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

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

Volume 10, Number 2, 2025



The effect of operation time and interlayer thickness on properties of AISI316L/BNi-2/WC-Co bonding system by TLP

B. Heidari-Dehkordi, M. Rafiei*, M. Omidi, M. Abbasi-Baharanchi
Advanced Materials Research Center, Department of Materials Engineering, Najafabad Branch, Islamic Azad University, Najafabad, Iran.

Received 10 May 2024 ; Accepted 30 June 2024

Abstract

In this study, 316L stainless steel and WC-10Co cermet were bonded by transient liquid phase process with BNi-2 interlayers with different thicknesses of 25 and 50 µm. The bonding process was conducted at 1050 °C for 1, 15, and 30 min. After bonding, the microstructure of the joints was examined using optical microscopy and scanning electron microscopy equipped with energy-dispersive X-ray spectroscopy. Microhardness and tensile-shear tests were also performed to study the mechanical properties of the bonded samples. Microstructural analyses revealed that the formation mechanism of the solidified region in all samples was isothermal solidification, resulting in an isothermal solidification zone upon bonding. Additionally, the only phase present in the isothermal solidification zone was a nickel-based solid solution. In the diffusion-affected zone of the steel base material, complex borides formed regardless of the interlayer thickness. In the diffusion-affected zone of the WC-Co material, a brittle eta phase formed. Microhardness tests indicated that the maximum hardness in all samples was approximately 1100 Vickers, which was attributed to the presence of hard WC particles in the WC-Co base material. Furthermore, the highest tensile-shear strength, approximately 240 MPa, was observed in the bonded sample for 15 min with 50 µm thickness interlayer.

Keywords:Transient liquid phase bonding, 316L steel, WC-Co, microstructure, Mechanical behavior.

*Corresponding Author: Mahdi Rafiei, m.rafiei@pmt.iaun.ac.ir

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.02]

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

نشریه علوم و فناوری جوشکاری ایران

jwsti.iut.ac.ir

سال دهم، شماره2، پاییز و زمستان 1403



تأثیر زمان عملیات و ضخامت لایه واسطه بر خواص سیستم اتصالی AISI316L/BNi-2/WC-Co با روش فاز مایع گذرا

بهنام حیدری دهکردی، مهدی رفیعی *، مهدی امیدی، محسن عباسی بهارانچی

مرکز تحقیقات مواد پیشرفته، دانشکده مهندسی مواد، واحد نجف آباد، دانشگاه آزاد اسلامی، نجف آباد، ایران.

دریافت مقاله: 1403/02/21 ؛ پذیرش مقاله: 1403/04/10

چکیده

در این پژوهش فولاد زنگ‌نزن 316 L و سرمت WC-10Co توسط روش اتصال فاز مایع گذرا با استفاده از لایه میانی BNi-2 در دو ضخامت 25 و 50 میکرومتر به یکدیگر متصل شدند. فرایند اتصال نمونه‌ها در دمای 1050 درجه سانتی‌گراد و در زمان‌های نگهداری 1، 15 و 30 دقیقه انجام شد. پس از انجام عملیات اتصال ریزساختار اتصالات ایجاد شده با استفاده از میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی مجهز به سیستم آنالیز تفکیک انرژی مورد بررسی قرار گرفت. آزمایش‌های ریزسختی سنجی و تنش کششی-برشی نیز جهت مطالعه رفتار مکانیکی نمونه‌ها انجام گرفت. بررسی‌های ریزساختاری نشان داد که مکانیزم شکل‌گیری ناحیه انجمادی در تمامی نمونه‌ها، مکانیزم انجماد همدما بوده و در اثر انجام اتصال یک ناحیه انجمادی همدما ایجاد می‌شود. همچنین تنها فاز موجود در منطقه انجمادی هم دما محلول جامد پایه نیکلی بود. در منطقه متأثر از نفوذ سمت ماده پایه فولادی فارغ از ضخامت لایه میانی بورایدهای کمپلکس و در منطقه متأثر از نفوذ سمت ماده WC-Co فاز ترد و شکننده اتا ایجاد شد. بررسی ریزسختی نمونه‌ها نشان داد که حداکثر سختی در تمامی نمونه‌ها متعلق به ماده پایه WC-Co و در حدود 1100 ویکرز بوده که دلیل آن وجود ذرات سخت WC بود. همچنین حداکثر استحکام کششی-برشی حدود 240 مگاپاسکال و متعلق به نمونه متصل شده در زمان 15 دقیقه با استفاده از لایه میانی با ضخامت 50 میکرومتر بود.

کلمات کلیدی: اتصال فاز مایع گذرا، فولاد 316 L، WC-Co، ریزساختار، رفتار مکانیکی.

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: مهدی رفیعی، m.rafiei@pmt.iaun.ac.ir

1- مقدمه

کاربیدهای سمانته گروهی از سرمت‌ها هستند که دارای استحکام و سختی بالایی بوده و در مواردی که به چقرمگی و مقاومت در برابر سایش بالا نیاز است مورد استفاده قرار می‌گیرند. کاربید تنگستن-کبالت (WC-Co) از دسته کاربیدهای سمانته بوده که از مقادیر مختلف کاربید تنگستن و کبالت تشکیل شده‌است. حضور هم‌زمان کاربید تنگستن و کبالت در این گروه از کاربیدهای سمانته سبب ایجاد استحکام و مقاومت به سایش بالا به دلیل حضور کاربید تنگستن و انعطاف‌پذیری و چقرمگی مناسب به دلیل حضور کبالت می‌شود. در حقیقت این گروه از کاربیدهای سمانته یک نوع ماده کامپوزیتی هستند که در آن ذرات کاربید تنگستن در زمینه کبالت پراکنده شده‌اند [1]. کاربید تنگستن-کبالت به دلیل سختی بالا، مقاومت در برابر سایش مناسب و مقاومت در برابر دمای بالا به طور گسترده در

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.02]

تجهیزات برش و شکل‌دهی فلزات، معدن و حفاری و قطعات مقاوم به سایش استفاده می‌شود. با این حال، به دلیل ترد بودن و شکنندگی ذاتی و هزینه‌های استفاده بالا، WC-Co مورد استفاده در صنایع گوناگون، با استفاده از یکی از فرایندهای اتصال به یک بدنه فلزی که عمدتاً فولادی می‌باشد، متصل می‌شود. ایجاد چنین اتصالات غیرمشابهی باعث ترکیب خواص این دو دسته از مواد با یکدیگر در یک سیستم عملیاتی می‌گردد. این بدان معناست که سختی و مقاومت به سایش و حرارت مناسب کاربید تنگستن-کبالت و چقرمگی و انعطاف‌پذیری فلزات با یکدیگر ترکیب شده و باعث ایجاد خواص مورد نیاز در یک سیستم کاری می‌شود. بنابراین عملکرد مناسب چنین ابزاری تا حد زیادی به کیفیت اتصال ایجاد شده بستگی دارد. با توجه به مطالب عنوان شده و در نظر گرفتن این موضوع که ابزارهای برشی اجزا بسیار مهمی می‌باشند که قیمت بسیار بالایی دارند، بنابراین اتصال انواع مختلف کاربیدهای تنگستن- کبالت به فولادها در سال‌های اخیر مورد توجه محققین قرار گرفته است [2].

بر همین اساس روش‌های اتصال مختلفی از جمله لحیم‌کاری [3]، جوشکاری قوسی تنگستن- گاز [4]، جوشکاری لیزر [5]، جوشکاری پرتو الکترونی [6]، لحیم‌کاری اکسی‌استیلن [7] جوشکاری اصطکاکی و اصطکاکی اغتشاشی [8, 9]، اتصال نفوذی [10] و فرایند فاز مایع گذار [11] می‌تواند جهت اتصال این مواد به یکدیگر مورد استفاده قرار گیرد که هر کدام از این روش‌ها دارای مزایا و محدودیت‌های مختلفی می‌باشند.

ژانگ و همکارانش [3] جهت لحیم‌کاری سرمت WC-8Co به فولاد ساده کربنی از فلز پرکننده Ag-28Cu و هچنین Cu خالص استفاده نمودند. آن‌ها بیان نمودند که به دلیل ایجاد یک لایه انتقالی در هنگام استفاده از فلزپرکننده مس خالص استحکام اتصال ایجاد شده بالاتر از استحکام اتصال ایجاد شده با استفاده از فلزپرکننده Ag-28Cu بوده و در حدود 172 مگاپاسکال می‌باشد. یو و همکارانش [5] با استفاده از جوشکاری لیزر و فلزپرکننده اینوار اتصالی بین سرمت WC-Co و فولاد ساده کربنی ایجاد نموده و عنوان کردند که حداکثر استحکام خمشی اتصال ایجاد شده 980 مگاپاسکال می‌باشد که دلیل این امر را به کنترل ترک‌ها و همچنین کاهش تنش‌های پسماند در موضع اتصال نسبت دادند.

چنیتی و همکارانش [12] از روش جوشکاری اصطکاکی جهت اتصال سرمت WC-Co و فولاد زنگ‌نزن 304 L با استفاده و بدون استفاده از فلزپرکننده NiCr استفاده نمودند. آن‌ها بیان نمودند که در هنگام استفاده از فلزپرکننده NiCr از تشکیل فاز ترد و شکننده اتا جلوگیری شده و این موضوع باعث افزایش استحکام اتصال تا 512 مگاپاسکال می‌گردد.

اونتاد- فیونل و همکارانش [8] نیز از روش جوشکاری اصطکاکی-اغتشاشی جهت اتصال WC-Co/S35c استفاده نمودند. آن‌ها بیان کردند که انجام این عملیات باعث ایجاد تغییرات فازی در فولاد شده و همچنین استحکام اتصال ایجاد شده نیز به حدود750 مگاپاسکال می‌رسد.

زیدآبادی و همکارانش [11] نیز با استفاده از فرایند فاز مایع گذار و لایه میانی مسی اتصالی را بین WC-Co و St 52 ایجاد نمودند. آن‌ها بیان نمودند که استحکام اتصالات ایجاد شده به ضخامت لایه فاز اتای ایجاد شده در موضع اتصال وابسته می‌باشد. حداکثر استحکام برشی گزارش شده در سیستم اتصالی ایجاد شده توسط آن‌ها در حدود 270 مگاپاسکال بود.

متداول‌ترین روش جهت اتصال کاربید تنگستن- کبالت به گریدهای مختلف فولادی لحیم‌کاری می‌باشد که مهم‌ترین عیب استفاده از این روش، این است که اتصالات لحیم‌کاری شده معمولاً نمی‌توانند دمای کاری و نیروهای اعمالی بالا را تحمل نمایند. استفاده از فرایندهای جوشکاری ذوبی مانند جوشکاری قوسی تنگستن گاز نیز باعث ایجاد فازها و ترکیبات بین‌فلزی ترد در منطقه اتصال می‌شود. ایجاد فازهای ترد و شکننده بین‌فلزی در موضع اتصال یکی دیگر از عوامل کاهش استحکام این گروه از اتصالات با استفاده از فرایندهای جوشکاری ذوبی می‌باشد. از جمله این فازهای ترد و شکننده می‌توان به Fe_3W_3C، Co_3W_3C، Co_2W_4C و Co_4W_2C اشاره کرد [13, 14].

این ترکیبات ترد می‌توانند باعث کاهش استحکام اتصالات ایجاد شده گردند. علاوه بر این، ایجاد تنش‌های پسماند بالا به

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.02]

دلیل سرد شدن سریع و تغییرات ریزساختاری نیز یکی دیگر از موانع کاربرد وسیع فرایندهای جوشکاری ذوبی در اتصال کاربید تنگستن-کبالت به فولاد می‌باشد. فرایند اتصال نفوذی نیز دیگر فرایندی است که می‌تواند جهت اتصال کاربید تنگستن-کبالت به فولاد مورد استفاده قرار گیرد. اما جهت ایجاد یک اتصال قابل اعتماد و مناسب، باید فرایند اتصال نفوذی برای مدت طولانی در دمای بالا انجام شود که این موضوع می‌تواند سبب افت کارایی کاربید تنگستن گردد، زیرا دانه‌های کاربید تنگستن با افزایش زمان نگهداری در دمای بالا تمایل به درشت شدن دارند. علاوه بر این با افزایش دما و زمان نگهداری هزینه‌ها بیشتر شده و هزینه تولید بالاتر می‌رود.

با توجه به مطالب عنوان شده می‌توان گفت که فرایند اتصال فازمایع گذرا می‌تواند به عنوان فرایند اتصالی که پتانسیل بر طرف کردن مشکلات ذکر شده جهت ایجاد اتصال بین کاربید تنگستن- کبالت و انواع گریدهای فولادی به منظور به دست آوردن اتصالات با استحکام بالا و قابل کاربرد در دمای بالا را دارد، مطرح باشد. فرایند اتصال فاز مایع گذرا یک فرایند اتصال نسبتاً جدید بوده که در آن، فرایند اتصال با استفاده از یک لایه‌میانی انجام می‌شود. در هنگام حرارت دادن، لایه‌میانی عموماً با انجام یک واکنش یوتکتیک بین عنصر آلیاژی اصلی لایه‌میانی (نظیر نیکل و آهن) و عناصر کاهنده نقطه ذوب (بور، سیلیسیم و فسفر) ذوب شده و با گذشت زمان و نفوذ این عناصر کاهنده نقطه ذوب به مواد پایه انجماد هم‌دما رخ داده و اتصال صورت می‌گیرد [15-17]. نتیجه این فرایند ایجاد اتصالی با نقطه ذوب بالاتر نسبت به دمای انجام اتصال می‌باشد [18, 19]. امروزه استفاده از این فرایند گسترش یافته و از آن جهت اتصال مشابه و غیرمشابه مواد مختلفی از جمله انواع گریدهای سوپرآلیاژها [20]، فولادهای زنگ‌نزن [21-23]، آلیاژهای تیتانیوم [24]، مواد مغناطیسی [25] و مواد سرامیکی و کامپوزیتی [26, 27] استفاده می‌شود.

یکی از مزایای استفاده از فرایند اتصال فاز مایع گذرا کنترل و کاهش تنش‌های پسماند در موضع اتصال نسبت به دیگر روش‌های اتصال خصوصاً فرایندهای اتصال ذوبی می‌باشد که دلیل این امر را می‌توان به حجم مذاب بسیار کمتر ایجاد شده در منطقه اتصال نسبت داد. همچنین با انتخاب و بهینه‌سازی صحیح پارامترهای اتصال می‌توان از ایجاد ترکیبات بین‌فلزی ترد و شکننده در ناحیه اتصال جلوگیری کرد که این مورد نیز در افزایش استحکام مکانیکی اتصال ایجاد شده بسیار تأثیرگذار می‌باشد [28].

یکی از کاربردهای اتصال فولاد به سرمت WC-Co ایجاد اتصال فولاد زنگ‌نزن آستنیتی 316L به سرمت WC-Co به منظور ساخت ابزار ومته‌های حفاری می‌باشد، زیرا به دلیل وجود محیط خورنده و حضور عنصر کلر در برخی محیط‌ها نیاز به بکارگیری ماده مقاوم در برابر خوردگی حفره‌ای می‌باشد و از طرفی به دلیل ماهیت ساینده بودن شرایط کاری نیاز به استفاده از دندانه‌های مقاوم در برابر سایش با سختی بالا است. بنابراین اتصال فولاد زنگ‌نزن 316L به سرمت WC-Co جهت ساخت ابزار مذکور ضرورت داشته و اتصال این مواد دارای اهمیت ویژه می‌باشد و همواره با چالش‌های فراوانی روبه رو بوده است [29].

با وجود محدودیت‌های ذکر شده که در هنگام استفاده از انواع روش‌های اتصال در اتصال کاربید تنگستن- کبالت به گریدهای مختلف فولاد ایجاد می‌شود، استفاده از فرایند اتصال فاز مایع گذرا و یک لایه‌میانی مناسب می‌تواند تا حدود زیادی بر مشکلات اشاره شده فائق آمده و یک ریزساختار همگن با رفتار مکانیکی مناسب در منطقه اتصال ایجاد کند. لذا هدف اصلی از انجام این پژوهش توسعه فرایند اتصال فاز مایع گذرا جهت اتصال WC-Co به فولاد می‌باشد.

2- مواد و روش تحقیق

2-1- مواد اولیه

در تحقیق حاضر از فولاد زنگ‌نزن 316L و سرمت WC-10Co به عنوان مواد پایه و از فویل BNi-2 با دو ضخامت 25 و 50 میکرومتر به عنوان لایه‌میانی با ترکیبات شیمیایی ارائه شده در جدول(1) جهت ایجاد اتصال فاز مایع گذرا استفاده شد.

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.02]

جدول1- ترکیبات شیمیایی مواد پایه و لایه‌میانی (درصد وزنی).

لایه واسطه	نیکل	کروم	بور	سیلیسم	کربن	آهن	مولیبدن	تنگستن	کبالت
BNi-2	باقی‌مانده	۷	۳/۲	۴/۵	۰/۰۶	۳	-	-	-
SS316L	۱۱/۰۲	۱۶/۵۵	-	۰/۳۷	۰/۰۲۶	باقی‌مانده	۲/۰۱	-	-
WC-Co	-	-	-	-	۵/۳	-	-	باقی‌مانده	۱۰/۴

2-2- آماده‌سازی و انجام عملیات اتصال

قبل از انجام عملیات اتصال، سطوح جفت شونده WC-10Co و فولاد 316L با استفاده از کاغذ سنباده SiC با شماره 1200 سمبادزنی شده و به مدت 15 دقیقه در دستگاه اولتراسونیک با اتانول شستشو داده شدند و سپس خشک شدند. بعد از آن جهت ایجاد اتصال، لایه‌میانی BNi-2 بین سطوح جفت شونده قرار گرفته و مجموعه اتصالی به منظور تحت فشار قرار گرفتن و همچنین ثابت ماندن، در یک قید و بند قرار داده شدند. پس از آماده‌سازی مجموعه اتصالی، فرایند اتصال در دمای 1050 درجه سانتی‌گراد و در زمان‌های نگهداری 1، 15 و 30 دقیقه در کوره خلأ انجام شد. نرخ گرمایش کوره جهت رسیدن از دمای محیط به دمای اتصال 10 °C/min انتخاب شد. بر همین اساس 6 نمونه مستقل جهت بررسی‌های ریزساختاری و رفتار مکانیکی ایجاد شدند.

2-3- مشخصه‌یابی اتصالات ایجاد شده

بعد از انجام عملیات اتصال، نمونه‌ها با استفاده از دستگاه وایرکات عمود بر خط اتصال برش داده شدند. سپس مقطع ایجاد شده با استفاده از ورق‌های SiC با شماره‌های مختلف سمباده‌زنی و در نهایت پولیش شدند. برای مشاهده بهتر و دقیق‌تر جزئیات ریزساختاری، نمونه‌های پولیش شده با استفاده از محلول HCl (60ml)+ HNO_3 (20ml)+ methanol (20ml) به مدت 20 ثانیه اچ شدند. جهت بررسی ساختار کلی اتصال و ارزیابی اولیه آن از میکروسکوپ نوری استفاده شد. برای این منظور تصاویری با بزرگنمایی‌های مختلف با استفاده از میکروسکوپ نوری Olympus مدل BX50 تهیه شد. به منظور مشاهده دقیق‌تر جزئیات ریزساختاری منطقه اتصال با بزرگنمایی بالاتر و تعیین ترکیب‌شیمیایی‌فازهای ایجاد شده در این منطقه از میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل FEI ESEM QUANTA 200 مجهز به طیف سنج توزیع انرژی استفاده شد.

از آزمایش ریزسختی سنجی جهت ایجاد پروفیل سختی در سطح مقطع اتصال استفاده شد. برای این منظور از دستگاه ریزسختی‌سنج Condition با بار 100 گرم و زمان اعمال بار 10 ثانیه استفاده شد. جهت بررسی استحکام مکانیکی نمونه‌ها نیز از آزمایش استحکام کششی-برشی استفاده شد. این آزمایش براساس استاندارد ASTM D1002 با نرخ کرنش 2 میلی‌متر بر دقیقه انجام گرفت. سه نمونه تحت آزمایش تنش کششی-برشی قرار گرفتند و مقدار میانگین گزارش شد.

3- نتایج و بحث

3-1- بررسی‌های ریزساختاری

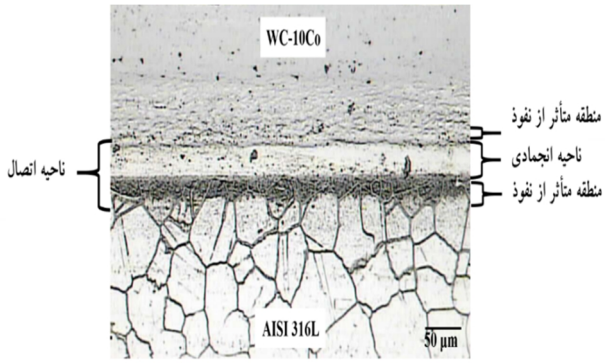
در شکل(1) تصاویر میکروسکوپ نوری مربوط به اتصال ایجاد شده در زمان 1 دقیقه با استفاده از لایه‌میانی BNi-2 با ضخامت 50 میکرومتر در دمای 1050 درجه سانتی‌گراد نشان داده شده است. همان‌گونه که قابل مشاهده است، ناحیه اتصال از هرگونه ترک و تخلخل عاری بوده که این امر بیان کننده یک اتصال مناسب بین مواد پایه می‌باشد. عدم وجود چنین عیوبی از ویژگی‌های متالورژیکی یک اتصال ایجاد شده با استفاده از فرایند فاز مایع گذرا می‌باشد [30]. ویژگی‌های متالورژیکی ناحیه اتصال بر رفتار مکانیکی آن اثرگذار می‌باشند. همان‌گونه که در این شکل مشخص است بر اساس تغییرات ریزساختاری ناحیه اتصال را می‌توان به چندین منطقه مجزا تقسیم نمود. شکل‌گیری این مناطق به دلیل تفاوت در مکانیزم تشکیل آن‌ها درحین انجام عملیات اتصال می‌باشد [31].

در حین انجام فرایند اتصال فاز مایع گذرا با افزایش دما و رسیدن دما به نقطه ذوب لایه‌میانی، لایه‌میانی ذوب می‌گردد.

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.02]

سپس مواد پایه در مذاب ایجاد شده حل و یک تعادل ترمودینامیکی بین فازهای موجود برقرار می‌گردد. در ادامه نفوذ عوامل کاهنده نقطه ذوب در مواد پایه رخ داده و نهایتاً انجماد فاز مذاب می‌تواند با توجه به پارامترهای انتخاب شده جهت انجام فرایند براساس دو مکانیزم انجماد هم‌دما و غیرهم‌دما صورت پذیرد. بر همین اساس در ناحیه اتصال ریزساختاری مشابه به آنچه در شکل(1) قابل مشاهده است، ایجاد می‌شود. این ناحیه براساس مشخصه‌های متالورژیکی قابل تفکیک بوده و مناطقی نظیر منطقه انجمادی، منطقه متأثر از نفوذ سمت فولاد زنگ‌نزن و منطقه متأثر از نفوذ سمت آلیاژ WC-Co در آن حضور دارند.

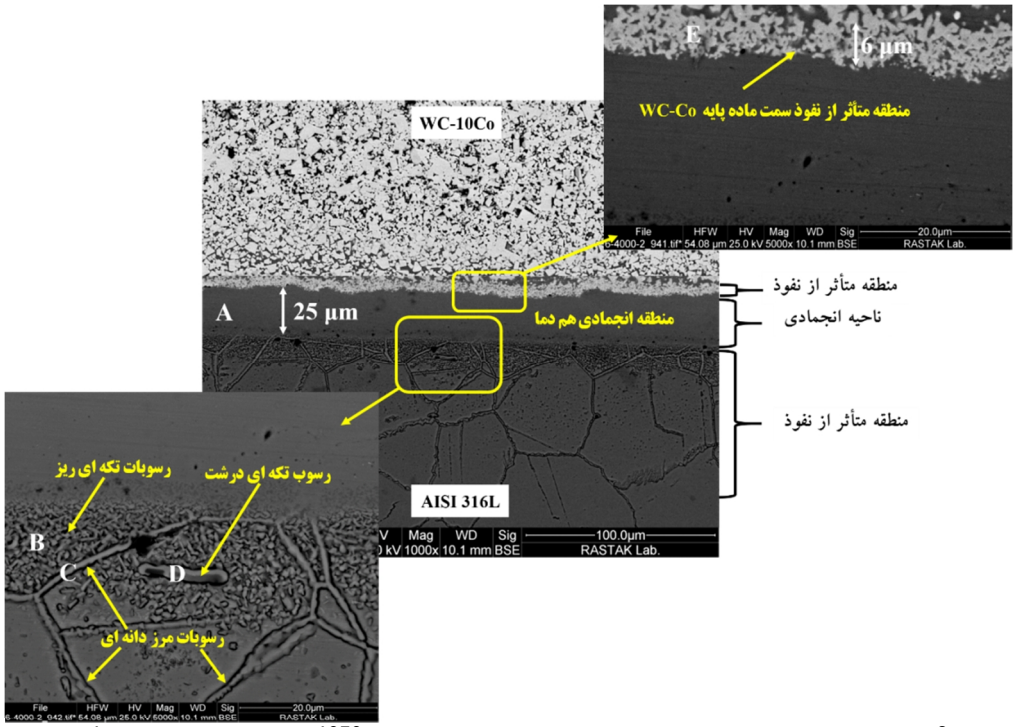


شکل 1- تصویر میکروسکوپ نوری از اتصال ایجاد شده در دمای 1050 درجه سانتگراد و زمان 1 دقیقه با استفاده از لایه‌میانی BNi-2 با ضخامت 50 میکرومتر.

در شکل(2) تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از اتصال ایجاد شده در دمای 1050 درجه سانتی‌گراد و زمان نگهداری 1 دقیقه با لایه‌میانی به ضخامت 50 میکرومتر با جزئیات دقیق‌تری قابل مشاهده می‌باشد. همان‌گونه که در این تصویر مشخص است ناحیه انجمادی دارای عرض 25 میکرومتر بوده و به دلیل عدم حضور ترکیبات یوتکتیکی در خط مرکزی آن می‌توان گفت که انجماد در این ناحیه فقط براساس مکانیزم انجماد هم‌دما و به دلیل نفوذ بور به عنوان عامل کاهنده نقطه ذوب به مواد پایه صورت گرفته است. این بدان معناست که زمان 1 دقیقه، زمانی کافی جهت تکمیل انجماد هم‌دما در این سیستم اتصالی در دمای 1050 درجه سانتی‌گراد می‌باشد. تحت این شرایط دیگر مذابی پس از پایان زمان 1 دقیقه در خط مرکزی اتصال باقی نمانده و لذا مکانیزم انجماد غیرهم‌دما فعال نشده است. بنابراین خط مرکزی اتصال عاری از ترکیبات یوتکتیکی است که در نتیجه انجماد غیرهم‌دما شکل می‌گیرد. باید عنوان نمود که در اکثر مقالات منتشر شده در زمینه اتصال فاز مایع‌گذرا، زمان 1 دقیقه زمانی ناکافی برای تکمیل انجماد هم‌دما بوده و ناحیه انجمادی متشکل از دو منطقه انجمادی هم‌دما و غیرهم‌دما می‌باشد. دلیل تکمیل انجماد هم‌دما در زمان 1 دقیقه در این پژوهش را می‌توان به نرخ پایین گرم شدن کوره از دمای محیط تا دمای انجام فرایند اتصال نسبت داد.

جهت بررسی تغییرات عنصری در ناحیه اتصال و مشخص نمودن فازهایی که در اثر انجام اتصال در این ناحیه ایجاد شده‌اند از آنالیز عنصری SEM/EDS استفاده شد. نتایج حاصل از آنالیز SEM/EDS ناحیه انجمادی هم‌دما که در شکل(2) با علامت A نشان داده شده است، در جدول(2) ارائه شده است. همان‌گونه که مشخص است این منطقه غنی از عنصر نیکل می‌باشد. همچنین عناصری دیگری نظیر منگنز، تنگستن، کبالت و کروم در منطقه انجمادی هم‌دما حضور دارند. نکته‌ای که باید به آن اشاره نمود این است که برخی از این عناصر در ترکیب شیمیایی اولیه لایه‌میانی حضور نداشته‌اند. این بدان معنا است که این عناصر بر اثر پدیده نفوذ متقابل به لایه‌میانی مذاب و نهایتاً منطقه انجمادی هم‌دما وارد شده‌اند. با بررسی توزیع این عناصر در منطقه انجمادی هم‌دما که در شکل(3) نشان داده شده است می‌توان گفت که این عناصر به صورت کاملاً یکنواخت در این منطقه پراکنده شده‌اند. بنابراین با توجه به آنالیزهای انجام شده و تصاویر ریزساختاری می‌توان پیشنهاد داد که تنها فاز موجود در منطقه انجمادی هم‌دما یک محلول جامد غنی از نیکل (γ- Ni SS) می‌باشد. محققین دیگری نیز در طی تحقیقات خود تشکیل این فاز را در منطقه انجمادی هم‌دما گزارش نموده‌اند. پورانوری و همکارانش [32] در اتصال فرایند فاز مایع گذرای اینکونل 718 با استفاده از لایه‌میانی BNi-2 تشکیل چنین فازی را در منطقه انجمادی هم‌دما گزارش نمودند. بهارزاده و همکارانش [22] نیز در اتصال غیرمشابه اینکونل ایکس750 به فولاد زنگ‌نزن‌دوفازی 2205 با استفاده‌از لایه‌میانی

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.02]



شکل 2- تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از اتصال ایجاد شده در دمای 1050 درجه سانتی‌گراد در زمان 1 دقیقه با استفاده از لایه‌میانی BNi-2 با ضخامت 50 میکرومتر.

BNi-3 عنوان نمودند که در منطقه انجمادی هم‌دما محلول جامد پایه نیکلی ایجاد شده است.

همان‌گونه که عنوان شد انجماد هم‌دما با نفوذ عنصر بور از سمت لایه‌میانی مذاب به سمت مواد پایه انجام می‌شود. نفوذ این عنصر به مواد پایه باعث ایجاد تغییرات در فصل مشترک منطقه انجمادی هم‌دما و مواد پایه شده و مناطق متأثر از نفوذ ایجاد می‌گردند. علامت مشخصه این مناطق حضور رسوبات فاز ثانویه می‌باشد [33, 34]. این رسوبات در مرزدانه نیز شکل می‌گیرند زیرا مرزدانه‌ها مسیرهای نفوذ سریع عناصر هستند [35].

منطقه متأثر از نفوذ سمت فلزپایه فولاد 316L در شکل(2) مشخص می‌باشد. این منطقه در امتداد فصل مشترک فلزپایه فولادی و منطقه انجمادی هم‌دما قابل مشاهده است. همچنین در این تصویر مشخص است که در مرز دانه‌ها نیز ترکیبات فاز ثانویه رسوب کرده‌اند. عنصر بور از لایه‌میانی به فلزپایه فولادی نفوذ می‌کند. با توجه به نمودار فازی آهن-بور، حد حلالیت بور در عنصر آهن با کاهش دما کاهش می‌یابد [36]. بنابراین با سرد شدن مجموعه اتصالی از دمای انجام فرایند تا دمای محیط، بور از آهن پس‌زده شده و با دیگرعناصر آلیاژی موجود در فولاد خصوصاً کروم واکنش می‌دهد. همین امر سبب ایجاد رسوبات فاز ثانویه و نهایتاً ایجاد منطقه متأثر از نفوذ می‌گردد. پورانوری و همکارانش [33] عنوان کرده‌اند که رسوبات شکل گرفته در منطقه متأثر از نفوذ می‌توانند دارای مورفولوژی‌های متفاوتی از جمله موفولوژی تکه‌ای درشت، تکه‌ای ریز، سوزنی شکل و مرزدانه‌ای پیوسته و یا زنجیری باشند. با توجه به شکل(2) می‌توان گفت که در منطقه متأثر از نفوذ سمت فلزپایه فولادی انواع مختلفی از رسوبات با موفولوژی‌های تکه‌ای ریز، تکه‌ای درشت و مرزدانه‌ای پیوسته ایجاد شده‌اند. در خصوص رسوبات ایجاد شده در مرزدانه‌ها می‌توان گفت که مرز دانه‌ها به دلیل ساختار کریستالی بازی که دارند، مسیرهای نفوذ سریع اتمی می‌باشند. بنابراین نفوذ عنصر کاهنده نقطه ذوب از لایه‌میانی به فلزپایه می‌تواند از طریق مرزدانه‌ها انجام شود. بنابراین غلظت عامل کاهنده نقطه ذوب در مرز دانه‌ها افزایش یافته و با عناصر آلیاژی موجود در مرز دانه‌ها واکنش داده و باعث ایجاد رسوبات فاز ثانویه در مرزدانه‌ها می‌شود.

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.02]

جدول 2- نتایج آنالیزSEM/ EDS فازهای تشکیل شده در مناطق علامت‌گذاری شده در شکل 2.

نقطه	درصد اتمی عناصر									فاز پیشنهادی
	Fe	Ni	Cr	Co	W	Mn	C	B	Si	
A	۷/۳۱	۶۷/۹۱	۴/۹۷	۱۰/۳۱	۱/۹۴	۰/۹۶	۰/۸۸	۰/۸۱	۳/۸۹	γ- Ni SS
B	۵۵/۷۰	۶/۵۴	۲۵/۳۵	۱/۷۳	۰/۹۰	۲/۱۶	۴/۵۲	۰/۶۸	۲/۴۲	رسوبات فاز ثانویه
C	۵۷/۳۳	۵/۴۳	۲۸/۸۱	۱/۴۴	۰/۶۵	۲/۷۰	۱/۲۷	۰/۷۲	۱/۶۶	رسوبات فاز ثانویه
D	۵۲/۲۲	۴/۶۰	۳۱/۲۸	۱/۰۱	۰/۴۴	۴/۹۷	۲/۵۶	۰/۶۷	۲/۲۵	رسوبات فاز ثانویه
E	۴/۶۷	۲۶/۹۵	۷/۵۱	۲۸/۸۱	۲۱/۲۸	۱/۷۵	۰/۳۴	۰/۹۲	۷/۷۱	η

براساس آنالیز SEM/EDS فازهای ایجاد شده در منطقه متأثر از نفوذ سمت فلز پایه فولادی که نتایج آن در جدول(2) ارائه شده است، می‌توان مشاهده نمود که فازهای ایجاد شده در این منطقه غنی از عناصری نظیر آهن و کروم می‌باشند. بر این اساس می‌توان نتیجه‌گیری نمود که این فازها بورایدهای کمپلکس غنی از این عناصر می‌باشند که در اثر نفوذ بور به داخل فلزپایه فولادی تشکیل شده‌اند. یوان و همکارانش [37] نیز در اتصال فولاد زنگ‌نزن دوفازی با استفاده از فرایند فاز مایع گذار و لایه‌میانی BNi-2 حضور این فازهای بورایدی را در منطقه متأثر از نفوذ گزارش نمودند. بهارزاده و همکارانش [21] نیز در سیستم اتصالی IN-X750/BNi-2/SAF 2205 چنین رسوباتی را در منطقه متأثر از نفوذ سمت ماده پایه فولادی مشاهده نمودند.

همان‌گونه که در شکل(2) مشخص است منطقه متأثر از نفوذ سمت ماده پایه WC-Co به صورت یک نوار باریک خاکستری رنگ با عرض تقریبی 6 میکرومتر در فصل مشترک منطقه انجمادی هم‌دما و ماده پایه WC-Co ایجاد شده است. با توجه به آنالیز ترکیب شیمیایی این منطقه که در جدول(2) گزارش شده است (نقطه E) می‌توان گفت که ترکیب ایجاد شده در این منطقه فاز ترد و شکننده η می‌باشد. تجزیه کاربید تنگستن و فقدان کربن به دلیل نفوذ آن به دیگر مناطق به واسطه نفوذپذیری بالای آن و همچنین نفوذ عناصری نظیر نیکل و آهن به این منطقه باعث ایجاد فاز ترد و شکننده η می‌گردد [6]. چن و همکارانش [38] نیز در اتصال لحیم‌کاری WC-Co به فولاد 3Cr13 با استفاده از لایه‌میانی ترکیبی Ni/Cu-Zn تشکیل فاز η را در فصل مشترک ماده پایه WC-Co و منطقه اتصال گزارش نمودند.

زیدآبادی و همکارانش [11] نیز در اتصال فاز مایع گذرای WC-Co به فولاد St52 با استفاده از لایه‌میانی مس خالص چنین فازی را در فصل مشترک منطقه انجمادی هم‌دما و ماده پایه WC-Co مشاهده نمودند.

3-2- بررسی اثر زمان

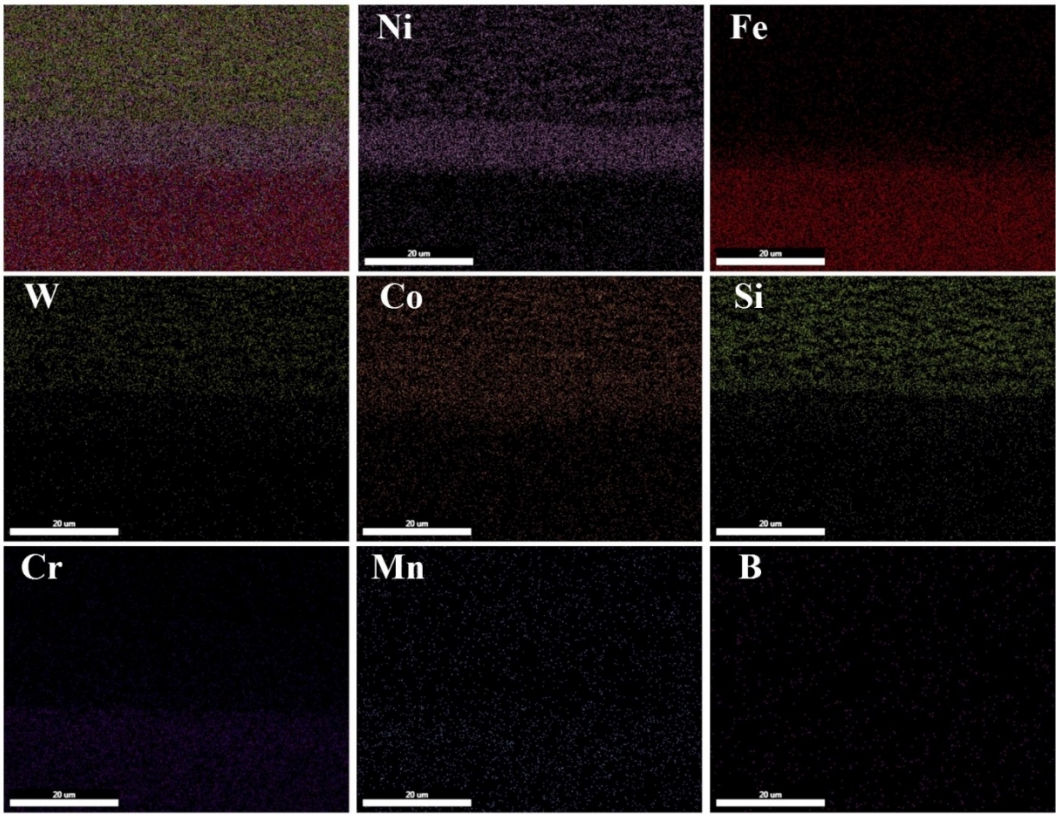
به منظور بررسی اثر زمان بر خواص و ریزساختار اتصالات ایجاد شده در دمای 1050 درجه سانتی‌گراد، علاوه بر زمان 1 دقیقه، اتصالاتی در زمان‌های 15 و 30 دقیقه نیز ایجاد شدند. در شکل(4) تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از اتصالات ایجاد شده در دمای 1050 درجه سانتی‌گراد و زمان‌های 15 و 30 دقیقه با استفاده از لایه‌میانی BNi-2 نشان داده شده است. با توجه به تصاویر مشخص است در هر زمان، اتصال به صورت کامل ایجاد شده و هیچ‌گونه ناپیوستگی در ناحیه اتصال مشاهده نمی‌گردد. همچنین مشخص است که با افزایش زمان انجام فرایند تغییراتی نیز در وسعت مناطق مختلف در منطقه اتصال ایجاد شده است.

با مقایسه شکل‌های(2و4) مشخص است عرض منطقه انجمادی هم‌دما با افزایش زمان انجام فرایند از 1 به 30 دقیقه از 25 به 40 میکرومتر افزایش پیدا کرده است. دلیل این موضوع را می‌توان به افزایش انحلال موادپایه با افزایش زمان در فاز مذاب و افزایش حجم مذاب نسبت داد. با افزایش حجم مذاب، وسعت منطقه انجمادی هم‌دما که به دلیل انجماد فاز مذاب ایجاد می‌شود نیز افزایش می‌یابد.

در جدول(3) نتایج حاصل از آنالیز SEM/EDS مناطق انجمادی هم‌دما که در شکل(4) با حروف A و B مشخص‌شده‌اند،گزارش

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.02]



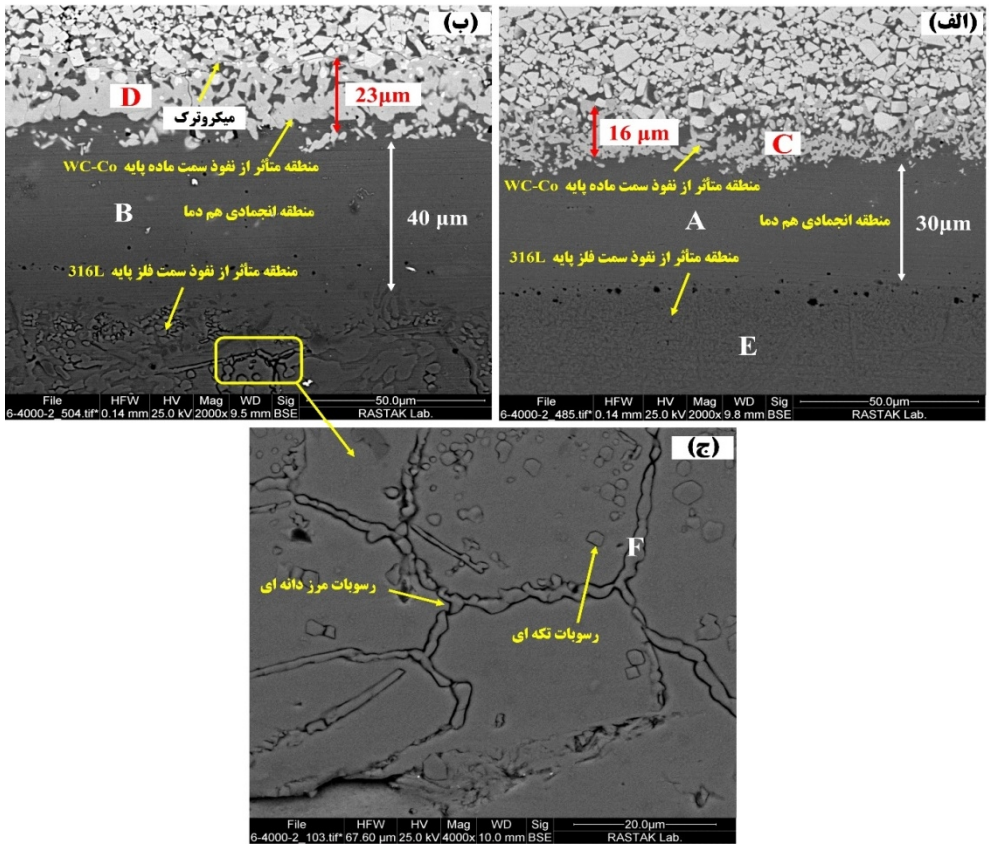
شکل 3- نقشه آنالیز عنصری ناحیه اتصال ایجاد شده در دمای 1050 درجه سانتی‌گراد و در زمان 1 دقیقه با استفاده از لایه‌میانی BNi-2 با ضخامت 50 میکرومتر.

شده است. با توجه به نتایج آنالیز انجام شده می‌توان عنوان نمود که در اثر افزایش زمان انجام فرایند هیچ‌گونه تغییر فازی در منطقه انجمادی هم‌دما رخ نداده و مجدداً محلول جامد پایه نیکلی در این منطقه تشکیل شده است. با این وجود باید عنوان نمود که با افزایش زمان، درصد نیکل موجود در منطقه انجمادی هم‌دما کاهش یافته و درصد دیگر عناصر آلیاژی نظیر کبالت، آهن، تنگستن و کروم در این منطقه افزایش یافته است. با توجه به این موضوع که میزان عناصر آلیاژی موجود در منطقه انجمادی هم‌دما توسط نفوذ کنترل می‌گردد و زمان یکی از عوامل تأثیرگذار بر فرایند نفوذ است، بنابراین غلظت عناصر آلیاژی در منطقه انجمادی هم‌دما که در ابتدا در لایه‌میانی حضور نداشته‌اند با افزایش زمان انجام فرایند، افزایش یافته است.

مناطق متأثر از نفوذ سمت ماده پایه WC-Co در زمان‌های 15 و 30 دقیقه نیز به صورت یک نوار خاکستری رنگ در شکل(4) در فصل مشترک منطقه انجمادی هم‌دما و ماده پایه WC-Co به وضوح قابل مشاهده می‌باشند. همان‌گونه که مشخص است با افزایش زمان انجام فرایند عرض منطقه متأثر از نفوذ سمت ماده پایه WC-Co افزایش‌پیدا کرده است. با مقایسه شکل‌های(2 و 4) مشخص است که عرض منطقه متأثر از نفوذ سمت ماده پایه WC-Co از حدود 6 میکرومتر در زمان 1 دقیقه به حدود 23 میکرومتر در زمان نگهداری 30 دقیقه افزایش یافته است. البته باید عنوان نمود که در اثر این افزایش حجم فاز اتا که یک فاز ترد و شکننده می‌باشد، ترک‌هایی در منطقه متأثر از نفوذ سمت ماده پایه WC-Co در زمان نگهداری 30 دقیقه، ایجاد شده است. این ترک‌ها به دلیل عدم تطابق فازی فازهای در تماس با یکدیگر در این منطقه و ایجاد تنش‌های پسماند شکل گرفته‌اند. چنین ترک‌هایی می‌توانند به شدت بر رفتار مکانیکی اتصال تأثیر منفی گذاشته و استحکام اتصال را کاهش دهند. مشابه چنین ترک‌هایی در اتصال WC-Co به فولاد St 52 با استفاده از لایه‌میانی مسی توسط زیدآبادی و همکارانش نیز گزارش شده است [11].

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.02]



شکل 4- تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی اتصالات ایجاد شده در دمای 1050 درجه سانتی‌گراد با استفاده با لایه‌میانی BNi-2 با ضخامت 50 میکرومتر و در زمان‌های الف- 15 دقیقه، ب- 30 دقیقه و ج- رسوبات ایجاد شده در منطقه متأثر از نفوذ سمت فولاد با بزرگنمایی بالاتر.

نتایج حاصل از آنالیز SEM/EDS فازهای ایجاد شده در این مناطق که در شکل(4) با حروف C و D مشخص شده اند در جدول(3) گزارش شده است. بر همین اساس همان‌گونه که مشخص است در این مناطق مجدداً فاز η ایجاد شده و افزایش زمان، هیچ‌گونه اثری بر نوع فاز ایجاد شده در این منطقه نداشته و فقط باعث افزایش وسعت آن شده است. همان‌گونه که قبلاً ذکر شد تشکیل فاز اتا به تجزیه کاربید تنگستن و نفوذ کربن به دیگر مناطق بستگی دارد. تجزیه کاربید تنگستن وابسته به دما و زمان انجام فرایند بوده و با افزایش دما و زمان انجام فرایند میزان کاربید تنگستن بیشتری تجزیه شده و لذا این امر سبب می‌گردد تا حجم فاز اتای تشکیل شده نیز افزایش یافته و به تبع آن وسعت منطقه متأثر از نفوذ سمت ماده پایه WC-Co نیز افزایش پیدا کند. همان‌گونه که در 4 مشخص است عرض منطقه متأثر از نفوذ سمت فلزپایه فولادی نیز با افزایش زمان انجام فرایند دچار تغییراتی شده است.

با توجه به اینکه با افزایش زمان انجام فرایند میزان و همچنین عمق نفوذ بور که عامل کاهنده ذوب می‌باشد به فولاد زنگ‌نزن افزایش پیدا می‌کند لذا این عامل باعث افزایش وسعت منطقه متأثر از نفوذ سمت ماده پایه فولادی با افزایش زمان انجام فرایند شده است. با توجه به آنالیز SEM/EDS انجام شده از مناطق مشخص شده با حروف E و F که نتایج آن در جدول(3) نشان داده شده است، می‌توان مشاهده نمود که هیچ‌گونه تغییر فازی در منطقه متأثر از نفوذ سمت فلزپایه فولادی در اثر افزایش زمان ایجاد نشده و مجدداً بورایدهای کمپلکس به دلیل نفوذ بور از سمت لایه‌میانی به فلزپایه فولادی و ترکیب شدن آن با عناصر آلیاژی، ایجاد شده است. البته همان‌گونه که در شکل(4-ج) مشاهده می‌شود رسوبات ایجاد شده در منطقه متأثر از نفوذ سمت ماده پایه فولادی که در زمان 30 دقیقه ایجاد شده است به دلیل افزایش زمان نگهداری نسبت به رسوبات ایجاد شده در زمان‌های 1 و 15 دقیقه رشد کرده و درشت‌تر می‌باشند.

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.02]

جدول3- نتایج حاصل از آنالیز SEM/ EDS مناطق مشخص شده در شکل 4.

نقطه	درصد اتمی عناصر									فاز پیشنهادی
	Fe	Ni	Cr	Co	W	Mn	C	B	Si	
A	۱۰/۹۵	۶۲/۱۲	۷/۸۶	۹/۹۷	۲/۴۰	۰/۷۷	--	۰/۸۴	/۷۰ ۵	γ- Ni SS
B	۱۲/۲۲	۵۸/۱۸	۷/۷۳	۱۱/۲۲	۴/۹۷	۱/۱۱	--	۰/۵۴	/۰۹ ۴	γ- Ni SS
C	۳/۰۳	۲۴/۷۶	۹/۷۷	۲۳/۲۹	۳۱/۴۹	۱/۴۸	۰/۵۸	--	/۶۰ ۵	فاز اتا
D	۲/۲۱	۱۶/۵۷	۳/۲۳	۳۰/۹۱	۳۹/۲۶	۰/۹۲	۰/۹۴	--	/۹۵ ۵	فاز اتا
E	۴۰/۲۳	۲/۹۱	۳۲/۲۷	۱/۶۸	۰/۹۰	۲/۱۲	۶/۲۵	۱۲/۹۵	/۶۷ ۰	بورایدهای کمپلکس
F	۴۵/۶۹	۴/۴۷	۳۰/۲۵	۱/۲۷	۰/۷۴	۲/۱۵	۳/۳۴	۱۱/۰۴	/۰۳ ۱	بورایدهای کمپلکس

3-3- اثر تغییر ضخامت لایه‌میانی

برای بررسی اثر تغییر ضخامت لایه‌میانی بر ریزساختار منطقه اتصال، اتصالاتی با استفاده از لایه‌میانی با ضخامت 25 میکرومتر در دمای 1050 درجه سانتی‌گراد و در زمان‌های 1، 15 و30 دقیقه ایجاد شدند. در شکل(5) تصویر اتصالات ایجاد شده قابل مشاهده می‌باشد. همان‌گونه که در این تصاویر مشخص است پیوند مناسبی بین مواد پایه ایجاد شده است. با توجه به این تصاویر و مقایسه آن با شکل‌های(2 و 4) می‌توان دریافت که با کاهش ضخامت لایه‌میانی از 50 به 25 میکرومتر هیچ‌گونه تغییری در مناطق مختلف اتصال ایجاد نشده است و ناحیه اتصال شامل سه منطقه انجمادی هم‌دما، منطقه متأثر از نفوذ سمت ماده پایه WC-Co و منطقه متأثر از نفوذ سمت فلزپایه 316L می‌باشد. البته در وسعت مناطق مختلف تغییراتی ایجاد شده است.

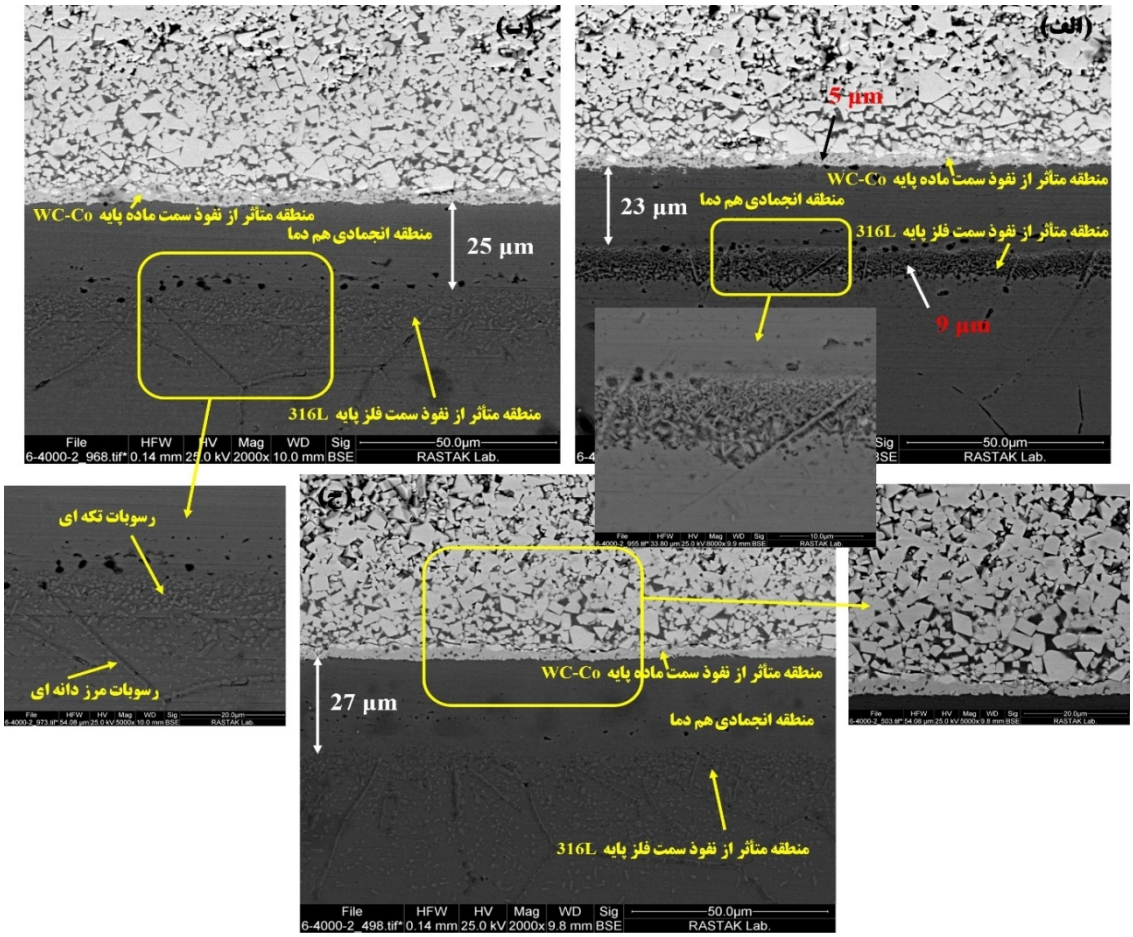
با مقایسه شکل(5) با شکل‌های(2 و 4) مشخص است که در یک زمان ثابت با کاهش ضخامت لایه‌میانی از 50 میکرومتر به 25 میکرومتر عرض منطقه انجمادی هم‌دما نیز کاهش یافته است. به عنوان مثال عرض منطقه انجمادی هم‌دما در نمونه متصل شده در دمای 1050 درجه سانتی‌گراد در زمان 30 دقیقه با استفاده از لایه‌میانی با ضخامت 50 میکرومتر (شکل 4-ب) در حدود 40 میکرومتر بود. این در حالی است که عرض منطقه انجمادی هم‌دما در نمونه ایجادشده در دمای 1050 درجه سانتی‌گراد و در زمان 30 دقیقه با لایه‌میانی با ضخامت 25 میکرومتر (شکل 5-ج) در حدود 27 میکرومتر می‌باشد. دلیل این امر را می‌توان به حجم مذاب کمتر ایجاد شده در منطقه اتصال به دلیل کاهش ضخامت لایه‌میانی و همچنین انحلال کمتر مواد پایه در حجم مذاب کمتر نسبت داد. به‌طور کلی عنوان شده است که با کاهش ضخامت لایه‌میانی، حجم مذاب ایجاد شده در منطقه اتصال در فرایند فاز مایع گذرا کاهش یافته و همین امر باعث کاهش ضخامت منطقه انجمادی می‌گردد [39].

همچین در شکل(5-الف) می‌توان به وضوح منطقه متأثر از نفوذ سمت فلزپایه فولای را مشاهده نمود. همان‌گونه که در این تصویر مشخص است این منطقه به صورت یک نوار که متشکل از رسوبات فاز ثانویه است در امتداد فصل مشترک منطقه انجمادی هم‌دما و فلزپایه 316L با ضخامت تقریبی 9 میکرومتر پدیدار شده است. این منطقه در نمونه‌های ایجاد شده در زمان‌های 15 و 30 دقیقه نیز (تصاویر 5-ب و 5-ج) قابل مشاهده بود ولی به دلیل افزایش زمان و عمق نفوذ بیشتر بور، وسعت این مناطق نیز افزایش یافته است.

نکته دیگری که باید به آن اشاره نمود این است که با مقایسه شکل(5-الف) مربوط به نمونه متصل شده در دمای 1050 درجه سانتی‌گراد و زمان 1 دقیقه با استفاده از لایه‌میانی با ضخامت 25 میکرومتر و شکل(2) مربوط به نمونه متصل شده

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.02]



شکل 5- تصویری از اتصالات ایجاد شده در دمای 1050 درجه سانتی‌گراد با استفاده از لایه‌میانی BNi-2 با ضخامت 25 میکرومتر و در زمان‌های الف-1 دقیقه، ب- 15 دقیقه و ج- 30 دقیقه.

در دمای 1050 درجه سانتی‌گراد در زمان 1 دقیقه با استفاده از لایه‌میانی با ضخامت 50 میکرومتر، می‌توان دریافت که عرض منطقه متأثر از نفوذ در نمونه متصل شده با لایه‌میانی با ضخامت 50 میکرومتر بسیار بیشتر از عرض منطقه متأثر از نفوذ نمونه متصل شده با استفاده از لایه‌میانی با ضخامت 25 میکرومتر می‌باشد. دلیل این امر را می‌توان به میزان کمتر عامل کاهنده نقطه ذوب نفوذ کننده به فلزپایه فولادی نسبت داد. با کم شده ضخامت لایه‌میانی میزان عنصر بور موجود در لایه‌میانی نیز کاهش یافته و به تبع آن میزان بور کمتری به ماده پایه نفوذ کرده و با عناصر آلیاژی موجود در آن واکنش می‌دهد. همین امر باعث کاهش عرض منطقه متأثر از نفوذ سمت ماده پایه فولادی در اتصالات ایجاد شده با لایه‌میانی با ضخامت 25 میکرومتر شده است. در شکل(5-الف) به وضوح منطقه متـأثر از نفوذ سمـت مـاده پایه WC-Co در اتصال ایجـاد شده در دمای 1050 درجه سانتی‌گراد و زمان 1 دقیقه با استفاده از لایه‌میانی25 میکرومتر، مشخص می‌باشد. این منطقه به صورت یک نوار باریک خاکستری رنگ در امتداد فصل مشترک ماده پایه WC-Co و منطقه انجمادی هم‌دما گسترده شده است. در نمونه‌های متصل‌شده در زمان‌های 15 و 30 دقیقه (تصاویر5-ب و 5-ج) نیز این منطقه به وضوح قابل شناسایی می‌باشد.

با مقایسه شکل(2) که نشان دهنده عرض منطقه متأثر از نفوذ سمت ماده پایه WC-Co در اتصال ایجاد شده در دمای 1050 درجه سانتی‌گراد و زمان 1 دقیقه با استفاده از لایه‌میانی 50 میکرومتر می‌باشد با شکل(5-الف) که نشان دهنده عرض منطقه متأثر از نفوذ سمت ماده پایه WC-Co در اتصال ایجاد شده در دمای 1050 درجه سانتی‌گراد و زمان 1 دقیقه با استفاده از لایه‌میانی با ضخامت 25 میکرومتر می‌باشد، باید عنوان کرد که عرض این دو منطقه تقریباً برابر بوده و تغییر ضخامت

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.02]

لایه‌میانی اثری بر عرض این منطقه نداشته است. این موضوع را می‌توان با توجه به مکانیزم شکل‌گیری این منطقه توجیه کرد. همانگونه که عنوان شد، تجزیه کاربید تنگستن دلیل اصلی ایجاد فاز اتا می‌باشد. تجزیه کاربید تنگستن متأثر از دما و زمان انجام فرایند اتصال بوده و مستقل از ضخامت لایه‌میانی می‌باشد. بر همین اساس با توجه به دما و زمان ثابت انجام فرایند در ایجاد دو نمونه می‌توان گفت که عرض منطقه متأثر از نفوذ سمت ماده پایه WC-Co در هر دو نمونه در زمان‌های مختلف تقریباً ثابت بوده و تغییر ضخامت لایه‌میانی اثری بر حجم فاز اتای ایجاد شده در مناطق متأثر از نفوذ سمت ماده پایه WC-Co نداشته است.

3-4- رفتار مکانیکی

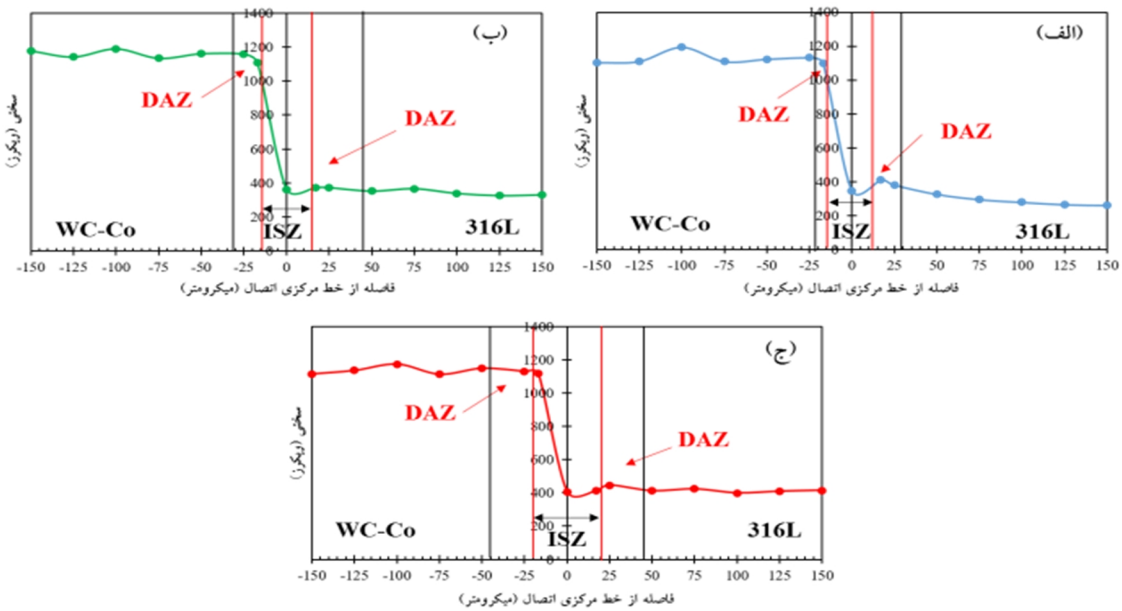
در شکل(6) تغییرات ریزسختی اتصالات ایجاد شده در دمای 1050 درجه سانتی‌گراد با استفاده از لایه‌میانی BNi-2 با ضخامت 50 میکرومتر و در زمان‌های نگهداری 1، 15 و 30 دقیقه نشان داده شده است. همان‌گونه که در این شکل مشخص است، در همه اتصالات یک روند کاهش شدید سختی از سمت ماده پایه WC-Co به سمت خط مرکزی اتصال مشاهده می‌شود. دلیل این موضوع را می‌توان به سختی ذاتی بالای WC موجود در این ماده پایه نسبت داد. همان‌گونه که در شکل(6) مشخص است در تمامی نمونه‌ها بالاترین سختی مربوط به ماده پایه WC-Co می‌باشد که سختی آن برای هر سه نمونه در حدود 1150 ویکرز است.

سختی منطقه متأثر از نفوذ سمت ماده پایه WC-Co نیز در تمامی نمونه‌ها در حدود سختی ماده پایه WC-Co بوده و با گذر از ماده پایه WC-Co و وارد شدن به این منطقه شیب سختی دچار تغییر خاصی نمی‌گردد. با توجه به بررسی‌های ریزساختاری و نتایج آنالیز SEM/EDS مربوط به این نمونه‌ها که نتایج آن در جداول 2 و 3 گزارش شده است، مشخص است که فاز سخت و شکننده اتا در این مناطق ایجاد شده است. سختی این فاز با توجه به ماهیت آن در حدود سختی ماده پایه WC-Co بوده و بنابراین شیب سختی قابل توجهی با عبور از ماده پایه WC-Co به منطقه متأثر از نفوذ سمت ماده پایه WC-Co در هیچکدام از نمونه ها مشاهده نمی‌گردد. زیدآبادی و همکارانش نیز در اتصال فاز مایع گذاری WC-Co به فولاد St 52 چنین روندی را در تغییرات سختی مشاهده نمودند [11].

اما همان‌گونه که در شکل(6) مشخص است، با عبور از منطقه متأثر از نفوذ سمت ماده پایه WC-Co و وارد شدن به منطقه انجمادی هم‌دما یک شیب شدید در نمودار سختی در هر سه نمونه ایجاد شده است. با توجه به پروفیل سختی مربوط به اتصال ایجاد شده در زمان 1 دقیقه (شکل 6-الف) مشخص است سختی منطقه انجمادی هم‌دما که براساس آنالیز انجام شده در جدول(2) یک محلول جامد پایه نیکلی می‌باشد، در حدود 350 ویکرز است. یکی از مهمترین عوامل تعیین کننده در سختی منطقه انجمادی هم‌دما، نفوذ و حضور عناصر آلیاژی از سمت مواد پایه به این منطقه می‌باشد که این عناصر می‌توانند باعث افزایش سختی منطقه انجمادی هم‌دما توسط مکانیزم استحکام بخشی از طریق محلول جامد گردند. در این حالت حوزه‌های تنشی ایجاد شده به دلیل نفوذ اتم‌های غیرخودی در زمینه فلز پایه اصلی سبب افزایش سختی و استحکام می‌گردند. برهمین اساس است که سختی منطقه انجمادی هم‌دما در نمونه‌های ایجاد شده در زمان‌های 15 و 30 دقیقه یک روند افزایش از خود نشان می‌دهد. همان‌گونه که در شکل‌های(6-ب و 6-ج) مشخص است سختی منطقه انجمادی هم‌دما برای نمونه ایجاد شده در زمان 15 دقیقه در حدود 370 ویکرز و برای نمونه متصل شده در زمان 30 دقیقه در حدود 400 ویکرز می‌باشد. این اختلاف در عدد سختی منطقه انجمادی هم‌دما در این سه نمونه را می‌توان به تفاوت ترکیب شیمیایی محلول جامد پایه نیکلی ایجاد شده در این منطقه نسبت داد. براساس نتایج آنالیز SEM/EDS از مناطق انجمادی هم‌دما برای نمونه‌های متصل شده در دمای 1050 درجه سانتی‌گراد و در زمان‌های 1، 15 و 30 دقیقه که در جداول 2 و 3 آورده شده است، باید عنوان نمود که با افزایش زمان انجام فرایند مرتباً از میزان نیکل موجود در فاز گامای پایه نیکلی کاسته شده و به درصد اتمی دیگر عناصر آلیاژی موجود در محلول جامد پایه نیکلی اضافه

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.02]



شکل 6- نمودار تغییرات سختی برحسب فاصله از مرکز برای اتصالات ایجاد شده در دمای 1050 درجه سانتی‌گراد با استفاده از لایه میانی BNi-2 در زمان های مختلف. الف- 1 دقیقه، ب- 15 دقیقه و ج- 30 دقیقه.

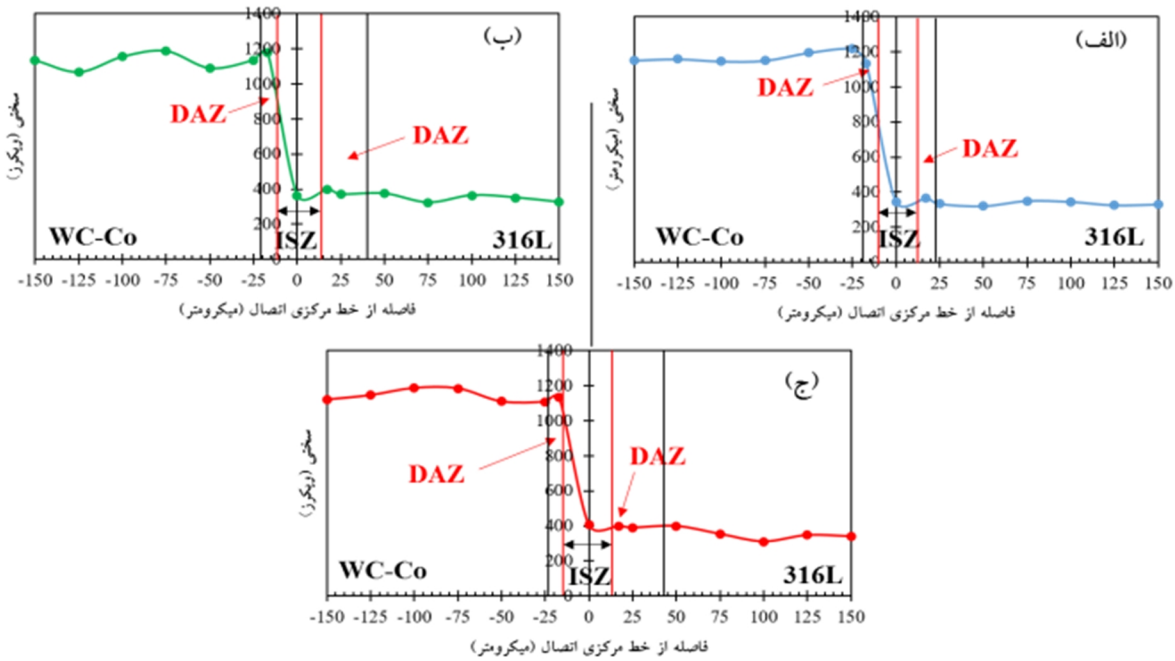
شده است. همین موضوع سبب افزایش سختی منطقه انجمادی هم‌دما با افزایش زمان انجام فرایند شده است. چنین روندی در افزایش سختی منطقه انجمادی هم‌دما با افزایش زمان توسط بهارزاده و همکارنش [23] نیز در اتصال فرایند فاز مایع گذاری فولاد زنگ نزن دوفازی 2205 و سوپر آلیاژ اینکونل X-750 مشاهده شد.

با عبور از منطقه انجمادی هم‌دما و وارد شدن به منطقه متأثر از نفوذ سمت ماده پایه فولادی، همان‌گونه که در شکل(6-الف) مشخص است مجدداً عدد سختی کمی افزایش از خود نشان می‌دهد. براساس تصاویر ریزساختاری مربوط به این نمونه که در شکل(2) نشان داده شده است و همچنین آنالیز SEM/EDS مربوط به این منطقه که در جدول(2) ارائه شده است مشخص است که در این منطقه بورایدهای کمپلکس سخت غنی از عناصر آلیاژی مختلف حضور دارند که همین موضوع سبب ایجاد سختی بالاتر این منطقه نسبت به منطقه انجمادی هم‌دما و فلز پایه فولادی شده است.

همان‌گونه که در شکل(6-ب و6-ج) قابل مشاهده است سختی منطقه متأثر از نفوذ سمت ماده پایه فولادی با افزایش زمان نسبت به زمان 1 دقیقه کاهش پیدا نموده است. با توجه به تصاویر ریزساختای مربوط به نمونه‌های متصل شده در زمان‌های 15 و 30 دقیقه که در شکل(4) نشان داده شده است، مشخص است که با افزایش زمان انجام فرایند به دلیل افزایش نرخ نفوذ و عمق نفوذ بیشتر، از حجم ترکیبات فاز ثانویه ایجاد شده کاسته شده و این ترکیبات به محدوده وسیع‌تری گسترش یافته و بنابراین وسعت منطقه متأثر از نفوذ سمت ماده پایه فولادی افزایش یافته است. لذا با کاهش تراکم این ترکیبات فاز ثانویه با افزایش زمان در یک منطقه محدود نظیر منطقه متأثر از نفوذ سمت ماده فولادی در زمان 1 دقیقه (شکل 2)، از سختی این منطقه نیز با افزایش زمان کاسته شده است. با خروج از منطقه متأثر از نفوذ سمت ماده پایه فولادی و وارد شدن به ماده پایه فولادی، مجدداً عدد سختی کمی کاهش یافته و هر سه نمونه تقریباً یک عدد ثابت را نشان می‌دهند.

در شکل(7) پروفیل سختی اتصالات ایجاد شده در دمای 1050 درجه سانتی‌گراد و در زمان‌های 1، 15 و 30 دقیقه با استفاده از لایه‌میانی با ضخامت 25 میکرومتر نشان داده شده است. همان‌گونه که در این تصویر مشخص است روند تغییرات سختی نظیر روند تغییرات سختی در اتصالات ایجاد شده در دمای 1050 درجه سانتی‌گراد در زمان‌های مختلف و لایه‌میانی با ضخامت 50 میکرومتر می‌باشد. با توجه به نمونه متصل شده در زمان 1 دقیقه مشخص است که بالاترین میزان سختی مربوط

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.02]



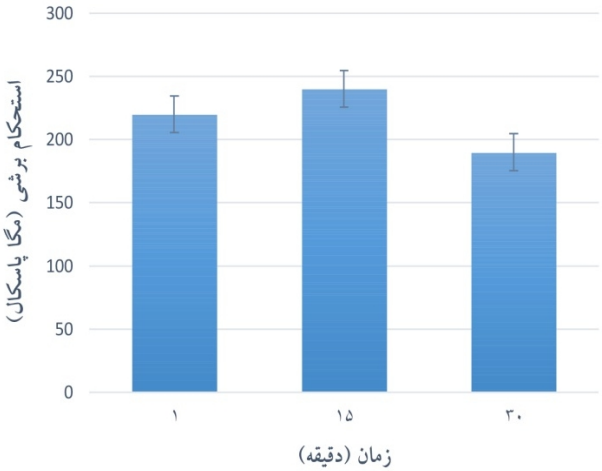
شکل 7- نمودار سختی برای اتصالات ایجاد شده در دمای 1050 درجه سانتی‌گراد با استفاده از لایه‌میانی BNi-2 با ضخامت 25 میکرومتر در زمان‌های الف- 1 دقیقه، ب- 15 دقیقه و ج-30 دقیقه.

به ماده پایه WC-Co و منطقه متأثر از نفوذ آن می‌باشد. دلیل مشابهت روند تغییرات سختی در نمونه‌های ایجاد شده با لایه‌میانی با ضخامت 25 میکرومتر با اتصالات ایجاد شده با لایه‌میانی با ضخامت 50 میکرومتر را می‌توان به عدم تغییرات فازی در مناطق مختلف با تغییر ضخامت لایه‌میانی نسبت داد.

در شکل(8) نمودار استحکام کششی-برشی اتصالات ایجاد شده در دمای 1050 درجه سانتی‌گراد با استفاده از لایه‌میانی BNi-2 با ضخامت 50 میکرومتر و در زمان‌های 1، 15 و 30 دقیقه نشان داده شده است. با توجه به این شکل می‌توان گفت که حداقل استحکام کششی-برشی در حدود 190 مگاپاسکال بوده که متعلق به نمونه متصل شده در زمان 30 دقیقه می‌باشد. همچنین حداکثر استحکام برشی نیز متعلق به نمونه متصل شده در زمان اتصال 15 دقیقه بوده که در حدود 240 مگا پاسکال می‌باشد. با توجه به ریزساختار این نمونه‌ها که در شکل‌های (2 و 4) نشان داده شده است می‌توان بیان کرد در اتصال ایجاد شده در زمان 30 دقیقه عرض منطقه متأثر از نفوذ سمت ماده پایه WC-Co در حدود 23 میکرومتر بوده که نسبت به اتصالات ایجاد شده در زمان‌های 1 و 15 دقیقه افزایش از خود نشان می‌دهد. این افزایش حجم فاز اتا سبب افزایش تنش‌های پسماند به دلیل عدم تطابق فازی در فصل مشترک منطقه متأثر از نفوذ سمت ماده پایه WC-Co و منطقه انجمادی هم‌دما شده و باعث ایجاد ترک‌هایی در این منطقه شده و لذا استحکام این نمونه نسبت به اتصالات ایجاد شده در زمان‌های 1 و 15 دقیقه کاهش پیدا نموده است. در نمونه متصل شده در زمان 15 دقیقه نیز نسبت به زمان 1 دقیقه عرض منطقه متأثر از نفوذ سمت ماده پایه WC-Co (حجم فاز اتا) افزایش یافته است، اما همان‌گونه که در تصویر ریزساختاری مشخص است با افزایش زمان از 1 به 15 دقیقه عرض منطقه انجمادی هم‌دما به 30 میکرومتر افزایش پیدا کرده است.این افزایش عرض منطقه انجمادی هم‌دما که فاز انعطاف‌پذیر گامای پایه نیکلی در آن تشکیل شده است سبب شده است تا تنش‌های پسماند ایجاد شده خنثی شده و همین امر سبب ایجاد حداکثر استحکام کششی-برشی در این نمونه شده است. در حقیقت جهت ایجاد حداکثر استحکام کششی-برشی به یک ضخامت بهینه از فازهای اتا و گامای پایه نیکلی در منطقه اتصال نیاز می‌باشد که این فاز گامای پایه نیکلی بتواند تنش‌های پسماند ناشی از تشکیل فاز اتا را دفع نماید. در شکل(9) استحکام کششی-برشی اتصالات ایجاد شده در دمای 1050 درجه سانتی‌گراد با استفاده

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.02]

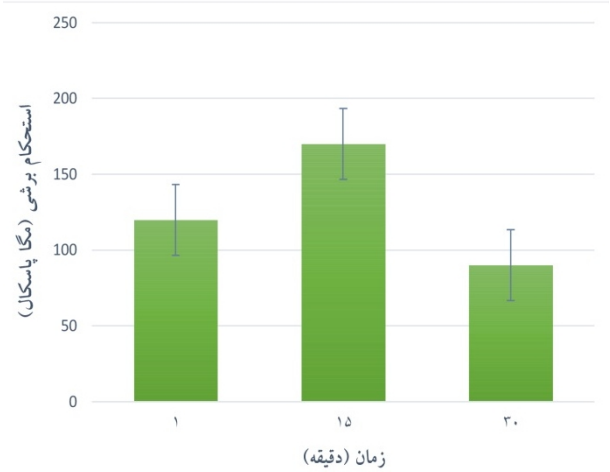
از لایه‌میانی BNi-2 با ضخامت 25 میکرومتر در زمان‌های 1، 15 و 30 دقیقه نشان داده شده است. همان‌گونه که در این شکل مشخص است حداکثر استحکام کششی-برشی در این نمونه‌ها متعلق به نمونه متصل شده در زمان 15 دقیقه می‌باشد. همانگونه که قبلاً بیان شد، دلیل این موضوع را می‌توان به نسبت مناسب فاز اتای تشکیل شده در منطقه متأثر از نفوذ سمت ماده پایه WC-Co و محلول جامد گامای پایه نیکلی تشکیل شده در منطقه انجمادی هم‌دما، نسبت داد.



شکل8- استحکام کششی-برشی اتصالات ایجاد شده در دمای 1050 درجه سانتی‌گراد با استفاده از لایه میانی BNi-2 با ضخامت 50 میکرومتر در زمان های 1، 15 و 30 دقیقه.

تشکیل فاز اتا سبب ایجاد تنش‌های پسماند در ناحیه اتصال شده و محلول جامد گامای پایه نیکلی انعطاف‌پذیر باعث دفع این تنش‌ها و افزایش استحکام اتصالات می‌گردد. همچنین کمترین استحکام نیز متعلق به نمونه متصل شده در زمان 30 دقیقه بود که با توجه به تصاویر ریزساختاری مشخص است که در امتداد منطقه متأثر از نفوذ سمت ماده پایه WC-Co به دلیل حضور تنش‌های پسماند به دلیل عدم تطابق فازهای تشکیل شده در این ناحیه ترک ایجاد شده است.

نکته دیگری که باید به آن اشاره کرد این است که استحکام اتصالات ایجاد شده در دمای 1050 درجه سانتی‌گراد با استفاده از لایه‌میانی BNi-2 با ضخامت 25 میکرومتر در تمامی زمان‌ها نسبت به اتصالات ایجاد شده با استفاده از لایه‌میانی با ضخامت 50 میکرومتر (شکل 8) کمتر می‌باشد. دلیل این موضوع را می‌توان به ضخامت کمتر منطقه انجمادی هم‌دما که در این منطقه محلول جامد پایه نیکلی انعطاف‌پذیر تشکیل می‌شود، نسبت داد. به عنوان مثال با توجه به تصاویر ریزساختاری مربوط به نمونه متصل شده در دمای 1050 درجه سانتی‌گراد با استفاده از لایه‌میانی با ضخانت 50 میکرومتر در زمان 15 دقیقه (شکل4-الف) و مقایسه آن با تصویر ریزساختار اتصال ایجاد شده در دمای 1050 درجه سانتی‌گراد و زمان 15 دقیقه با استفاده از لایه‌میانی با ضخامت 25 میکرومتر که تصویر آن در شکل(5-ب) نشان داده است می‌توان عنوان نمود که با کاهش ضخامت لایه‌میانی، عرض منطقه انجمادی هم‌دما از 30 به 25 میکرومتر کاهش یافته است. همین کاهش ضخامت و در نهایت کاهش حجم ماده انعطاف‌پذیر گامای پایه نیکلی که در اثر انجماد هم‌دما در ناحیه اتصال ایجاد شده است، باعث کاهش استحکام اتصالات ایجاد شده با استفاده از لایه‌میانی با ضخامت 25 میکرومتر شده است.



شکل 9- استحکام کششی-برشی اتصالات ایجاد شده در دمای 1050 درجه سانتی‌گراد با استفاده از لایه میانی BNi-2 با ضخامت 25 میکرومتر در زمان‌های مختلف.

4- نتیجه‌گیری

اتصال فاز مایع گذاری فولاد زنگ‌نزن 316L به سرمت WC-Co با استفاده از لایه‌میانی BNi-2 با ضخامت‌های 50 و 25 میکرومتر در دمای 1050 درجه سانتی‌گراد و زمان‌های نگهداری

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.02]

1، 15 و 30 دقیقه مورد ارزیابی و بررسی قرار گرفت و نتایج زیر به دست آمد:

- براساس مشاهدات ریزساختاری با انجام فرایند اتصال، ناحیه اتصال در همه نمونه‌ها شامل منطقه انجمادی هم‌دما در خط مرکزی اتصال و منطقه متأثر از نفوذ سمت ماده پایه WC-Co و منطقه متأثر از نفوذ سمت ماده پایه فولادی بود که وسعت این مناطق تحت تأثیر زمان انجام فرایند و ضخامت لایه‌میانی مورد استفاده بود.

- در ناحیه انجمادی هم‌دما در تمامی نمونه‌ها فاز محلول جامد پایه نیکلی مشاهده شد. همچنین فاز اتا نیز در منطقه متأثر از نفوذ سمت ماده پایه WC-Co و رسوبات فاز ثانویه کمپلکس در منطقه متأثر از نفوذ سمت ماده پایه فولادی تشکیل شدند.

- وسعت مناطق تشکیل شده که شامل منطقه انجمادی هم‌دما در خط مرکزی اتصال و منطقه متأثر از نفوذ سمت ماده پایه WC-Coو منطقه متأثر از نفوذ سمت ماده پایه فولادی بود به زمان انجام فرایند اتصال و همچنین ضخامت لایه‌میانی وابسته بود و با تغییر زمان فرایند اتصال و ضخامت لایه‌میانی وسعت این مناطق نیز دچار تغییر شد.

- پروفیل سختی برای تمامی نمونه‌ها دارای روند یکسانی بود و حداکثر سختی مربوط به ماده پایه WC-Co و در حدود 1100 ویکرز و کمترین سختی مربوط به فلزپایه فولادی و در حدود 350 ویکرز بود.

- حداکثر استحکام کششی-برشی مربوط به نمونه متصل شده با لایه‌میانی به ضخامت 50 میکرومتر در زمان 30 دقیقه بود که دلیل آن حذف تنش‌های پسماند توسط منطقه انجمادی هم‌دما بود.

منابع

1- K. Feng, H. Chen, J. Xiong, Z. Guo, Investigation on diffusion bonding of functionally graded WC–Co/Ni composite and stainless steel, Materials & Design 46 (2013) 622-626.

2-Fadelan, Y. Winardi, W. Trisnadi, Microstructures and mechanical properties of brazed joint between cemented carbide and carbon steel using Cu-Si alloy, 2023.

3-X. Zhang, G. Liu, J. Tao, H. Shao, H. Fu, T. Pan, G.J.J.o.M.E. Qiao, Performance, Vacuum brazing of WC-8Co cemented carbides to carbon steel using pure Cu and Ag-28Cu as filler metal, 26(2) (2017) 488-494.

4- B. Cheniti, D. Miroud, R. Badji, D. Allou, T. Csanádi, M. Fides, P. Hvizdoš, Effect of brazing current on microstructure and mechanical behavior of WC-Co/AISI 1020 steel TIG brazed joint, International Journal of Refractory Metals and Hard Materials 64 (2017) 210-218.

5-X.-y. Yu, D.-r. Zhou, D.-j. Yao, F.-g. Lu, P.-q. Xu, Fiber laser welding of WC-Co to carbon steel using Fe-Ni Invar as interlayer, International Journal of Refractory Metals and Hard Materials 56 (2016) 76-86.

6- G. Chen, X. Shu, J. Liu, B. Zhang, B. Zhang, J. Feng, Electron beam hybrid welding-brazing of WC-Co/40Cr dissimilar materials, Ceramics International 45(6) (2019) 7821-7829.

7-N.P. Mphasha, D.J. Whitefield, Microstructure and Mechanical Properties of WC-Co/WC-Co Oxyacetylene Brazed Joints Using Ag-Based Filler Alloy, Journal of Materials Engineering and Performance 31(1) (2022) 24-36.

8-M.-N. Avettand-Fènoël, T. Nagaoka, H. Fujii, R.J.J.o.M.P. Taillard, Characterization of WC/12Co cermet–steel dissimilar friction stir welds, 31 (2018) 139-155.

9-M.N. Avettand-Fènoël, T. Nagaoka, H. Fujii, R. Taillard, Characterization of WC/12Co cermet–steel dissimilar friction stir welds, Journal of Manufacturing Processes 31 (2018) 139-155.

10-S. Li, Z. Li, Y. Chen, Y. Zu, J. Xiong, F. Zhang, J. Li, Microstructural evolution and mechanical properties of diffusion bonding WC-Co cemented carbide to steel using Co and composite Ni/Co interlayers, International Journal of Refractory Metals and Hard Materials 103 (2022) 105736.

11-H. Zeidabadinejad, M. Rafiei, I. Ebrahimzadeh, M. Omidi, F. Naeimi, Microstructural evolutions and mechanical properties of TLP-bonded WC-Co/St52 with copper interlayer, Welding in the World 67(10) (2023) 2411-2421.

12-B. Cheniti, B. Belkessa, B. Maamache, N. Ouali, R. Sedlák, P. Hvizdoš, Z. Boutaghou, Effect of WC-Co cermet positioning and NiCr interlayer on the microstructure and mechanical response of the dissimilar WC-Co/AISI 304 L rotary friction joint, International Journal of Refractory Metals and Hard Materials 101 (2021) 105653.

13-C. Jiang, H. Chen, Q. Wang, Y.J.J.o.M.P.T. Li, Effect of brazing temperature and holding time on joint properties of induction brazed WC-Co/carbon steel using Ag-based alloy, 229 (2016) 562-569.

14-G. Chen, B. Zhang, Z. Wu, X. Shu, J.J.V. Feng, Microstructure transformation and crack sensitivity of WC-Co/steel joint welded by electron beam, 139 (2017) 26-32.

15-V. Maleki, H. Omidvar, M.-r. Rahimipour, Effect of gap size on microstructure of transient liquid phase

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.02]

between microstructure and mechanical properties of TiAl/Ti2AlNb joint brazed using Ti-27Co eutectic filler metal, Materials & Design 121 (2017) 176-184.
28-A. AlHazaa, N. Haneklaus, Diffusion Bonding and Transient Liquid Phase (TLP) Bonding of Type 304 and 316 Austenitic Stainless Steel—A Review of Similar and Dissimilar Material Joints, Metals, 2020.
29-J. Lynch, Engineering properties of selected ceramic materials, American Ceramic Society (1966).
30-G.O. Cook, C.D.J.J.o.m.s. Sorensen, Overview of transient liquid phase and partial transient liquid phase bonding, 46(16) (2011) 5305-5323.
31-R. Abdolvand, M. Atapour, M. Shamanian, A. Allafchian, The effect of bonding time on the microstructure and mechanical properties of transient liquid phase bonding between SAF 2507 and AISI 304, Journal of Manufacturing Processes 25 (2017) 172-180.
32-M. Pouranvari, A. Ekrami, A. Kokabi, Phase transformations during diffusion brazing of IN718/Ni–Cr–B/IN718, Materials Science and Technology 29(8) (2013) 980-984.
33-M. Pouranvari, A. Ekrami, A.H. Kokabi, Microstructure evolution mechanism during post-bond heat treatment of transient liquid phase bonded wrought IN718 superalloy: An approach to fabricate boride-free joints, Journal of Alloys and Compounds 723 (2017) 84-91.
34-O.A. Idowu, O.A. Ojo, M.C. Chaturvedi, Microstructural study of transient liquid phase bonded cast INCONEL 738LC superalloy, Metallurgical and Materials Transactions A 37(9) (2006) 2787-2796.
35-W.F. Gale, E.R. Wallach, Microstructural development in transient liquid-phase bonding, Metallurgical Transactions A 22(10) (1991) 2451-2457.
36-M. Mosallaee, A. Ekrami, K. Ohsasa, K. Matsuura, Microstructural Evolution in the Transient-Liquid-Phase Bonding Area of IN-738LC/BNi-3/IN-738LC, Metallurgical and Materials Transactions A 39(10) (2008) 2389-2402.
37-X. Yuan, M.B. Kim, C.Y. Kang, Microstructural Evolution and Bonding Behavior during Transient Liquid-Phase Bonding of a Duplex Stainless Steel using two Different Ni-B-Based Filler Materials, Metallurgical and Materials Transactions A 42(5) (2011) 1310-1324.
38-H. Chen, K. Feng, S. Wei, J. Xiong, Z. Guo, H.J.I.J.o.R.M. Wang, H. Materials, Microstructure and properties of WC–Co/3Cr13 joints brazed using Ni electroplated interlayer, 33 (2012) 70-74.
39-A. Davoodi Jamaloei, H.R. Salimijazi, H. Edris, J. Mostaghimi, Study of TLP bonding of Ti-6Al-4V alloy produced by vacuum plasma spray forming and forging, Materials & Design 121 (2017) 355-366.
bonded IN-738LC superalloy, Transactions of Nonferrous Metals Society of China 26(2) (2016) 437-447.
16-J.K. Kim, H.J. Park, D.N. Shim, D.J. Kim, Transient liquid phase bonding of γ′- precipitation strengthened Ni based superalloys for repairing gas turbine components, Journal of Manufacturing Processes 25 (2017) 60-69.
17-Y. Jiao, G. Sheng, X. Li, Y. Zhang, X. Yuan, Microstructure and mechanical properties of TLP-bonded 9CrMoCoB heat-resistant steel with Ni–Cr–B interlayer, Materials Research Express 9(6) (2022) 066502.
18-W. Reeks, H. Davies, S. Marchisio, A review: Interlayer joining of nickel base alloys, Journal of Advanced Joining Processes 2 (2020) 100030.
19-M. Ajabshiri, A. Ashrafi, M. Shamanian, M.A. Karimi, Microstructure and corrosion resistance of TLPB of Inconel 625 to 316l SS, Materials Science and Technology 38(7) (2022) 444-452.
20-A. Davoodi Jamaloei, A. Khorram, A. Jafari, Characterization of microstructure and mechanical properties of dissimilar TLP bonding between IN718/IN600 with BNi-2 interlayer, Journal of Manufacturing Processes 29 (2017) 447-457.
21-E. Baharzadeh, M. Shamanian, M. Rafiei, H. Mostaan, Properties of IN X-750/BNi-2/SAF 2205 joints formed by transient liquid phase bonding, Journal of Materials Processing Technology 274 (2019) 116297.
22-E. Baharzadeh, M. Shamanian, M. Rafiei, H. Mostaan, Microstructural and Mechanical Evaluations of Transient Liquid Phase Bonded In X-750/BNi-3/SAF 2205, Journal of Materials Engineering and Performance 29(2) (2020) 1090-1100.
23-E. Baharzadeh, M. Shamanian, M. Rafiei, H. Mostaan, J. Szpunar, EBSD study of dissimilar transient liquid phase joining of duplex stainless steel SAF 2205 to nickel-based superalloy IN X-750, Welding in the World 65 (2021).
24-A. Jalali, M. Atapour, M. Shamanian, M. Vahman, Transient liquid phase (TLP) bonding of Ti-6Al-4V/UNS 32750 super duplex stainless steel, Journal of Manufacturing Processes 33 (2018) 194-202.
25-H. Mostaan, M. Rafiei, M.M. Oraei, E. Baharzadeh, The effect of microstructure on magnetic properties of TLP bonded Sm 2 Co 17 hard magnets, Applied Physics A 126 (2020) 1-12.
26-P. Roy, T.K. Pal, J. Maity, Transient Liquid Phase Diffusion Bonding of 6061Al-15 wt.% SiCpComposite Using Mixed Cu-Ag Powder Interlayer, Journal of Materials Engineering and Performance 25(8) (2016) 3518-3530.
27-J. Cao, X. Dai, J. Liu, X. Si, J. Feng, Relationship

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.02]