



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 $^{\circ}\text{C}$ 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



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 بهارنچی

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 آتا 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

این گروه از کاربردهای سماتنه 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 کاربردهای سماتنه 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

کاربردهای سماتنه 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 کاربردهای سماتنه بوده که از مقادیر مختلف کاربید تنگستن و کبالت تشکیل شده‌است. حضور هم‌زمان کاربید تنگستن و کبالت در

اتصال ایجاد شده 980 مگاپاسکال می باشد که دلیل این امر را به کنترل ترک ها و همچنین کاهش تنش های پسماند در موضع اتصال نسبت دادند.

چینی و همکارانش [12] از روش جوشکاری اصطکاکی جهت اتصال سرمت WC-Co و فولاد زنگ نزن 304 L با استفاده و بدون استفاده از فلزپرکننده NiCr استفاده نمودند. آن ها بیان نمودند که در هنگام استفاده از فلزپرکننده NiCr از تشکیل فاز ترد و شکننده آتا جلوگیری شده و این موضوع باعث افزایش استحکام اتصال تا 512 مگاپاسکال می گردد.

اوتاد- فیونل و همکارانش [8] نیز از روش جوشکاری اصطکاکی-اغتشاشی جهت اتصال WC-Co/S35c استفاده نمودند. آن ها بیان کردند که انجام این عملیات باعث ایجاد تغییرات فازی در فولاد شده و همچنین استحکام اتصال ایجاد شده نیز به حدود 750 مگاپاسکال می رسد.

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. آن ها بیان نمودند که استحکام اتصالات ایجاد شده به ضخامت لایه فاز اتای ایجاد شده در موضع اتصال وابسته می باشد. حداکثر استحکام برشی گزارش شده در سیستم اتصالی ایجاد شده توسط آن ها در حدود 270 مگاپاسکال بود.

متداول ترین روش جهت اتصال کاربید تنگستن- کبالت به گریدهای مختلف فولادی لحیم کاری می باشد که مهم ترین عیب استفاده از این روش، این است که اتصالات لحیم کاری شده معمولاً نمی توانند 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 بین فلزی ترد در منطقه اتصال می شود. ایجاد فازهای ترد و شکننده بین فلزی در موضع اتصال یکی دیگر از عوامل کاهش استحکام این گروه از اتصالات با استفاده از فرایندهای جوشکاری ذوبی می باشد. از جمله این فازهای ترد و شکننده می توان به $\text{Co}_4\text{W}_2\text{C}$ ، $\text{Co}_2\text{W}_4\text{C}$ ، $\text{Co}_3\text{W}_3\text{C}$ ، $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$ اشاره کرد [13، 14].

این ترکیبات ترد می توانند باعث کاهش استحکام اتصالات ایجاد شده گردند. علاوه بر این، ایجاد تنش های پسماند بالا به

تجهیزات برش و شکل دهی فلزات، معدن و حفاری و قطعات مقاوم به سایش استفاده می شود. با این حال، به دلیل ترد بودن و شکنندگی ذاتی و هزینه های استفاده بالا، WC-Co مورد استفاده در صنایع گوناگون، با استفاده از یکی از فرایندهای اتصال به یک بدنه فلزی که عمدتاً فولادی می باشد، متصل می شود. ایجاد چنین اتصالات غیرمشابهی باعث ترکیب خواص این دو دسته از مواد با یکدیگر در یک سیستم عملیاتی می گردد. این بدان معناست که سختی و مقاومت به سایش و حرارت مناسب کاربید تنگستن-کبالت و چقرمگی و انعطاف پذیری فلزات با یکدیگر ترکیب شده و باعث ایجاد خواص مورد نیاز در یک سیستم کاری می شود. 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 می باشند که قیمت بسیار بالایی دارند، بنابراین اتصال انواع مختلف کاربیدهای تنگستن- کبالت به فولادها در سال های اخیر مورد توجه محققین قرار گرفته است [2].

بر همین اساس روش های اتصال مختلفی از جمله لحیم کاری [3]، جوشکاری قوسی تنگستن- گاز [4]، جوشکاری لیزر [5]، جوشکاری پرتو الکترونی [6]، لحیم کاری اکسی استیلن [7] جوشکاری اصطکاکی و اصطکاکی اغتشاشی [8، 9]، اتصال نفوذی [10] و فرایند فاز مایع گذار [11] می تواند جهت اتصال این مواد به یکدیگر مورد استفاده قرار گیرد که هر کدام از این روش ها دارای مزایا و محدودیت های مختلفی می باشند.

ژانگ و همکارانش [3] جهت لحیم کاری سرمت WC-8Co به فولاد ساده کربنی از فلز پرکننده Ag-28Cu و همچنین Cu خالص استفاده نمودند. آن ها 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 می باشد. 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

دلیل سرد شدن سریع و تغییرات ریزساختاری نیز یکی دیگر از موانع کاربرد وسیع فرایندهای جوشکاری ذوبی در اتصال کاربید تنگستن-کبالت به فولاد می باشد. فرایند اتصال نفوذی نیز دیگر فرایندی است که می تواند 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 می تواند سبب افت کارایی کاربید تنگستن گردد، زیرا دانه های کاربید تنگستن با افزایش زمان نگهداری در دمای بالا تمایل به درشت شدن دارند. علاوه بر این با افزایش دما و زمان نگهداری هزینه ها بیشتر شده و هزینه تولید بالاتر می رود.

با توجه به مطالب عنوان شده می توان گفت که فرایند اتصال فازمایع گذرا می تواند 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 لایه میانی انجام می شود. در هنگام حرارت دادن، لایه میانی عموماً با انجام یک واکنش یوتکتیک بین عنصر آلیاژی اصلی لایه میانی (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 هم دما رخ داده و اتصال صورت می گیرد [15-17]. نتیجه این فرایند ایجاد اتصالی با نقطه ذوب بالاتر نسبت به دمای انجام اتصال می باشد [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 زنگ نزن [21-23]، آلیاژهای تیتانیوم [24]، مواد مغناطیسی [25] و مواد سرامیکی کامپوزیتی [26, 27] استفاده می شود.

یکی از مزایای استفاده از فرایند اتصال فاز مایع گذرا کنترل و کاهش تنش های پسماند در موضع اتصال نسبت به دیگر روش های اتصال خصوصاً فرایندهای اتصال ذوبی می باشد که

دلیل این امر را می توان به حجم مذاب بسیار کمتر ایجاد شده در منطقه اتصال نسبت داد. همچنین با انتخاب و بهینه سازی صحیح پارامترهای اتصال می توان از ایجاد ترکیبات بین فلزی ترد و شکننده در ناحیه اتصال جلوگیری کرد که این مورد نیز در افزایش استحکام مکانیکی اتصال ایجاد شده بسیار تأثیرگذار می باشد [28].

یکی از کاربردهای اتصال فولاد به سرمت WC-Co ایجاد اتصال فولاد زنگ نزن آستینیتی 316L به سرمت WC-Co به منظور ساخت ابزار و متهمای حفاری می باشد، زیرا به دلیل وجود محیط خورنده و حضور عنصر کلر در برخی محیط ها نیاز به بکارگیری ماده مقاوم در برابر خوردگی حفراهی می باشد و از طرفی به دلیل ماهیت ساینده بودن شرایط کاری نیاز به استفاده از دندانه های مقاوم در برابر سایش با سختی بالا است. بنابراین اتصال فولاد زنگ نزن 316L به سرمت WC-Co جهت ساخت ابزار مذکور ضرورت داشته و اتصال این مواد دارای اهمیت ویژه می باشد و همواره با چالش های فراوانی روبه رو بوده است [29].

با وجود محدودیت های ذکر شده که در هنگام استفاده از انواع روش های اتصال در اتصال کاربید تنگستن-کبالت به گریدهای مختلف فولاد ایجاد می شود، استفاده از فرایند اتصال فاز مایع گذرا و یک لایه میانی مناسب می تواند 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 می باشد.

2- مواد و روش تحقیق

2-1- مواد اولیه

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

جدول 1- ترکیبات شیمیایی مواد پایه و لایه میانی (درصد وزنی).

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

2-2- آماده سازی 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 سمباده زنی شده و به مدت 15 دقیقه در دستگاه اولتراسونیک با اتانول شستشو داده شدند و سپس خشک شدند. بعد از آن جهت ایجاد اتصال، لایه میانی 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 آماده سازی مجموعه اتصالی، فرایند اتصال در دمای 1050 درجه سانتی گراد و در زمان های 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 بررسی های ریزساختاری و رفتار مکانیکی ایجاد شدند.

2-3- مشخصه یابی اتصالات ایجاد شده

بعد از انجام عملیات اتصال، نمونه ها با استفاده از دستگاه وایرکات عمود بر خط اتصال برش داده شدند. سپس مقطع ایجاد شده با استفاده از ورق های SiC با شماره های مختلف سمباده زنی و در نهایت پولیش شدند. برای مشاهده بهتر و دقیق تر جزئیات ریزساختاری، نمونه های پولیش شده با استفاده از محلول HCl (60ml) + HNO₃ (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 بزرگنمایی های مختلف با استفاده از میکروسکوپ نوری Olympus مدل BX50 تهیه شد. به منظور مشاهده دقیق تر جزئیات ریزساختاری منطقه اتصال با بزرگنمایی بالاتر و تعیین ترکیب شیمیایی فازهای 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 ریزسختی سنج Condition با بار 100 گرم و زمان اعمال بار 10 ثانیه استفاده شد. جهت بررسی استحکام مکانیکی نمونه ها نیز از آزمایش استحکام کششی-برشی استفاده شد. این آزمایش براساس استاندارد ASTM D1002 با نرخ کرنش 2 میلی متر بر دقیقه انجام گرفت. سه نمونه تحت آزمایش تنش کششی-برشی قرار گرفتند و مقدار میانگین گزارش شد.

3- نتایج و بحث

3-1- بررسی های ریزساختاری

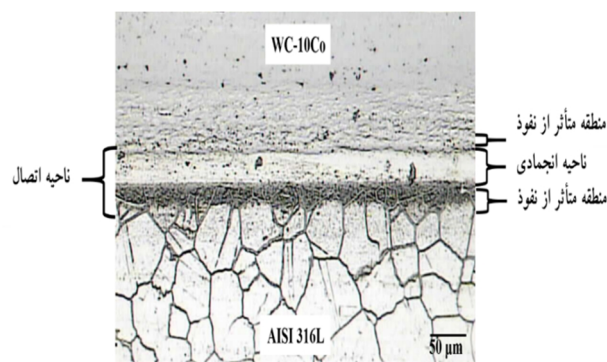
در شکل (1) تصاویر میکروسکوپ نوری مربوط به اتصال ایجاد شده در زمان 1 دقیقه با استفاده از لایه میانی BNi-2 با ضخامت 50 میکرومتر در دمای 1050 درجه سانتی گراد نشان داده شده است. همان گونه که قابل مشاهده است، ناحیه اتصال از هرگونه ترک و تخلخل عاری بوده که این امر بیان کننده یک اتصال مناسب بین مواد پایه می باشد. عدم وجود چنین عیوبی از ویژگی های متالورژیکی یک اتصال ایجاد شده با استفاده از فرایند فاز مایع گذرا می باشد [30]. ویژگی های متالورژیکی ناحیه اتصال بر رفتار مکانیکی آن اثرگذار می باشند. همان گونه که در این شکل مشخص است بر اساس تغییرات ریزساختاری ناحیه اتصال را می توان به چندین منطقه مجزا تقسیم نمود. شکل گیری این مناطق به دلیل تفاوت در مکانیزم تشکیل آن ها در حین انجام عملیات اتصال می باشد [31].

در حین انجام فرایند اتصال فاز مایع گذرا با افزایش دما و رسیدن دما به نقطه ذوب لایه میانی، لایه میانی ذوب می گردد.

مرکزی اتصال باقی نمانده و لذا مکانیزم انجماد غیرهمدمای فعال نشده است. بنابراین خط مرکزی اتصال عاری از ترکیبات یوتکتیکی است که در نتیجه انجماد غیرهمدمای شکل می‌گیرد. باید عنوان نمود که در اکثر مقالات منتشر شده در زمینه اتصال فاز مایع‌گذارا، زمان 1 دقیقه زمانی ناکافی برای تکمیل انجماد همدمای بوده و ناحیه انجمادی متشکل از دو منطقه انجمادی همدمای و غیرهمدمای می‌باشد. دلیل تکمیل انجماد همدمای 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.

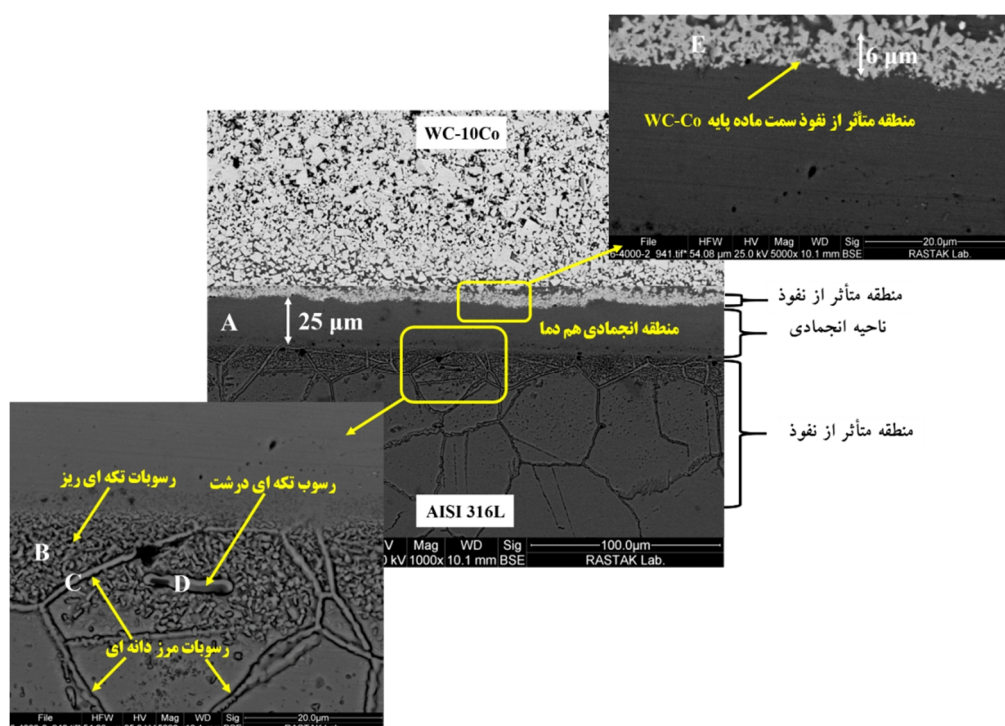
جهت بررسی تغییرات عنصری در ناحیه اتصال و مشخص نمودن فازهایی که در اثر انجام اتصال در این ناحیه ایجاد شده‌اند از آنالیز عنصری SEM/EDS استفاده شد. نتایج حاصل از آنالیز SEM/EDS ناحیه انجمادی همدمای که در شکل (2) با علامت A نشان داده شده است، در جدول (2) ارائه شده است. همان‌گونه که مشخص است این منطقه غنی از عنصر نیکل می‌باشد. همچنین عنصری دیگری نظیر منگنز، تنگستن، کبالت و کروم در منطقه انجمادی همدمای 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 همدمای وارد شده‌اند. با بررسی توزیع این عناصر در منطقه انجمادی همدمای 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 همدمای یک محلول جامد غنی از نیکل (γ -Ni SS) می‌باشد. محققین دیگری نیز در طی تحقیقات خود تشکیل این فاز را در منطقه انجمادی همدمای گزارش نموده‌اند. پورانوری و همکارانش [32] در اتصال فرایند فاز مایع‌گذارای اینکونل 718 با استفاده از لایه‌میانی BNi-2 تشکیل چنین فازی را در منطقه انجمادی همدمای گزارش نمودند. بهارزاده و همکارانش [22] نیز در اتصال غیرمشابه اینکونل ایکس 750 به فولاد زنگ‌نزن دوفازی 2205 با استفاده از لایه‌میانی

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 همدمای و غیرهمدمای 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 سانتیگراد 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 همدمای 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 همدمای در این سیستم اتصالی در دمای 1050 درجه سانتیگراد می‌باشد. تحت این شرایط دیگر مذابی پس از پایان زمان 1 دقیقه در خط



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

دمای محیط، بور از آهن پس زده شده و با دیگر عناصر آلیاژی موجود در فولاد خصوصاً کروم واکنش می دهد. همین امر سبب ایجاد رسوبات فاز ثانویه و نهایتاً ایجاد منطقه متأثر از نفوذ می گردد. پورانوری و همکارانش [33] عنوان کرده اند که رسوبات شکل گرفته در منطقه متأثر از نفوذ می توانند دارای مورفولوژی های متفاوتی از جمله موفولوژی تکه ای درشت، تکه ای ریز، سوزنی شکل و مرزدانه ای پیوسته و یا زنجیری باشند. با توجه به شکل (2) می توان گفت که در منطقه متأثر از نفوذ سمت فلزپایه فولادی انواع مختلفی از رسوبات با مورفولوژی های تکه ای ریز، تکه ای درشت و مرزدانه ای پیوسته ایجاد شده اند. در خصوص رسوبات ایجاد شده در مرزدانه ها می توان گفت که مرز دانه ها به دلیل ساختار کریستالی بازی که دارند، مسیرهای نفوذ سریع اتمی می باشند. بنابراین نفوذ عنصر کاهنده نقطه ذوب از لایه میانی به فلزپایه می تواند از طریق مرزدانه ها انجام شود. بنابراین غلظت عامل کاهنده نقطه ذوب در مرز دانه ها افزایش یافته و با عناصر آلیاژی موجود در مرز دانه ها واکنش داده و باعث ایجاد رسوبات فاز ثانویه در مرزدانه ها می شود.

BNi-3 عنوان نمودند که در منطقه انجمادی هم دما محلول جامد پایه نیکلی ایجاد شده است. همان گونه که عنوان شد انجماد هم دما با نفوذ عنصر بور از سمت لایه میانی مذاب به سمت مواد پایه انجام می شود. نفوذ این عنصر به مواد پایه باعث ایجاد تغییرات در فصل مشترک منطقه انجمادی هم دما و مواد پایه شده و مناطق متأثر از نفوذ ایجاد می گردند. علامت مشخصه این مناطق حضور رسوبات فاز ثانویه می باشد [33, 34]. این رسوبات در مرزدانه نیز شکل می گیرند زیرا مرزدانه ها مسیرهای نفوذ سریع عناصر هستند [35].

منطقه متأثر از نفوذ سمت فلزپایه فولاد 316L در شکل (2) مشخص می باشد. این منطقه در امتداد فصل مشترک فلزپایه فولادی و منطقه انجمادی هم دما قابل مشاهده است. همچنین در این تصویر مشخص است که در مرز دانه ها نیز ترکیبات فاز ثانویه رسوب کرده اند. عنصر بور از لایه میانی به فلزپایه فولادی نفوذ می کند. با توجه به نمودار فازی آهن-بور، حد حلالیت بور در عنصر آهن با کاهش دما کاهش می یابد [36]. بنابراین با سرد شدن مجموعه اتصالی از دمای انجام فرایند تا

جدول 2- نتایج آنالیز SEM/EDS فازهای تشکیل شده در مناطق علامت گذاری شده در شکل 2.

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

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

3-2- بررسی اثر زمان

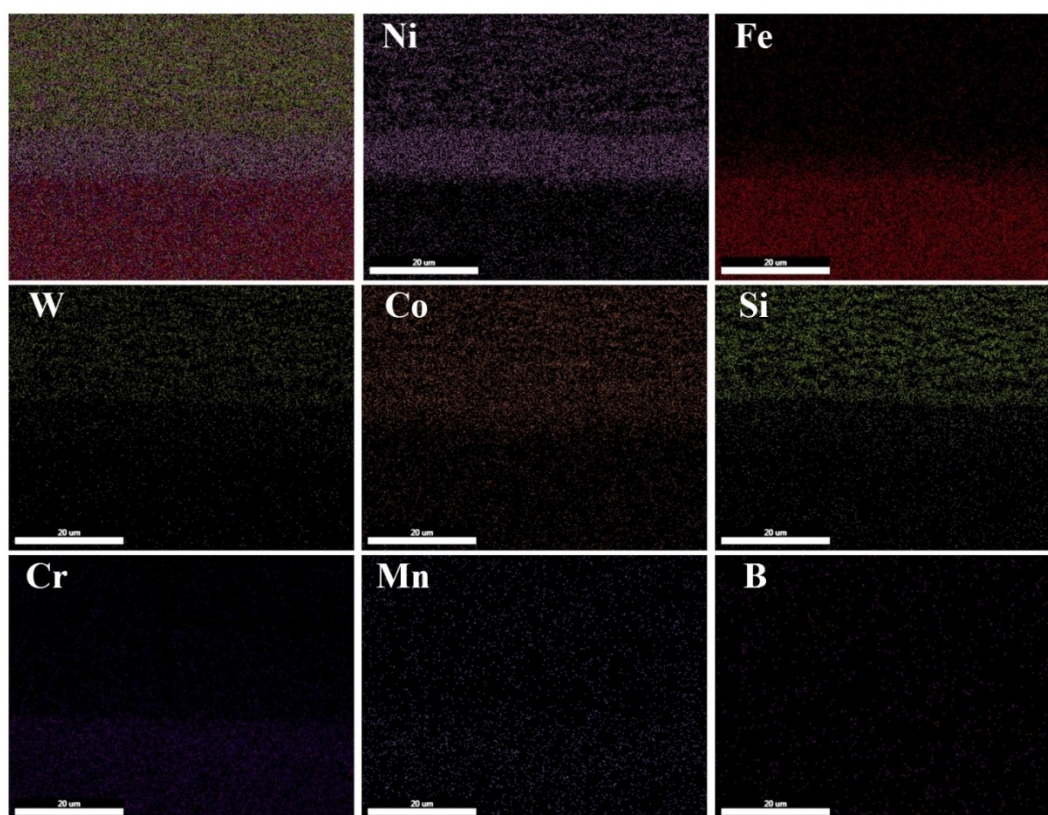
به منظور بررسی اثر زمان بر خواص و ریزساختار اتصالات ایجاد شده در دمای 1050 درجه سانتی‌گراد، علاوه بر زمان 1 دقیقه، اتصالاتی در زمان‌های 15 و 30 دقیقه نیز ایجاد شدند. در شکل (4) تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از اتصالات ایجاد شده در دمای 1050 درجه سانتی‌گراد و زمان‌های 15 و 30 دقیقه با استفاده از لایه میانی 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 (2 و 4) 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 مواد پایه 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 مشخص شده‌اند، گزارش

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 فلز پایه فولادی تشکیل شده‌اند. یوان و همکارانش [37] نیز در اتصال فولاد زنگ‌نزن دوفازی با استفاده از فرایند فاز مایع گذار و لایه میانی 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.

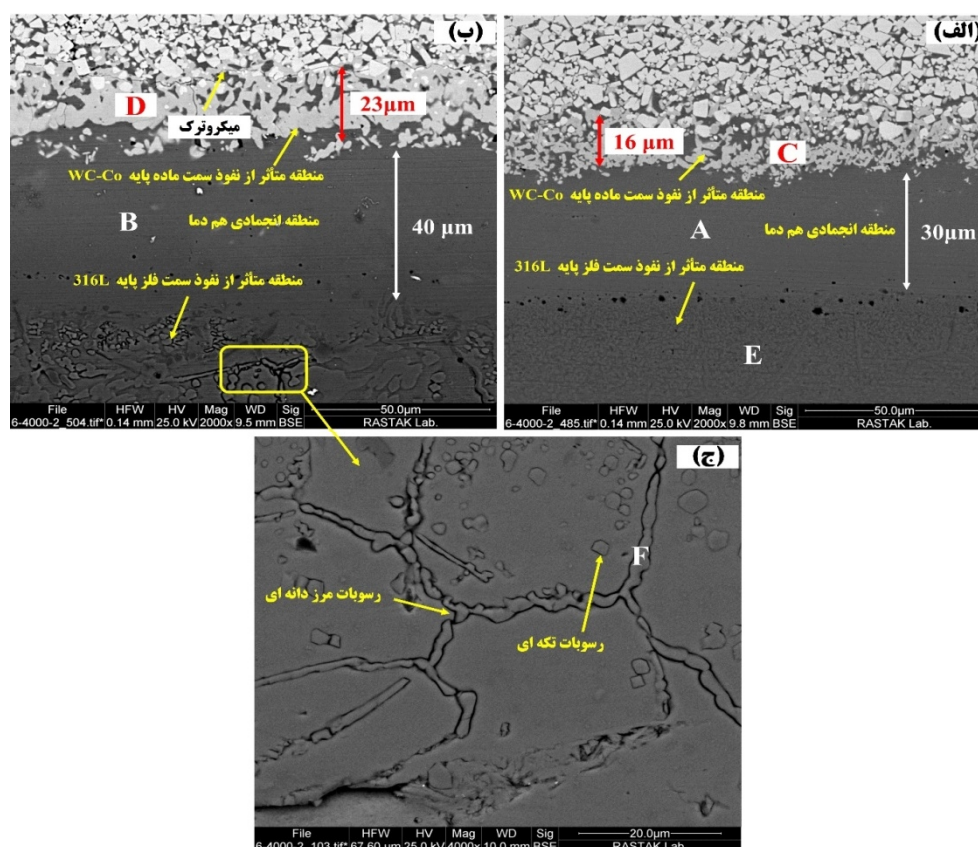
همان‌گونه که در شکل (2) مشخص است منطقه متأثر از نفوذ سمت ماده پایه WC-Co به صورت یک نوار باریک خاکستری رنگ با عرض تقریبی 6 میکرومتر در فصل مشترک منطقه انجمادی هم‌دما و ماده پایه WC-Co ایجاد شده است. با توجه به آنالیز ترکیب شیمیایی این منطقه که در جدول (2) گزارش شده است (نقطه E) می‌توان گفت که ترکیب ایجاد 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 لایه میانی ترکیبی Ni/Cu-Zn تشکیل فاز η را در فصل مشترک ماده پایه WC-Co و منطقه اتصال گزارش نمودند.



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

وضوح قابل مشاهده می‌باشند. همان‌گونه که مشخص است با افزایش زمان انجام فرایند عرض منطقه متأثر از نفوذ سمت ماده پایه WC-Co افزایش پیدا 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 لایه میانی مسی توسط زیدآبادی و همکارانش نیز گزارش شده است [11].

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 هم‌دمای 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 هم‌دمای 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 هم‌دمای توسط نفوذ کنترل می‌گردد و زمان یکی از عوامل تأثیرگذار بر فرایند نفوذ است، بنابراین غلظت عناصر آلیاژی در منطقه انجمادی هم‌دمای که در ابتدا در لایه میانی 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 هم‌دمای و ماده پایه WC-Co به



شکل 4- تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی اتصالات ایجاد شده در دمای 1050 درجه سانتی گراد با استفاده با لایه میانی 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.

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 بوراید های کمپلکس به دلیل نفوذ بور از سمت لایه میانی 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.

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.

جدول 3- نتایج حاصل از آنالیز SEM/EDS مناطق مشخص شده در شکل 4.

نقطه	درصد اتمی عناصر									فاز پیشنهادی
	Si	B	C	Mn	W	Co	Cr	Ni	Fe	
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	۱۰/۹	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	بوراید های کمپلکس
F	۴۵/۶۹	۴/۴۷	۳۰/۲۵	۱/۲۷	۰/۷۴	۲/۱۵	۳/۳۴	۱۱/۰۴	۱۰۳/۱	بوراید های کمپلکس

3-3- اثر تغییر ضخامت لایه میانی

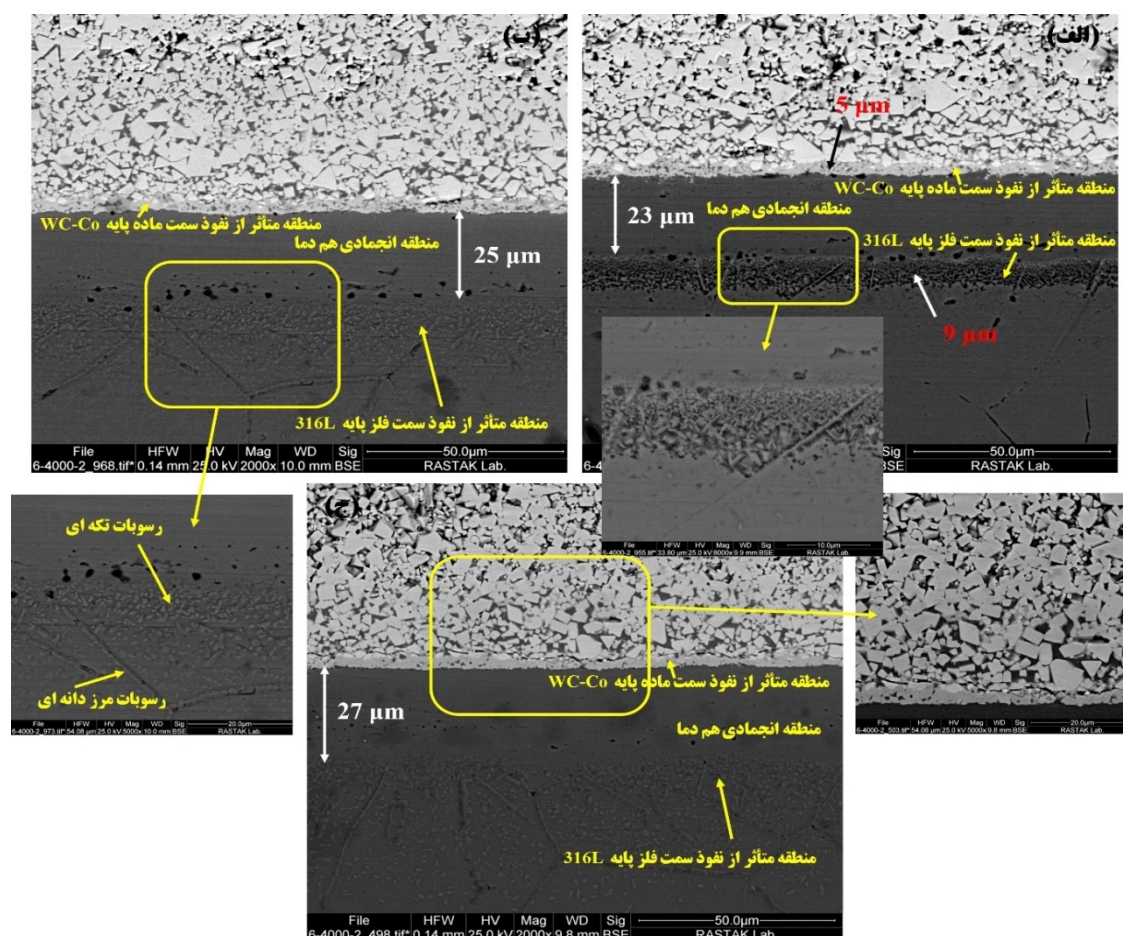
برای بررسی اثر تغییر ضخامت لایه میانی بر ریزساختار منطقه اتصال، اتصالاتی با استفاده از لایه میانی با ضخامت 25 میکرومتر در دمای 1050 درجه سانتی گراد و در زمان های 1، 15 و 30 دقیقه ایجاد شدند. در شکل (5) تصویر اتصالات ایجاد شده قابل مشاهده می باشد. همان گونه که در این تصاویر مشخص است پیوند مناسبی بین مواد پایه ایجاد شده است. با توجه به این تصاویر و مقایسه آن با شکل های (2 و 4) می توان دریافت که با کاهش ضخامت لایه میانی از 50 به 25 میکرومتر هیچ گونه تغییری در مناطق مختلف اتصال ایجاد نشده است و ناحیه اتصال شامل سه منطقه انجمادی هم دم، منطقه متأثر از نفوذ سمت ماده پایه WC-Co و منطقه متأثر از نفوذ سمت فلز پایه 316L می باشد. البته در وسعت مناطق مختلف تغییراتی ایجاد شده است.

با مقایسه شکل (5) با شکل های (2 و 4) مشخص است که در یک زمان ثابت با کاهش ضخامت لایه میانی از 50 میکرومتر به 25 میکرومتر عرض منطقه انجمادی هم دم نیز کاهش یافته است. به عنوان مثال عرض منطقه انجمادی هم دم در نمونه متصل شده در دمای 1050 درجه سانتی گراد در زمان 30 دقیقه با استفاده از لایه میانی با ضخامت 50 میکرومتر (شکل 4-ب) در حدود 40 میکرومتر بود. این در حالی است که عرض منطقه انجمادی هم دم در نمونه ایجاد شده در دمای 1050 درجه

سانتی گراد و در زمان 30 دقیقه با لایه میانی با ضخامت 25 میکرومتر (شکل 5-ج) در حدود 27 میکرومتر می باشد. دلیل این امر را می توان به حجم مذاب کمتر ایجاد شده در منطقه اتصال به دلیل کاهش ضخامت لایه میانی و همچنین انحلال کمتر مواد پایه در حجم مذاب کمتر نسبت داد. به طور کلی عنوان شده است که با کاهش ضخامت لایه میانی، حجم مذاب ایجاد شده در منطقه اتصال در فرایند فاز مایع گذرا کاهش یافته و همین امر باعث کاهش ضخامت منطقه انجمادی می گردد [39].

همچنین در شکل (5-الف) می توان به وضوح منطقه متأثر از نفوذ سمت فلز پایه فولای را مشاهده نمود. همان گونه 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 هم دم و فلز پایه 316L با ضخامت تقریبی 9 میکرومتر پدیدار شده است. این منطقه در نمونه های ایجاد شده در زمان های 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 سانتی گراد و زمان 1 دقیقه با استفاده از لایه میانی با ضخامت 25 میکرومتر و شکل (2) مربوط به نمونه متصل شده



شکل 5- تصویری از اتصالات ایجاد شده در دمای 1050 درجه سانتی گراد با استفاده از لایه میانی BNI-2 با ضخامت 25 میکرومتر و در زمان‌های الف-1 دقیقه، ب- 15 دقیقه و ج- 30 دقیقه.

در دمای 1050 درجه سانتی گراد در زمان 1 دقیقه با استفاده از لایه میانی 25 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 متصل شده در زمان‌های 15 و 30 دقیقه (تصاویر 5-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 سانتی گراد و زمان 1 دقیقه با استفاده از لایه میانی 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 سانتی گراد و زمان 1 دقیقه با استفاده از لایه میانی با ضخامت 25 میکرومتر می‌باشد، باید عنوان کرد که عرض این دو منطقه تقریباً برابر بوده و تغییر ضخامت

در دمای 1050 درجه سانتی گراد در زمان 1 دقیقه با استفاده از لایه میانی با ضخامت 50 میکرومتر، می‌توان دریافت که عرض منطقه متأثر از نفوذ در نمونه متصل شده با لایه میانی با ضخامت 50 میکرومتر بسیار بیشتر از عرض منطقه متأثر از نفوذ نمونه متصل شده با استفاده از لایه میانی با ضخامت 25 میکرومتر می‌باشد. دلیل این امر را می‌توان به میزان کمتر عامل کاهنده نقطه ذوب نفوذ کننده به فلز پایه فولادی نسبت داد. با کم شده ضخامت لایه میانی میزان عنصر بور موجود در لایه میانی 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 لایه میانی با ضخامت 25 میکرومتر شده است. در شکل (5-الف) به وضوح منطقه متأثر از نفوذ سمت ماده پایه WC-Co در اتصال ایجاد شده

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].

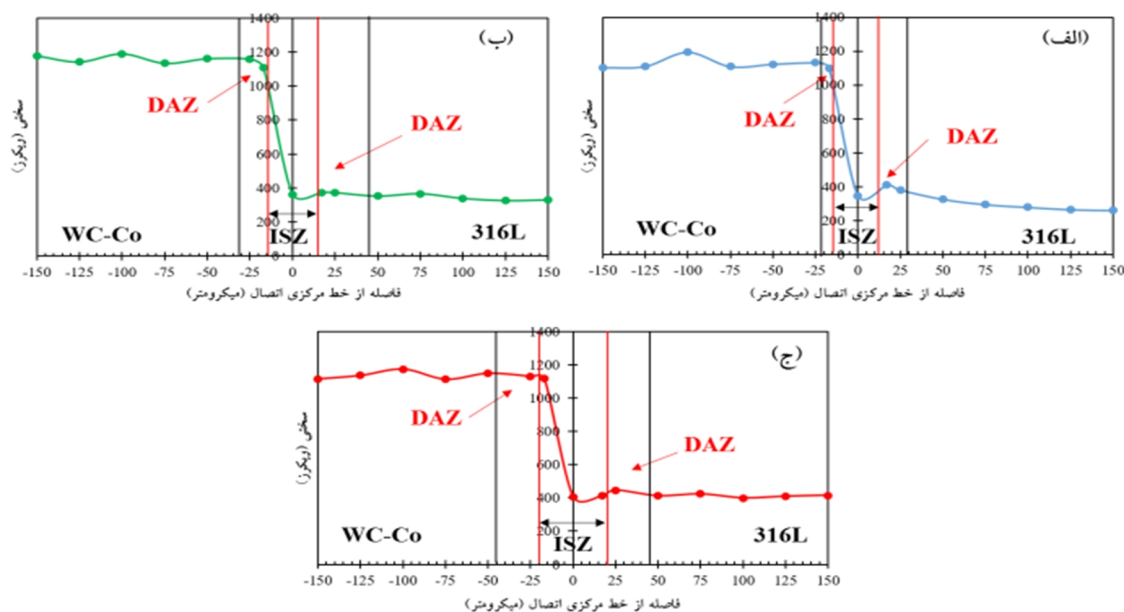
اما همان‌گونه که در شکل (6) مشخص است، با عبور از منطقه متأثر از نفوذ سمت ماده پایه WC-Co و وارد شدن به منطقه انجمادی هم‌دمای یک شیب شدید در نمودار سختی در هر سه نمونه ایجاد شده است. با توجه به پروفیل سختی مربوط به اتصال ایجاد شده در زمان 1 دقیقه (شکل 6-الف) مشخص است سختی منطقه انجمادی هم‌دمای که براساس 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 هم‌دمای نفوذ و حضور عناصر آلیاژی از سمت مواد پایه به این منطقه می‌باشد که این عناصر می‌توانند باعث افزایش سختی منطقه انجمادی هم‌دمای 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. بر همین اساس است که سختی منطقه انجمادی هم‌دمای 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 هم‌دمای 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 هم‌دمای 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 هم‌دمای 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

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 کاربرد تنگستن دلیل اصلی ایجاد فاز آتا می‌باشد. تجزیه کاربرد 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 آتا 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 آتا 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



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.

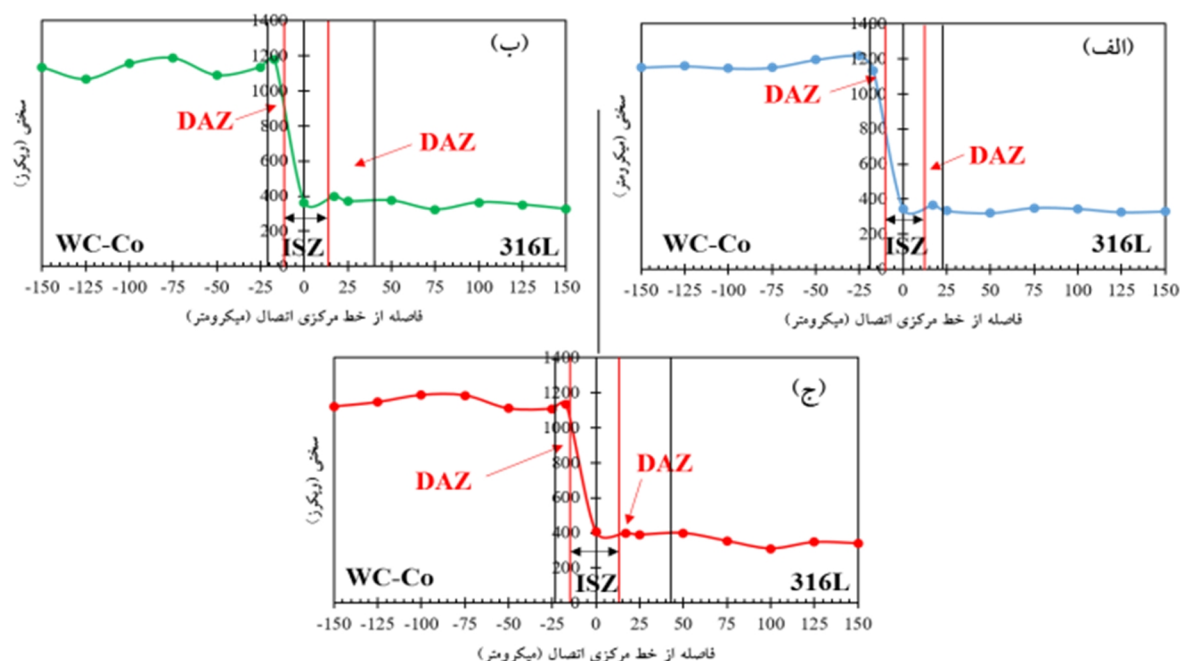
15 و 30 دقیقه که در شکل (4) نشان داده شده است، مشخص است که با افزایش زمان انجام فرایند به دلیل افزایش نرخ نفوذ و عمق نفوذ بیشتر، از حجم ترکیبات فاز ثانویه ایجاد شده کاسته شده و این ترکیبات به محدوده وسیع‌تری گسترش یافته و بنابراین وسعت منطقه متأثر از نفوذ سمت ماده پایه فولادی افزایش یافته است، لذا با 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

شده است. همین موضوع سبب افزایش سختی منطقه انجمادی هم‌دم با افزایش زمان انجام فرایند شده است. چنین روندی در افزایش سختی منطقه انجمادی هم‌دم با افزایش زمان توسط بهارزاده و همکارانش [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 هم‌دم 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 هم‌دم و فلز پایه فولادی شده است.

همان‌گونه که در شکل (6-ب و 6-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 ریزساختاری مربوط به نمونه‌های متصل شده در زمان‌های

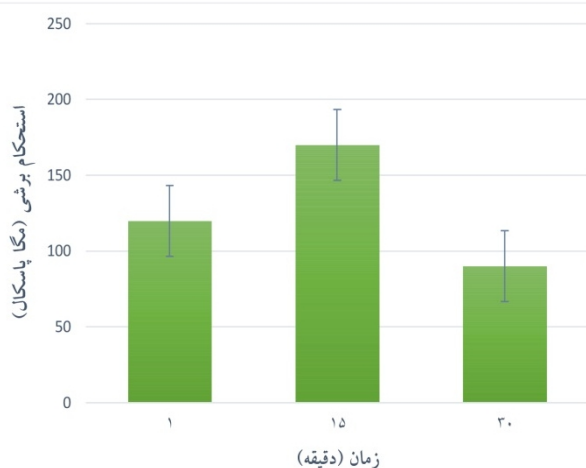


شکل 7- نمودار سختی برای اتصالات ایجاد شده در دمای 1050 درجه سانتی گراد با استفاده از لایه میانی BNi-2 با ضخامت 25 میکرومتر در زمان‌های الف - 1 دقیقه، ب - 15 دقیقه و ج - 30 دقیقه.

به دلیل عدم تطابق فازی در فصل مشترک منطقه متأثر از نفوذ سمت ماده پایه WC-Co و منطقه انجمادی هم‌دمای 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 هم‌دمای به 30 میکرومتر افزایش پیدا کرده است. این افزایش عرض منطقه انجمادی هم‌دمای 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 سانتی گراد با استفاده

به ماده پایه WC-Co و منطقه متأثر از نفوذ آن می‌باشد. دلیل مشابهت روند تغییرات سختی در نمونه‌های ایجاد شده با لایه میانی با ضخامت 25 میکرومتر با اتصالات ایجاد شده با لایه میانی با ضخامت 50 میکرومتر را می‌توان به عدم تغییرات فازی در مناطق مختلف با تغییر ضخامت لایه میانی نسبت داد. در شکل (8) نمودار استحکام کششی-برشی اتصالات ایجاد شده در دمای 1050 درجه سانتی گراد با استفاده از لایه میانی 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

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 ضخامت 50 میکرومتر در زمان 15 دقیقه (شکل 4-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.

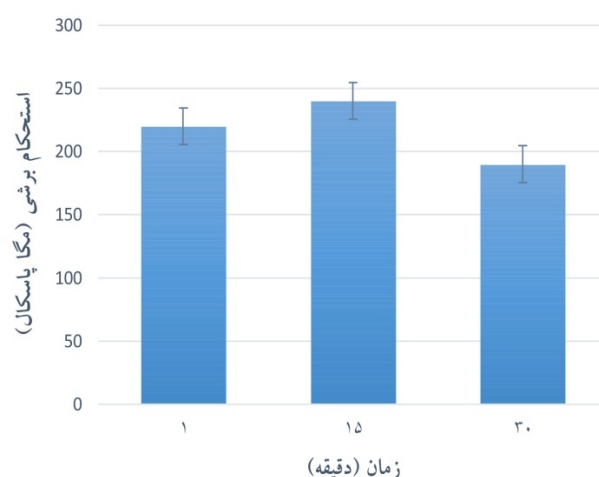


شکل 9- استحکام کششی-برشی اتصالات ایجاد شده در دمای 1050 درجه سانتی‌گراد با استفاده از لایه میانی BNi-2 با ضخامت 25 میکرومتر در زمان‌های مختلف.

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

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.



شکل 8- استحکام کششی-برشی اتصالات ایجاد شده در دمای 1050 درجه سانتی‌گراد با استفاده از لایه میانی BNi-2 با ضخامت 50 میکرومتر در زمان‌های 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

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. Omid, 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. Rahimpour, Effect of gap size on microstructure of transient liquid phase

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 هم‌دم 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 هم‌دم در تمامی نمونه‌ها فاز محلول جامد پایه نیکلی مشاهده شد. همچنین فاز آتا 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 هم‌دم در خط مرکزی اتصال و منطقه متأثر از نفوذ سمت ماده پایه WC-Co و 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 هم‌دم 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

between microstructure and mechanical properties of TiAl/Ti2AlNb joint brazed using Ti-27Co eutectic filler metal, *Materials & Design* 121 (2017) 176-184.

28-A. AlHaza, 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. Mosallae, 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.% SiCp Composite 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