیه اتصال دارد. اگرچه نفوذ مس به سمت فلز پایه Inconel718

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2025-12-10]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.24]

جدول3- نتایج آنالیز EDS نمونه‌های TLP950- برای شکل 7 (درصد وزنی W%)

Elements	Ti	Al	V	Cu	Ni	Fe	Cr	B	Si	Possible phases
Zone A	2/46	10/28	-	2/25	31/87	18/76	27/97	-	6/41	Inconel 718
Zone B	19/55	8/57	-	2/36	23/30	11/37	29/86	-	4/99	NiTi, FeTi, Cr_2Ti
Zone C	57/02	14/04	3/48	5/76	11/87	3/60	-	-	4/24	α-Ti + Ti2Ni
Zone D	68/20	11/32	2/36	3/77	8/97	1/61	-	-	3/76	α-Ti + Ti_2Ni
Zone E	60/81	5/21	3/68	2/60	0/37	-	-	24/88	2/45	α-Ti + Ti2Cu+CuB
Zone F	57/89	17/25	5/16	10/78	3/11	0/22	-	-	5/58	α-Ti + Ti2Cu
Zone N	66/57	13/72	2/77	2/91	9/84	0/88	-	-	3/31	α-Ti + Ti2Ni
Zone M	66/72	11/85	3/62	3/23	9/09	-	-	-	4/42	α-Ti + Ti2Cu
Zone L	65/76	18/35	5/04	7/13	3/73	-	-	-	-	α-Ti + Ti2Cu
ZoneK	67/93	18/31	4/72	5/92	3/11	-	-	-	-	α-Ti + ß-Ti
Zone J	77/20	20/03	2/77		-	-	-	-	-	α-Ti

محدود است، اما در ناحیه اتصال باقی‌مانده و با عناصر نیکل و کروم واکنش می‌دهد. تشکیل فازهای بین‌فلزی مانند Ni– Cu یا حتی ترکیبات سه‌تایی Ni–Cr–Cu می‌تواند ساختار ناحیه اتصال را تغییر داده و منجر به ایجاد نواحی با خواص مکانیکی متفاوت شود. علاوه بر این، وجود چنین فازهایی سبب ایجاد ناهمگنی در ریزساختار نهایی می‌شود.



شکل8- نمودار فازی Ti-Cu.

با توجه به اینکه فرایند TLP مبتنی بر انجماد هم‌دما (isothermal solidification) محلول مذاب است، انتظار می‌رود که پس از گذشت زمان کافی در دمای اتصال، بخش عمده‌ای از مذاب به فاز جامد تبدیل شده و پیوند متالورژیکی یکنواختی بین دو زیرلایه شکل گیرد. با این حال، در تصویر مشاهده می‌شود که ناحیه‌ای نازک با کنتراست متفاوت در مجاورت ماده پایه Inconel718 باقی‌مانده است که می‌تواند نشان‌دهنده کنترل انجماد جهت حفظ فازهایی با دمای ذوب بالا باشد. چنین ساختارهایی معمولاً به دلیل بهینه سازی زمان و دما در مرحله انجماد هم‌دما رخ می‌دهد.

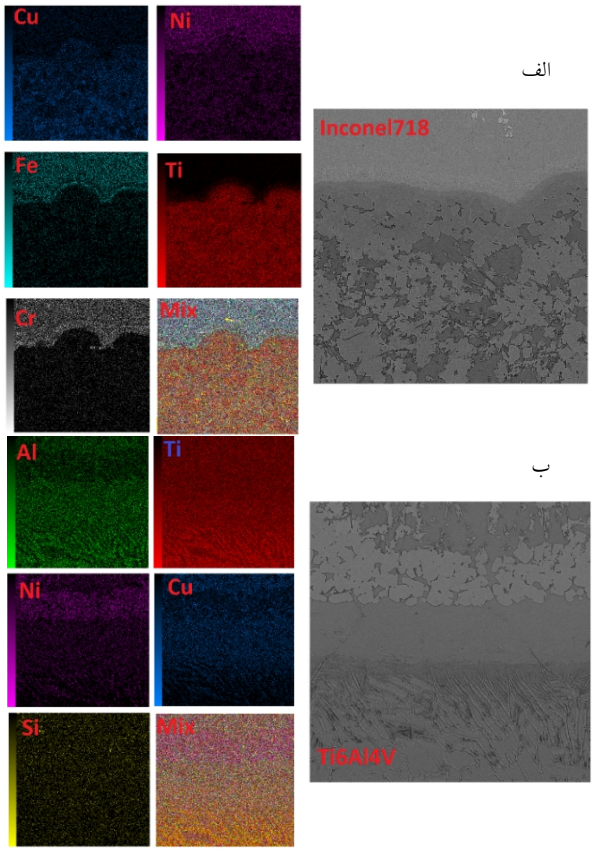
تصویر شکل(9-ب) آنالیز Map ساختار ناحیه اتصال در سمت Ti6Al4V، متأثر از نفوذ عناصر فعال (Ni ، Si) و واسط (Cu) از فیلر به داخل آلیاژ تیتانیوم را نشان می‌دهد. ترکیبات بین‌فلزی حاصل از واکنش این عناصر با Ti منجر به تشکیل فازهایی با سختی بالا و پتانسیل تردی شده است. توزیع متمرکز Ni و Cu در ناحیه میانی و پراکندگی گسترده Si نیز به تشکیل ریزساختار ناهمگن منجر شده است.

نتایج به‌دست‌آمده از جدول(4) ترکیب عنصری نواحی مختلفA تا F به‌خوبی بیانگر تغییرات ساختاری و تشکیل فازهای بین‌فلزی و سرامیکی در ناحیه اتصال است. در بخش بالایی تصویر شکل(10)، نواحی A تا C نشان‌دهنده ترکیب غالب سوپرآلیاژ Inconel 718 با درصد بالایی از نیکل(Ni) ، کروم (Cr) و آهن (Fe) همراه با مقدار قابل توجهی تیتانیوم (Ti) مشخص شده‌اند. حضور این عناصر در کنار یکدیگر منجر به تشکیل فازهای بین‌فلزی مانند NiTi ، Ni_3Ti، Cr_3Ti و FeTi شده است. این ترکیبات به دلیل خواص مکانیکی و مقاومت به خوردگی بالا در ناحیه اتصال بسیار ضروری هستند[21] .

با حرکت به سمت نواحی D و E ، کاهش تدریجی مقدار نیکل و افزایش غلظت تیتانیوم و مس (Cu) مشاهده می‌شود که بیانگر اختلاط عناصر دو طرف اتصال و تشکیل فازهای جدید مانند Ti_2Cuو Ti_2Ni است. مطالعات قبلی نیز به ایجاد چنین فازهایی در ناحیه بین‌فلزی در اتصالاتنامتجانس اشاره داشته‌اند [22]. در بخش پایینی نواحی F تا M شکل(10) ترکیب شیمیایی

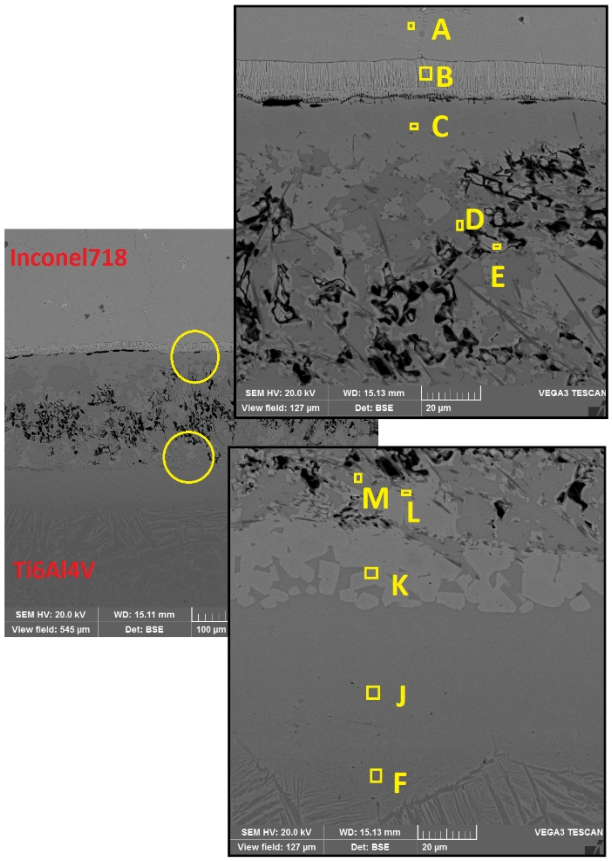
[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2025-12-10]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.24]

نشان‌دهنده غالبیت تیتانیوم، آلومینیوم (Al) و وانادیوم (V) است که ویژگی‌های آلیاژ Ti6Al4V را نشان می‌دهد. در نواحی نزدیک‌تر به خط اتصال مانند نواحی K تا M، افزایش تدریجی عناصر نیکل و مس مشاهده می‌شود که حاکی از نفوذ عناصر از ناحیه سوپرآلیاژ Inconel 718 به سمت Ti6Al4V است. این نفوذ موجب تشکیل فازهای α-Ti به همراه Ti_2Ni و Ti_2Cu شده که به‌صورت گسترده در پژوهش‌های پیشین نیز گزارش شده‌اند [23].



شکل9- تصویر آنالیز Map ناحیه اتصال
الف- سمت سوپرآلیاژ اینکونل718 و ب- سمت آلیاژ Ti6Al4V.

در مقابل، نواحی دورتری مانند F و J ترکیب پایه آلیاژ Ti6Al4Vرا بدون نفوذ عناصر سوپرآلیاژ Inconel 718 حفظ کرده‌اند و تنها فازهای α-Ti و β-Ti در آن‌ها دیده می‌شود.
نتایج این مطالعه تطابق قابل توجهی با یافته‌های تحقیقات مشابه در زمینه اتصال حالت جامد آلیاژهای نیکل-تیتانیوم دارند. حضور فازهای بین‌فلزی سخت، در کنار نفوذ محدود عناصر، می‌تواند به صورت هم‌زمان موجب بهبود استحکام مکانیکی اتصال و در عین حال افزایش تردی در ناحیه مرزی شود. این نکته، ضرورت کنترل دقیق فرایند حرارتی و انتخاب شرایط اتصال مناسب را در کاربردهای صنعتی برجسته می‌سازد [24].
در نمونه مورد بررسی، فرایند TLP در دمای 850 درجه سانتی‌گراد و به مدت 20 دقیقه انجام شده است. بررسی‌های ریزساختاری و آنالیز عنصری (EDS mapping) نشان‌دهنده حضور عناصر مختلفی از جمله آلومینیوم(Al)، سیلیسیم(Si)، کروم(Cr)، نیکل(Ni)، آهن(Fe)، مس (Cu) و تیتانیوم (Ti) در سطح نمونه است. همچنین در تصویر میکروسکوپی SEM شکل(10و 11)، حفرات متعددی در ناحیه اتصال مشاهده می‌شود که بررسی علل آن ضروری است.



شکل10- تصویر میکروسکوپ SEM نمونه اتصال داده شده در دمای 850°C و زمان 20 دقیقه .

یکی از دلایل اصلی تشکیل حفرات در این شرایط، واکنش‌های بین‌فلزی میان ماده پایه و مواد پرکننده به صورت ناقص می‌باشد. عناصر فعالی نظیر Ti و Al تمایل بالایی برای تشکیل ترکیبات بین‌فلزی یا اکسیدهای پایدار دارند.

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2025-12-10]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.24]

جدول4- نتایج آنالیز EDS نمونه‌های TLP-850 برای شکل 10 (درصد وزنی %W).

Elements	Ti	Al	V	Cu	Ni	Fe	Cr	B	Si	Possible phases
Zone A	1/79	7/51	-	1/42	25/11	14/64	22/38	22/28	4/86	Inconel 718
Zone B	9/97	7/61	-	1/58	15/08	12/74	25/37	23/08	4/58	Cr2Ti, FeTi, NiTi, Ni3Ti
Zone C	46/78	12/96	0/41	4/72	11/93	3/89	3/45	11/98	3/84	α-Ti+ Ti2Ni
Zone D	64/26	14/55	2/08	5/13	2/66	0/14	0/45	10/73	-	α-Ti + Ti_2Cu
Zone E	61/40	12/63	-	2/93	8/51	0/63	0/57	9/50	3/83	α-Ti+ Ti2Ni
Zone M	51/67	14/74	2/00	11/24	2/99	0/09	0/94	11/63	4/70	α-Ti + Ti2Cu
Zone L	52/50	12/64	0/95	6/89	8/17	1/91	2/09	10/19	4/67	α-Ti+ Ti2Ni
Zone K	52/86	12/97	1/56	6/84	8/32	1/70	1/89	9/17	4/69	α-Ti+ Ti2Ni
Zone J	59/03	17/65	2/60	5/54	3/02	0/40	1/64	10/12	-	α-Ti + Ti2Cu
Zone F	73/01	16/11	2/52	1/31	1/45	-	-	5/59	-	α-Ti + ß-Ti

این ترکیبات در صورت نداشتن دمای کافی به‌صورت موضعی سبب کاهش پیوستگی مواد پرکننده شده و در نتیجه منجر به تشکیل نواحی خالی یا حفره شوند. علاوه بر این، تشکیل فازهای شکننده بین‌فلزی میان عناصری مانند Ni، Si و Cr در دمای 850 سانتی‌گراد نیز ممکن است منجر به انقباض‌های موضعی و جداشدگی در حین سرد شدن گردد.

Si یکی از عناصر متداول در ترکیب مواد پرکننده مورد استفاده در فرایند TLP است که نقشی دوگانه و پیچیده در رفتار ذوب و اتصال ایفا می‌کند. با وجود اینکه این عنصر می‌تواند باعث کاهش نقطه ذوب و بهبود جریان‌پذیری مذاب شود، در شرایطی که زمان و دمای مناسبی نداشته باشد، به‌ویژه در حضور عناصر فعالی نظیر نیکل، آهن و کروم، ممکن است عامل مؤثری در ایجاد حفرات در ساختار نهایی اتصال گردد.

یکی از مکانیزم‌های اصلی تأثیر Si در فرایند TLP، تشکیل ترکیبات بین‌فلزی شکننده با عناصری مانند نیکل(Ni)، آهن(Fe) و کروم(Cr) است. این ترکیبات نظیر Ni_3Si و Cr_3Si اغلب ساختارهایی سخت، شکننده و با نقطه ذوب بالا دارند که در هنگام سرد شدن، به‌صورت فازهای جداگانه در مرز دانه‌ها یا در ناحیه اتصال رسوب می‌کنند. وجود این فازها مانع از پیوستگی مناسب بین مواد پایه و مواد پرکننده می‌شود و در نتیجه نواحی‌ای با اتصال ناقص یا بدون پیوند به وجود می‌آورد که به‌صورت حفره در ساختار ظاهر می‌شوند.

علاوه بر این، سیلیسیم می‌تواند موجب کاهش ترشوندگی سطحی مواد پرکننده بر روی مواد پایه در صورت کاهش دما اتصال‌دهی شود. کاهش ترشوندگی به معنای عدم توانایی مذاب در پخش یکنواخت روی سطح مواد پایه است که منجر به باقی‌ماندن نواحی فاقد تماس یا نفوذ مذاب می‌شود. این نواحی پس از انجماد به‌صورت حفرات مشخص می‌شوند. این پدیده در سیستم‌هایی که اکسیدهای پایدار سطحی وجود دارند، نظیر اکسیدهای آلومینیوم و تیتانیوم، تشدید می‌گردد که در تصویر شکل(11) قابل مشاهده است [25].

عامل دیگر در نقش سیلیسیم در ایجاد حفرات، افزایش ویسکوزیته فلز پرکننده به‌دلیل حضور فازهای سیلیکیدی است. مذاب با ویسکوزیته بالا جریان مناسبی در شکاف اتصال نخواهد داشت، که این خود باعث باقی ماندن فضاهای خالی و در نهایت تشکیل حفره می‌شود.

در مجموع، اگرچه سیلیسیم می‌تواند ویژگی‌های مفیدی به مذاب ببخشد، اما در ترکیب با عناصر خاص و در شرایط فرایندی ناپایدار، می‌تواند با ایجاد فازهای ترد، کاهش ترشوندگی و افزایش ویسکوزیته، نقشی مهم در تشکیل حفرات در ناحیه اتصال داشته باشد.

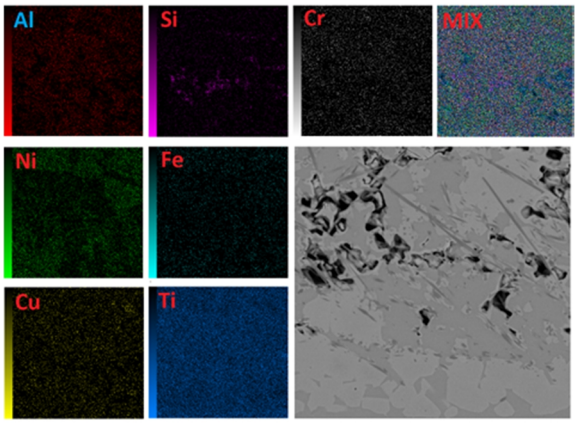
3-3- اثر ضریب نفوذ تیتانیوم بر ریزساختار انجمادی ناحیه اتصال

در فرایند اتصال فاز مایع گذرا (TLP) بین آلیاژهای نامتجانس Ti6Al4V و Inconel 718 ، محاسبه ضریب نفوذ تیتانیوم (Ti) اهمیت بسزایی در تحلیل ریزساختار و کنترل عیوب ناحیه انجمادی دارد. یکی از چالش‌های اصلی در این نوع اتصال، تشکیل فازهای ترد بین‌فلزی، سرامیکی و حفرات انجمادی است که کیفیت مکانیکی نهایی اتصال را تحت تأثیر قرار

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2025-12-10]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.24]

می‌دهد. از این‌رو، بررسی دقیق پارامترهای نفوذ، به‌ویژه ضریب نفوذ عنصر غالب (تیتانیوم)، برای طراحی و بهینه‌سازی فرایند ضروری است.



شکل11- تصویر آنالیز Map ناحیه اتصال سوپرآلیاژ اینکونل718 وآلیاژ Ti6Al4V.

ضریب نفوذ تیتانیوم نقش تعیین‌کننده‌ای در چند مرحله کلیدی فرایند TLP ایفا می‌کند. نخست، در مرحله انجماد ایزوترمال، که طی آن فاز مایع به‌صورت تدریجی و از طریق نفوذ عناصر پایه به سمت فلزپایه حذف می‌شود، سرعت انجماد وابسته به نرخ نفوذ Ti است. در صورتی‌که این انجماد به‌صورت کامل صورت نگیرد، امکان باقی‌ماندن فاز مذاب و در نتیجه تشکیل حفرات و ترک‌های انجمادی وجود دارد. همچنین، نفوذ کنترل‌نشده تیتانیوم به داخل آلیاژ Inconel 718 می‌تواند منجر به تشکیل ترکیبات بین‌فلزی ترد نظیر TiNi یا Ti_2Ni شود که خواص مکانیکی اتصال را به‌شدت کاهش می‌دهد. علاوه بر آن، ضریب نفوذ تیتانیوم به‌عنوان ورودی اساسی برای مدل‌سازی ناحیه نفوذی (diffusion zone) عمل می‌کند. این پارامتر به پژوهشگران امکان می‌دهد توزیع غلظتی عناصر، ضخامت ناحیه واکنشی و رفتار مکانیکی آن را پیش‌بینی کنند. از سوی دیگر، داده‌های دقیق مربوط به ضریب نفوذ، امکان تعیین دمای بهینه و زمان مناسب برای انجام فرایند اتصال را فراهم می‌سازد؛ به‌طوری‌که از تشکیل فازهای ناخواسته جلوگیری شده و اتصال نهایی دارای استحکام مناسب باشد. مطالعات متعددی اهمیت ضریب نفوذ در اتصال TLP را تأیید کرده‌اند. برای مثال، در پژوهش D. Kumar و همکاران (2019)، نشان داده شد که در دماهای بالا، ضریب نفوذ Ti افزایش یافته و این موضوع تأثیر مستقیمی بر شکل‌گیری فازهای بین‌فلزی و خواص نهایی اتصال دارد [26]. همچنین، بررسی انجام‌شده توسط H. Zarei-Hanzaki و همکاران (2022) بر روی اتصال Ti6Al4V به Inconel 718با استفاده از لایه میانی مسی، نقش دمای اتصال را در کنترل ریزساختار و فازهای نهایی به‌خوبی نشان می‌دهد بنابراین، محاسبه ضریب نفوذ تیتانیوم نه‌تنها برای درک عمیق‌تر از مکانیزم‌های حاکم بر اتصال TLP بلکه برای بهینه‌سازی شرایط فرایند و جلوگیری از تشکیل عیوب انجمادی، یک ضرورت علمی و فنی محسوب می‌شود. یکی از عوامل کلیدی در فرایند نفوذ، دمای فرایند است. طبق نظریه ترمودینامیکی و مدل‌های کلاسیک نفوذ، ضریب نفوذ D به‌شدت تابع دما است و رابطه آن به‌صورت نمایی با دما طبق فرمول (1) توصیف می‌شود:

$$D = D_0 \exp(-Q/RT) \quad (1)$$

که در آن:

D_0: ضریب نفوذ اولیه

Q: انرژی فعال‌سازی نفوذ (J/mol)

R: ثابت گازها (8/314 J/mol·K)

T: دمای مطلق (K)

افزایش دما منجر به افزایش انرژی جنبشی اتم‌ها و کاهش موانع انرژی برای نفوذ می‌شود، که نتیجه آن رشد سریع ضریب نفوذ است.در عمل، دو برابر شدن دما می‌تواند تا چند برابر افزایش در مقدار D ایجاد کند. در مورد نمونه بررسی‌شده در این مطالعه، اگر دمای فرایند افزایش یابد، انتظار می‌رود که پروفیل غلظت، مسطح‌تر شده و نفوذ به اعماق بیشتری از دو ماده پایه ادامه یابد. در مقابل، کاهش دما باعث محدود شدن نفوذ و نازک‌تر شدن ناحیه نفوذ یافته خواهد شد.این رفتار دمایی تأکید می‌کند که کنترل دقیق دمای فرایند در اتصال TLP نه تنها بر ساختار میکروسکوپی بلکه بر کیفیت مکانیکی و خواص اتصال نهایی اثر مستقیم دارد. در این پژوهش، تحلیل داده‌های نفوذ بر مبنای قانون دوم فیک برای نمونه‌ای از تیتانیوم انجام شده است. زمان فرایندTLP برابر با 20 دقیقه (1200 ثانیه) بوده و

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2025-12-10]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.24]

غلظت نسبی عنصر نفوذی در فواصل مختلف از سطح تماس در جدول(5) مشخص شده است.

جدول5- توزیع عنصر تیتانیوم در فواصل تعیین شده شکل12

نقاط / شکل	1	2	3	4	5	6
A	0	1/8	9/97	64/26	59/03	77/2
B	2/46	19/55	57/02	60/81	67/93	73/01
فاصله (میکرومتر)	0	72	175	350	420	500

باتوجه به قانون دوم فیک طبق معادله (2) ضریب نفوذ تیتانیوم به صورت ذیل محاسبه می‌شود:

$$\partial C/\partial t = D\,\partial^2 C/\partial x^2 \qquad (2)$$

C(x,t): زمان و مکان از تابعی عنوان به نفوذی عنصر غلظت

D: نفوذ ضریب (m^2/s)

x: تماس سطح از فاصله (m)

t: نفوذ زمان (s)

با فرض شرایط مرزی زیر:

- $C(x, 0) = 0$ برای $x > 0$ (شرط اولیه)
- $C(0, t) = Cs$ (ثابت سطحی غلظت)
- $C(\infty, t) = 0$ (در بی‌نهایت غلظت صفر است)

حل تحلیلی قانون فیک دوم برای این شرایط به صورت زیر است:

$$C(x, t) = Cs * \mathrm{erfc}(x / (2 * \sqrt{(D * t)}))$$

برای محاسبه ضریب نفوذ، از نقطه‌ای استفاده می‌شود که $C/Cs \approx 0.571$ در فاصله $x = 175\ \mu m$ است.

با استفاده از جدول تابع erfc :

$$\mathrm{erfc}^{-1}(0.571) \approx 0.4769$$
$$x / (2\sqrt{(Dt)}) = 0.4769$$
$$\Rightarrow \sqrt{(Dt)} = x / (2 * 0.4769) = 175e\text{-}6 / (2 * 0.4769) \approx 1.834e\text{-}4$$

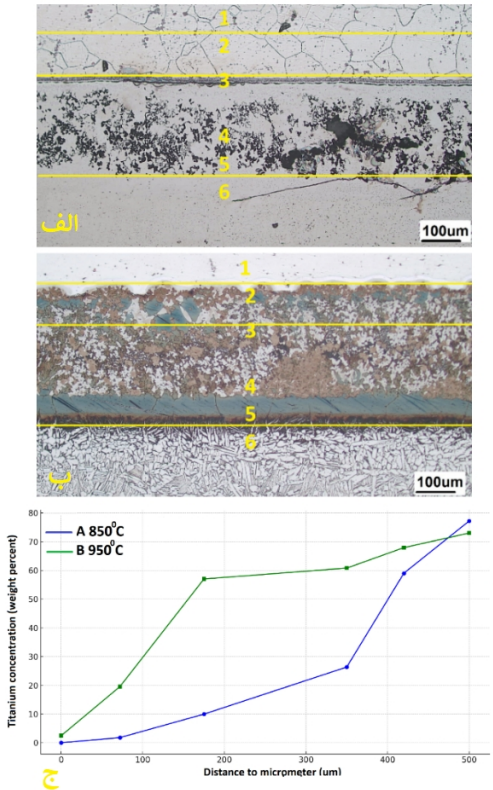
با معلوم بودن زمان($t = 1200\ s$) :

$$D * 1200 = (1.834e\text{-}4)^2 = 3.36e\text{-}8$$
$$\Rightarrow D \approx 2.8 \times 10^{-11}\ m^2/s$$

بنابراین، مقدار تقریبی ضریب نفوذ عنصر در تیتانیوم در شرایط فرایند TLP برابر است با:

$$D \approx 2.8 \times 10^{-11}\ m^2/s$$

با مقایسه تصاویر متالوگرافی دو ناحیه اتصال و همچنین نمودار توزیع عنصر تیتانیوم در شکل(12) مشاهده می‌شود که با افزایش دما توزیع عنصر تیتانیوم در در ناحیه میانی افزایش یافته در نتیجه ناحیه اتصال نیز عریض‌تر شده است. این پدیده بیانگر اثر نفوذ بهینه تیتانیوم در ناحیه اتصال است. افزایش این توزیع باعث شده تا از تشکیل حفره جلوگیری شود و در نتیجه ترکیبات بین‌فلزی و یوتکتیکی ایجاد شود.



شکل12- اثر توزیع عنصر تیتانیوم بر روی ریزساختار اتصال فرایند TLP در دمای: الف - 850 درجه‌سانتی‌گراد، ب - 950 درجه‌سانتی‌گراد و ج - نمودار توزیع عنصر تیتانیوم در دو ریزساختار.

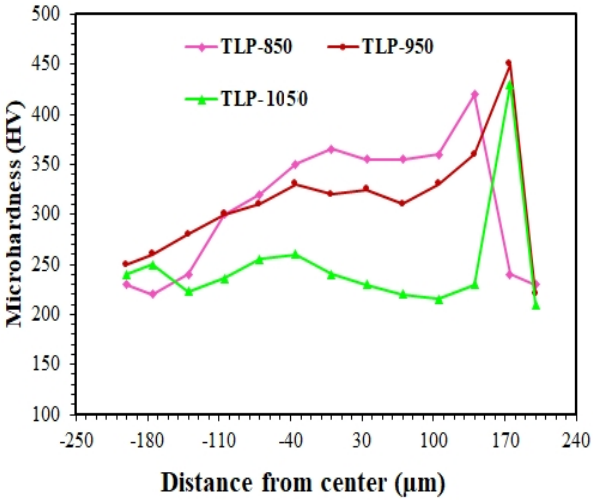
3-4- آزمایش سختی

مشخصات میکروسختی نمونه‌های اتصال در دماهای مختلف برحسب فاصله از مرکز در شکل(13) ارائه شده است. همانطور که تصاویر SEM نمونه‌ها نشان داد، تشکیل مواد بین‌فلزی مانند Ti_2Cu و Ti_2Ni در اتصالات منجر به افزایش مقادیر سختی بالاتر در منطقه SZ شده‌است. علاوه بر این، بالاترین مقادیر سختی در حدود 420-450 HV در منطقه DAZ سمت Inconel 718 به دست آمد. همانطور که نتایج EDS نشان داد، تشکیل فازهای ترد مانند NiTi، FeTi و Cr_2Ti می‌تواند مقادیر

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2025-12-10]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.24]

سختی نمونه‌ها را افزایش دهد. علاوه بر این، همانطور که مشاهده می‌شود، در منطقه SZ، مقادیر سختی نمونه‌های TLP-850 بیشتر از نمونه‌های دیگر است. مقادیر سختی در منطقه SZ نمونه‌های TLP- 1050و TLP-950 کمی کمتر از نمونه TLP-850 است که می‌تواند مربوط به افزایش اندازه دانه این نمونه‌ها به دلیل دمای بالاتر فرایندهای اتصال‌دهی آنها باشد. با این حال، کمترین مقادیر سختی در منطقه SZ نمونه‌های اتصال‌دهی شده برای نمونه‌های TLP-850 و TLP-1050 است. همانطور که توسط تصاویر SEM نشان داده شد، اتصال در دمای 850 و 1050 درجه سانتی‌گراد منجر به تشکیل تخلخل و ترک در منطقه SZ نمونه‌ها شده‌است. پروفیل سختی در نمونه‌های TLP-950 نسبت به سایر نمونه‌ها از یکنواختی سختی بیشتری نسبت به سایر نمونه‌ها برخوردار است. این ویژگی نشان می‌دهد که یکنواختی ریزساختار منجر به تعادلی نسبی سختی شده است.



شکل13- پروفیل میکروسختی از سطح مقطع نمونه‌های اتصال.

4- نتیجه‌گیری

مطالعه حاضر نشان داد که فرایند TLP می‌تواند روش مناسبی برای اتصال آلیاژهای نامتجانس Ti6Al4V و Inconel 718 باشد، به شرط آنکه پارامترهای فرایند به‌طور دقیق کنترل شوند. آنالیزهای حرارتی مشخص کرد که در دمای حدود 960 درجه سانتی‌گراد، آغاز واکنش‌های یوتکتیکی باعث کاهش دمای ذوب فاز پرکننده می‌شود. در شرایط بهینه(950 درجه سانتی‌گراد به مدت 20 دقیقه) ترکیب فازها شامل α-Ti ، Ti_2Niو Ti_2Cu بود که موجب افزایش سختی نسبی در ناحیه اتصال و شکل‌گیری ریزساختاری یکنواخت گردید.

در مقابل، افزایش دما تا 1050درجه سانتی‌گراد و زمان نگهداری تا 30 دقیقه باعث افزایش نرخ نفوذ و تشکیل فازهای شکننده مانندCr_3Si، Ni_3Si و TiB شد که منجر به بروز ترک‌های انجمادی، حفرات، و ناپیوستگی در اتصال گردید. بررسی میکروسختی نیز نشان داد که نمونه‌های متصل شده در دمای بالا به دلیل تشکیل این فازهای ترد، سختی بالا اما رفتار مکانیکی شکننده‌ای داشتند. ضریب نفوذ تیتانیوم در نمونه بهینه محاسبه و با قانون دوم فیک تخمین زده شد که تطابق خوبی با داده‌های تجربی داشت.

همچنین، مشخص شد که لایه واسط مسی نقش مؤثری در کنترل نفوذ بور و جلوگیری از تشکیل فازهای ناخواسته در ناحیه واکنشی ایفا می‌کند. نفوذ عناصر مختلف از سمت هر دو آلیاژ به ناحیه میانی، موجب تشکیل فازهای متالورژیکی خاص گردیده که رفتار نهایی اتصال را تعیین می‌کند. در مجموع، این مطالعه به درک عمیق‌تری از روابط بین دما، زمان، ریزساختار و خواص مکانیکی در فرایند TLP کمک کرده و گامی مؤثر در طراحی اتصالات پیشرفته برای کاربردهای حساس به شمار می‌آید.

منابع

1-S. Bahl, T. Singh, V. Kumar, S. Sehgal, A.K. Bagha, AIMS Materials Science 8 (2021) 62-81.
2- I. Gurrappa, Materials characterization 51 (2003) 131-139.
3- J.-T. Yoo, J.-H. Yoon, H.-S. Lee, S.-K. Youn, Journal of mechanical science and technology 26 (2012) 2101-2105.
4-S. Pattanapichai, T. Jansaengsuk, J. Thongsri, Journal of Advanced Joining Processes 7 (2023) 100146.
5-S.V. Lalam, Indian Welding Journal (2017) 47-55.
6- D. Bridges, Nanobrazing of Inconel 718 and Ti-6Al-4V, 2019.
7-S. Pourmoradkaleybar, H. Khorsand, Iranian Journal of Manufacturing Engineering 8 (2021) 1-13.

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2025-12-10]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.24]

8-E. Mansouri, H. Khorsand, Journal of Welding Science and Technology of Iran 9 (2024) 77-92.
9-Y. Wang, X. Ye, M. Shi, N. Pan, P. Xia, Materials 16 (2023) 2437.
10-P. Xia, X. Ye, G. Zhang, Materials 17 (2024) 5989.
11- D. Kokabi, A. Kaflou, R. Gholamipour, M. Pouranvari, Journal of Materials Science 57 (2022) 5275-5287.
12-A. Mahdavi Shaker, H. Momeni, A. Khorram, A. Yazdipour, Journal of Welding Science and Technology of Iran 9 (2023) 1-15.
13-A.B. Hardness, ASTM Committee: West Conshohocken, PA, USA 384 (1999) 399.
14-A. Amirnasiri, S. Mirsalehi, Ceramics International 48 (2022) 32777-32786.
15-W. Yuan, Y. Wu, G. Zhang, C. Wu, S. Zhao, X. Liu, CrystEngComm 22 (2020) 6993-7001.
16K. Oikawa, N. Ueshima, Journal of Phase Equilibria and Diffusion 43 (2022) 814-826.
17-S.-L. Zhang, J. Harper, F. D'heurle, Journal of electronic materials 30 (2001) L1-L5.
18-Y. Wu, J. Li, Z. Wang, S. Lu, K. Liu, Materials 18 (2025) 2471.
19- M. Gao, Development of new high entropy alloys for brazing of Ni-base superalloys, 2017.
20-B. Szwed, M. Konieczny, Archives of Metallurgy and Materials 61 (2016).
21H. Okamoto, M.E. Schlesinger, E.M. Mueller, Alloy phase diagrams, Asm International, 2016.
22-F. Sun, L. Jordan, V. Albin, V. Lair, A. Ringuedé, F.d.r. Prima, ACS omega 5 (2020) 3073-3079.
23-S.A. Muhsin, K.Y. Al-Dulaimi, B.H. Al Khaqani, Z. Al-Khafaji.
24-Z. Zhu, X. Ma, C. Wang, G. Mi, H. Chongjing, S. Zheng, Journal of Materials Processing Technology 289 (2021) 116958.
25-W.-J. Cheng, C.-J. Wang, Intermetallics 19 (2011) 1455-1460.
26-F. Alabbasian, S.M.A. Boutorabi, S. Kheirandish, Materials Science and Engineering: A 651 (2016) 467-473.

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2025-12-10]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.24]