

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

Volume 10, Number 1, 2024



6

The effect of bonding time on the microstructure and mechanical properties of WC-Co/Cu/St52 dissimilar joints by TLP

H. Zeidabadinejad, M. Rafiei*, I. Ebrahimzadeh, M. Omidi, F. Naeimi

Advanced Materials Research Center, Department of Materials Engineering, Najafabad Branch, Islamic Azad University, Najafabad, Iran.

Received 13 May 2024 ; Accepted 1 July 2024

Abstract

In this research, the transient liquid phase bonding of St52 carbon steel to WC-Co cermet using a copper interlayer with 50 µm thickness was done. For this purpose, samples were jointed to each other at a constant temperature of 1100 °C and bonding times of 1, 15, 30, and 45 min. The microstructure of the joints was examined using an optical microscope and scanning electron microscope equipped with energy-dispersive X-ray spectroscopy. XRD analysis was also used to investigate the effect of bonding on the phase changes of the bonding area. Microhardness and tensile shear tests were also conducted to study the mechanical properties of the samples. Microstructural investigations showed the formation of three different zones including isothermal and athermal solidification zones and DAZ in the WC-Co base material side, which determine the characteristics of the samples. The isothermal solidification zone contained a Fe-rich solid solution and the athermal solidification zone contained a Cu-rich solid solution. η phase was not formed in the DAZ of WC-Co cermet at bonding times of 1 and 15 min. This phase was formed in the DAZ of WC-Co cermet by increasing the bonding time to 30 and 45 min. The microhardness studies showed that all samples had the same trend. Maximum microhardness was 1100 HV which was related to WC-Co base cermet and the lowest microhardness was about 220 HV which was related to steel base metal. Also, the maximum tensile-shear strength of the bonded samples was about 180 MPa for a bonded sample at a bonding time of 15 min, which was due to the increase in the volume fraction of iron-rich solid solution, as well as proper microstructural continuity and the presence of an optimal amount of copper-rich phase in the microstructure.

Keywords: Transient liquid phase, St52, WC-Co, Microstructure, Shear tensile strength. *Corresponding Author: M. Rafiei, <u>m.rafiei@pmt.iaun.ac.ir</u>

علوم وفناوري جوسكاري ايران



تاثیر زمان اتصال بر ریزساختار و خواص مکانیکی اتصال غیرمشابه WC-Co/Cu/St52 با روش اتصالدهی فاز مایع گذرا

حامد زیدآبادی نژاد، مهدی رفیعی ^{*} ایمان ابراهیم زاده، مهدی امیدی، فرید نعیمی مرکز تحقیقات مواد پیشرفته، دانشکده مهندسی مواد، واحد نجف آباد، دانشگاه آزاد اسلامی، نجف آباد، ایران.

دريافت مقاله: 1403/02/24 ؛ پذيرش مقاله: 1403/04/11

چکیدہ

در این پژوهش اتصال فاز مایع گذرای فولاد ساده کربنیSt52 به سرمت کاربید تنگستن - کبالت با استفاده از لایه میانی مس با ضخامت 50 میکرومتر مورد بررسی قرار گرفت. برای این منظور نمونههایی در دمای 1000 درجه سانتی گراد و زمانهای نگهداری 1، 15، 30 و 45 دقیقه به یکدیگر متصل شدند. ریزساختار اتصالات ایجاد شده با استفاده از میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی مجهز به سیستم آنالیز تفکیک انرژی بررسی شد. همچنین برای بررسی اثر اتصال بر تغییرات فازی ناحیه اتصال از آنالیز پراش پرتو ایکس استفاده شد. آزمایش های ریزسختی سنجی و تنش کششی برشی نیز جهت مطالعه خواص مکانیکی روی نمونهها انجام شدند. بررسیهای ریزساختاری میکنند. منطقه مختلف انجمادی همدما و غیرهمدما و منطقه متأثر از نفوذ سمت ماده پایه OC-C وجود دارد که ویژگی نمونهها را تعیین میکنند. منطقه انجماد همدما حاوی محلول جامد غنی از آهن و منطقه انجماد غیرهمدما حاوی فاز محلول جامد غنی از مس بود. در منطقه متأثر از نفوذ سمت سرمت OC-C در زمانهای 1 و 15 دقیقه فاز η ایجاد نگردید در حالی که با افزایش زمان اتصال به 30 و نبود و نهایتا حداکثر از نفوذ سمت سرمت OC-C در زمانهای 1 و 15 دقیقه فاز η ایجاد نگردید در حالی که با افزایش زمان اتصال به 30 و نه و نهایتا حداکثر سختی معاقه متأثر از نفوذ سمت سرمت OC-C تشکیل شد. پروفیل ریز سختی برای تمامی نمونهها دارای یک روند بود و حداکثر صحتی مربوط به سرمت VC-C به میزان 1000 ویکرز و کمترین سختی مربوط به فلزپایه فولادی و حدود 200 ویکرز بود. حمی محلول جامد غنی از آهن و همچنین پیوستگی ریزساختاری مناسب و وجود مقدار بهینه فاز غنی از مس در ریزساختار باست.

> كلمات كلیدی: اتصال فاز مایع گذرا، فولاد St52، سرمت WC-Co، ریزساختار، خواص مكانیكی. 🐼 * نویسنده مسئول، پست الكترونیكی: مهدی رفیعی، <u>m.rafiei@pmt.iaun.ac.ir</u>

1- م*قد*مه

سیستمهای جدید کاری با شرایط سخت نیاز به ترکیبی از مواد با ماهیتهای مختلف دارند که مونتاژ و اتصال آنها به یکدیگر چالش برانگیز میباشد. در این میان اتصال سرامیکها و سرمتها به آلیاژهای فلزی باعث ترکیب خواص این دو دسته از مواد یعنی سختی، مقاومت به سایش و حرارت سرامیکها و

سرمتها و چقرمگی و انعطاف پذیری فلزات می گردد. کاربید تنگستن-کبالت (WC-Co) نوعی از کاربیدهای سمانته است که از مقادیر مختلف کاربید تنگستن در زمینه بایندر کبالت تشکیل شده است. کاربید تنگستن منجر به استحکام و مقاومت به سایش بالا و کبالت منجر به انعطاف پذیری و چقرمگی مناسب این سرمتها می شوند [1, 2].

Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2025-04-19

البته باید عنوان کرد به دلیل گران و ترد بودن، کاربرد این سرمتها با محدودیتهایی مواجه شده است. یک راهحل برای غلبه بر این مشکلات، اتصال این گروه از کاربیدهای سمانته به فلزات از جمله فولادها مى باشد [2]. از فرايندهاى اتصال مختلفي نظير اتصال نفوذي [3]، جوشكاري اصطكاكي اغتشاشي [4]، پرتو ليزر [5]، پرتو الكتروني [6] و لحيمكاري [7] جهت اتصال سرمت WC-Co به گریدهای مختلف فولادی استفاده شده است. ژیانگ و همکاران اتصال WC-8Co به فولاد کربنی 1045 را با فلز پرکننده مس خالص و آلیاژ Ag-28Cu به روش لحیم کاری در خلا بررسی نمودند. آنها گزارش دادند که هنگام استفاده از آلیاژ پرکننده Ag-28Cu زاویه ترشوندگی کاهش یافت. همچنین مقدار ریزسختی در WC-8Co و نیز در مجاورت فصل مشترک WC-8Co و لایه واسطه در مقایسه با سختی WC-8Co اولیه کاهش یافت. در هر دو اتصال، شکست در لايه واسطه اتفاق افتاد و از نوع شكست نرم بود. با اين حال مقدار استحکام برشی متوسط هنگام استفاده از فلزپرکننده Cu حدود 172 مگاپاسکال و هنگام استفاده از آلیاژ پرکننده Ag-28Cu حدود 136 مگاپاسکال بدست آمد [7].

لی و همکارانش جهت جلوگیری از ایجاد فاز شکنند، η و درشت شدن ذرات WC، تاثیر ترکیب Cr_3C_2 بر ریز ساختار و خواص مکانیکی اتصال بین فولاد ابزار و سرمت WC-Co را به روش لحیمکاری سخت مورد مطالعه قرار دادند. آنها دریافتند که افزایش غلظت ترکیب Cr_3C_2 در سرمت WC-Co به صورت موثر از تشکیل فاز η و رشد دانههای WC در نزدیکی لایه فصل مشترک، حتی در زمانهای طولانی لحیمکاری جلوگیری میکند. در زمانهای لحیمکاری طولانی تر از 3/6 کیلو ثانیه حتی در نیم درصد وزنی ترکیب Cr_3C_2 ، کاربید Cr_7C_3 در لایه فصل مشترک رسوب کرد. این کاربید تاثیر مخربی روی استحکام برشی ناحیه اتصال گذاشت [8].

Ag کاوا و همکارانش تاثیر افزودن Ni و Co به فلزپرکننده Ag جهت اتصال WC-Co و فولاد زنگنزن مارتنزیتی را به روش الحیمکاری بررسی کردند. آنها دریافتند که با اضافه نمودن Ni و Co به فلزپرکننده، استحکام اتصال افزایش یافت. بالاترین

استحکام هنگام استفاده از ترکیب ONi-0/5Co بدست آمد. استحکام اتصال بسیار وابسته به عدم حل شدن Co از ترکیب WC-Co و ورود آن به فلزپرکننده و نفوذ Fe از فولاد زنگ نزن و ورود آن به ناحیه اتصال بود. تهی شدن یک ناحیه از Co در سرمت WC-Co منجر به کاهش استحکام اتصال شد [9].

او تند-فینول و همکارانش از فرایند اتصال اصطکاکی-اغتشاشی جهت ایجاد اتصال غیرمشابه آلیاژ WC-12C0 و فولاد استفاده نمودند. اثر ابزار سایش به دلیل نحوه پیکربندی اتصال و همچنین نفوذ ابزار، فقط به فلزپایه فولادی محدود شد و لذا این موضوع باعث ایجاد تغییرات فازی در فولاد گردید و فازهای مختلفی مانند مارتنزیت، بینیت، فریت ویدمناشتاتن و پرلیت در منطقه اتصال شناسایی شدند. همچنین در فصل مشترک اتصال، نفوذ متقابل آهن و کبالت به دلیل افزایش دما و همچنین تغییر شکل شدید، فعال گردید که این فعل و انفعالات اتمی سبب ایجاد محلول جامد در منطقه اتصال و تقویت پیوند سطحی مواد پایه شد [4].

چن و همکارانش ریزساختار و خواص اتصالات لحیمکاری WC-Co/3Cr13 با استفاده از یک لایه نیکلی آبکاری شده روی لايهمياني Cu-38 Zn را مورد بررسي قرار دادند. آنها روى لايهمياني مس-روى يک لايه نيکلي آبکاري نمودند. در اين مطالعه اثر تغییر دما و زمان بر ریزساختار اتصالات ایجاد شده بررسی و مشخص شد که با افزایش دمای لحیمکاری، به وضوح عرض منطقه انجمادی کاهش یافته و اندازه دانه محلول جامد آستنیتی به طور همزمان افزایش مییابد. آنها بیان کردند که بر اساس نمای کلی اتصالات میتوان به راحتی متوجه شد که محلول جامد آستنیت ابتدا در فصل مشترک WC-Co/ لايهمياني مذاب جوانهزني كرده و سپس به سمت فلزپايه فولادی شروع به رشد کرده و تبدیل به کریستالهای ستونی می شود. وجود حفرات و سطح ناهموار ماده پایه WC-Co به علت حضور WC باعث جوانهزنی راحت تر فاز مذاب در این منطقه شد [10]. همچنین محققین متعددی از مس و آلیاژهای آن برای اتصال WC-Co به فولاد و فولاد به فولاد استفاده

کردهاند. مس خالص و آلیاژهای مس باعث تشکیل محلول جامد در منطقه انجماد میشوند. وجود محلول جامد غنی از مس شکل پذیری فلزجوش و خواص مکانیکی را بهبود میدهد [7, 13-10].

یکی از فرایندهایی که میتواند جهت اتصال WC-CO به فولاد به منظور کاهش چالشهای ذکر شده در اتصال این دو ماده مورد استفاده قرار گیرد، فرایند اتصال فاز مایع گذرا میباشد. فرایند اتصال فاز مایع گذرا به دلیل توانایی ایجاد اتصال با استحکام بالا بین مواد با ترکیب شیمیایی و خواص مکانیکی متفاوت یک انتخاب بسیار مناسب میباشد. در فرایند اتصال فاز مایع گذرا از یک لایهمیانی (فلزخالص یا آلیاژ) نازک جهت اتصال استفاده میشود.

با ذوب این لایه میانی و فعل و انفعالاتی که در درز اتصال رخ می دهد، موادپایه به یکدیگر متصل می شوند. از بزرگترین چالش ها در بحث اتصال مواد غیر مشابه عدم استحکام مکانیکی کافی اتصال ایجاد شده می باشد. در این گونه اتصالات به دلیل ترکیب شیمیایی متفاوت مواد پایه و عدم تطابق ضریب انبساط حرارتی آن ها، تنش های پسماند در موضع اتصال ایجاد شده که سبب کاهش استحکام اتصال می گردد. 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.

با توجه به مطالعات صورت گرفته درخصوص اتصال انواع مختلف سرمتهای WC-Co به گریدهای مختلف فولاد، مشخص شد اطلاعات محدودی در مورد اتصال این دو ماده با استفاده از فرایند فاز مایع گذرا وجود دارد. بنابراین هدف اصلی از انجام این تحقیق استفاده و گسترش فرایند اتصال فاز مایع گذرا در اتصال کاربید تنگستن -کبالت به فولاد با استفاده از لایه میانی مس و بررسی خواص این اتصال می باشد.

2-مواد و روش تحقیق

در این پژوهش، نمونههای فولاد ساده کربنی St52 و سـرمت WC-10Co با ابعاد mm 5×10×10 توسط فرایند اتصال فاز مایع گذرا با استفاده از لایه میانی مس با ضخامت 50 میکرومتر

به یکدیگر متصل شدند. ترکیب شیمیایی لایه میانی و مواد پایه در جدول (1) ارائه شده است. برای تعیین ترکیب شیمیاییSt52 از روش طیفسنجی نشر جرقه (SES) استفاده شد و برای تعیین ترکیب شیمیایی WC-Co

از اطلاعات ارائه شده توسط شرکت توسعه آهن و فولاد گل گهر سیرجان استفاده گردید. برای انجام فرایند اتصال، سطح تماس نمونهها با استفاده از کاغذ سنباده کاربید سیلیسیم تا شماره 1000 سمبادهزنی و سپس پولیش شد. سپس نمونهها در حمام استون به مدت 15 دقیقه در دستگاه التراسونیک شستشو داده شدند. در نهایت لایه میانی مس بین دو نمونه فولاد ساده داده شدند. در نهایت لایه میانی مس بین دو نمونه فولاد ساده کربنی 25 St و سرمت WC-10Co/Cu/St52 ایجاد گردید. جهت تاصالی به صورت WC-10Co/Cu/St52 ایجاد گردید. جهت ثابت نگه داشتن مجموعه و همچنین اعمال فشار به آن مطابق شکل(1) از یک فیکسچر استفاده گردید. فرایند اتصال در کوره خلأ و در دمای 1000 درجه سانتی گراد و در زمانهای نگهداری 1، 15، 30 و 45 دقیقه انجام شد.



شکل 1- طرحی از فیکسچر مورد استفاده جهت ثابت نگاه داشتن و تحت فشار قرار دادن مجموعه اتصال .

نرخ گرمایش کوره جهت رسیدن از دمای محیط به دمای اتصال C/min انتخاب گردید. پس از انجام عملیات اتصال، مقاطع عرضی از نمونه ها به صورت عمود بر سطح اتصال با استفاده از کاغذ سنباده کاربید سیلیسیم از شماره 120 تا شماره 3000 سمباده زنی و سپس توسط محلول Al₂O₃ پولیش شدند، متالو گرافی مطابق استاندارد ASTM E3 انجام شد و نمونه ها با محلول MNO3-20% methanol اچ شدند.

	Fe	Cu	WC	C	Mn	S	Р	Si	Co
Cu	-	Bal	-	-	-	-	-	-	-
Stor	Bal	-	•/•1	•/١٣	١	•/•1	•/• 1	•/•1	-
WC-Co	-	-	Bal	-	-	-	-	-	١.

جدول 1- ترکیب شیمیایی فلز پایه و پرکننده برحسب درصد وزنی.

دما می باشد. پس جهت اطمینان از ذوب کامل لایه میانی مس در حین عملیات اتصال، دمای انجام عملیات اتصال با استفاده از لایه میانی مس بالاتر از 1068 درجه سانتی گراد انتخاب شد.



3-نتايج و بحث

در شکل (3) تصویر میکروسکوپ نوری از اتصال ایجاد شده در دمای 1100 درجه سانتی گراد در مدت زمان نگهداری یک دقیقه با استفاده از لایه میانی مس با ضخامت 50 میکرومتر قابل مشاهده میباشد. همان گونه که در این تصویر مشخص است یک اتصال سالم و بدون عیب در اثر انجام فرایند، ایجاد شده و در فصل مشترک موادپایه و لایه میانی مسی هیچ گونه ناپیوستگی مشاهده نمی شود. عدم حضور عیوب در منطقه اتصال از این نظر مهم است که حضور این عیوب به شدت بر استحکام برشی اتصالات فاز مایع گذرا اثر گذار میباشد.

در شکل(4) تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از ریزساختار اتصال مذکور با جزئیات بیشتر قابل مشاهده میباشد. با توجه به ریزساختار ناحیه اتصال میتوان مشاهده از میکروسکوپ نوری Olympuse مدل BX50 و میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل FEI ESEMQUANTA 200 مجهز به سیستم آنالیز تفکیک انرژی برای مطالعات ریزساختاری استفاده شد.

همچنین از آنالیز پراش پرتو ایکس (XRD, Philips X'pert pro) جهت بررسی تغییرات فازی در مقطع اتصال استفاده گردید. جهت بررسی خواص مکانیکی اتصالات ایجاد شده نیز از آزمایش ریزسختی سنجی مطابق استاندارد ASTM E384 و همچنین آزمایش استحکام کششی برشی مطابق استاندارد ممچنین آزمایش استحکام کششی برشی مطابق استاندارد شد. جهت بررسی نحوه شکست نمونهها نیز پس از انجام آزمایش استحکام کششی برشی، عملیات شکست نگاری روی سطح شکست انجام گردید. در این پژوهش جهت ارائه عدد مربوط به عرض مناطق انجمادی غیرهمدما در زمانهای مختلف، عرض تعداد زیادی از این جزایر منفرد (مناطق انجمادی غیرهمدما) اندازه گیری و میانگین آن به عنوان عرض منطقه انجمادی غیر همدما گزارش گردید.

در پژوهش حاضر شناسایی رفتار لایه میانی با افزایش دما، با روش آنالیز حرارتی همزمان و با استفاده از دستگاه آنالیز حرارتی NTEZSCH مدل STA 499 F3 Jupiter انجام شد. آزمایش در محدوده دمایی 20 تا 1100 درجه سانتی گراد انجام گرفت. اتمسفر مورد استفاده آرگون بود و نرخ گرمایش نمونه نیز 10 درجه سانتی گراد بر دقیقه انتخاب شد. یک قرص آلومینایی نیز به عنوان نمونه شاهد استفاده گردید.

پیکهای مربوط به آنالیز حرارتی لایه میانی مس مورد استفاده در این پژوهش در شکل(2) نشان داده شده است. همانگونه که در شکل مشخص است پیک گرماگیر مشخص شده در دمای 1068 درجه سانتیگراد بیان کننده ذوب لایهمیانی مس در این

مود که در اثر انجام اتصال یک منطقه انجمادی متشکل از دو فاز کاملاً متمایز در این ناحیه ایجاد شده است.



شکل 3- تصویر میکروسکوپ نوری از اتصال ایجاد شده در دمای 1100 درجه سانتیگراد و زمان نگهداری یک دقیقه با استفاده از لایه میانی مس.

این ناحیه به دلیل ذوب و انجماد لایه میانی مسی ایجاد شده و به همین دلیل میتوان این ناحیه را ناحیه انجمادی درنظر گرفت. با افزایش دما و رسیدن دما به نقطه ذوب مس، لایه میانی ذوب شده و مذاب ایجاد شده با فازهای جامد اطراف (مواد پایه) به تعادل میرسد. این تعادل به دلیل نفوذ متقابل عناصر موجود در ناحیه اتصال و همچنین حل شدن فازهای جامد در فاز مذاب به وجود میآید. پس از برقرای تعادل و اتمام زمان نگهداری فاز مذاب شروع به انجماد کرده و ساختار انجمادی قابل مشاهده در شکل (4) ایجاد میگردد. این دو فاز با حروف A و B در شکل (4) قابل مشاهده می باشند. به وضوح امتداد فصل مشترک سرمت پایه OD-W و منطقه انجمادی قرار گرفته است. مورفولوژی این فاز به صورت ستونی می باشد. این ساختار ستونی از سمت سرمت پایه OD-W شروع شده و تا نزدیکی فلزپایه فولادی ادامه پیدا کرده است.

بنابراین می توان بیان نمود که جوانه زنی این فاز روی سرمت پایه WC-Co انجام شده است. رشد این جوانهها نیز در جهت عمود به این سرمت و به سمت فلزپایه آهنی صورت گرفته و باعث تشکیل کریستالهای ستونی شده است. در جدول(2)، آنالیز EDS فازهای A و B ارائه شده است.

همانگونه که مشخص است فاز A غنی از عنصر آهن و حاوی کبالت میباشد. نقشه آنالیز عنصری ارائه شده در شکل (5) نیز بیان میکند که فاز A غنی از عناصری نظیر آهن و کبالت میباشد. همانگونه که در شکل (5) مشخص میباشد پراکندگی عناصر موجود در فاز A به صورت کاملاً یکنواخت میباشد و هیچگونه تجمع عنصری در نقشه آنالیز عنصری قابل مشاهده نیست.

آنالیز عنصری خطی شکل(6)، مربوط به مسیر نشان داده شده در شکل (4) نیز تایید می کند که با حرکت از سمت ماده پایه WC-Co و وارد شدن به منطقه انجمادی و فاز A، غلظت عناصر مختلف مخصوصا آهن به شدت افزایش یافته و فاز A غنی از عنصر آهن می باشد. غلظت عنصر کبالت نیز با ورود به این منطقه افزایش یافته است. لذا با توجه به مورفولوژی و همچنین نحوه توزیع عناصر در این فاز، میتوان پیشنهاد داد که این فاز یک محلول جامد آهن آستنیتی میباشد. با توجه به اينكه لايه مياني، فلز مس خالص است، بنابراين حضور آهن و كبالت در منطقه انجمادي را مي توان به انحلال مواد پايه در لايه میانی مذاب و همچنین نفوذ متقابل عناصر بین لایه میانی و مواد یایه حین افزایش دما نسبت داد. همانگونه که در شکل (4) مشخص است، فاز B نیز تقریباً به صورت منقطع در بین ستونهای فاز A قرار گرفته است. نتیجه آنالیز عنصری نقطهای این فاز در جدول(2) گزارش شده است. نتیجه آنالیز نشان میدهد که این فاز غنی از عنصر مس میباشد. با توجه به آنالیز نقشه عنصری و همچنین آنالیز عنصری خطی که در شکل های (5 و 6) نشان داده شدهاند، مشخص است که این فاز غنی از عنصر مس میباشد. عنصر آهن نیز یکی دیگر از عناصر موجود در این فاز غنی از مس است. کلیه عناصر موجود در این فاز نیز به صورت کاملاً یکنواخت در سرتاسر این فاز پراکنده شدهاند. لذا با توجه به مورفولوژی این فاز و همچنین نحوه پراکندگی عناصر میتوان عنوان کرد که فاز مذکور یک محلول جامد غنی از مس است. مشابه چنین ریزساختاری توسط چن و همکارانش در اتصال فاز مایع گذرای WC-Co به فولاد 3Cr13 با استفاده از لايهمياني 62Cu-38Zn نيز گزارش شده است [10].



شکل 4- تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از اتصال ایجاد شده در دمای 1100 درجه سانتیگراد و زمان نگهداری یک دقیقه با استفاده از لایه میانی مس.

نقطه		فازپیشنهادی						
	Fe	Cu	Со	W	Mn	Si	C	
A	VV/1A	۸/۲۲	17/.9	•/٢•	• /٨٤	•/27	•/• \	γ -Fe. SS
В	٤/٥٣	٨٨/•٤	٤/٢٣	•/٩٩	1/0/	•/01	•/17	Cu. SS
С	۳۸/۲۹	٤/٢٥	٤٤/٤٢	11/42	• /٧•	•/٤٨	•/•٢	Fe-Co. SS
D	۹۳/۸۰	1/07	1/07	•/0٨	1/47	•/٦٢	•/•0	Fe. SS

جدول2- أناليز EDS نقاط مشخص شده در شكل 4 (درصد اتمی)

با توجه به نتایج آنالیز نقاط C و D که در جدول(2) ارائه شده است، مشخص است که مقداری عنصر مس از سمت لایه میانی به مواد پایه نفوذ کرده است. همچنین مقداری آهن با نفوذ به لایه میانی مس و عبور از آن به ماده پایه WC-Co وارد شده است. با این وجود باید عنوان نمود که با توجه به نمودارهای فازی دوتایی فازی مس-آهن و همچنین مس-کبالت و آهن-كبالت [16-18] و نيز قوانين هيوم-روتاري، عدم تشكيل ترکیبات بین فلزی در اثر نفوذ متقابل عناصر مواد پایه و مس در یکدیگر به دلیل عدم تمایل به تشکیل ترکیبات بین فلزی بین عناصر آهن، کبالت و مس بوده و تنها فاز تشکیل شده در اثر نفوذ این عناصر، محلول جامد می باشد. بهارزاده و همکارانش نيز در اتصال فاز مايع گذاري غيرمشابه IN X-750 به فولاد زنگنزن دوفازی 2205 گزارش نمودند که در فلزیایه اینکونلی، به دلیل میزان کم نفوذ بور از سمت لایه میانی در منطقه متأثر از نفوذ سمت فلز پايه اينكونلى هيچگونه تركيب بين فلزى مشاهده نشد و فقط یک محلول جامد در اثر نفوذ دیگر عناصر

نکته مهمی که باید به آن اشاره نمود این است که در اتصالات ایجاد شده توسط فرایند اتصال فاز مایع گذرا در اثر نفوذ عناصر خصوصاً عناصر کاهنده نقطه ذوب به مواد پایه، مناطقی تحت عنوان مناطق متأثر از نفوذ در ناحیه اتصال ایجاد می گردد. مکانیزم ایجاد این مناطق، نفوذ عوامل کاهنده نقطه ذوب به فلزات پایه و واکنش این عوامل با عناصر موجود در فلزات پایه در حین سرد شدن و تشکیل ترکیبات بین فلزی می باشد. دلیل ایجاد این ترکیبات بین فلزی در منطقه متأثر از نفوذ کاهش حد حلالیت عنصر کاهنده نقطه ذوب با کاهش دما در عنصر اصلی فلز پایه است [14, 15].

با توجه به نمودارهای فازی دوتایی مس -آهن و همچنین مس -کبالت و آهن -کبالت [16-18]، می توان مشاهده نمود که هیچ گونه ترکیب بین فلزی در نمودارهای فازی آنها وجود نداشته و تنها در دماهای متفاوت و درصدهای مختلف عناصر، محلولهای جامد در موقعیتهای مختلف نمودارهای فازی وجود دارند [19].

نقطه		فاز بیشنهادی						
	Fe	Cu	Co	W	Mn	Si	C	
Α	٧٩/٠٧	٦/٧٢	17/70	۰/۳۰	• /٨٥	•/YV	•/12	γ-Fe. SS
В	۱۲/۸۷	17/21	۲/٤٦	•/01	1/29	•/27		Cu. SS
С	V0/Y0	٨/٤٣	12/7.	•/0V	١/٢٠	• /٣٥		γ-Fe. SS
D	٧/٧٣	۸٦/٢٤	1/49	• /VA	۱/۷۳	١/٦٣		Cu. SS
Е	۲۳/۸۱	۲/۲٦	Y1/1V	287/87	1/21	٧/٩٢	· _ · · ·	η Phase
F	٧٨/٣٤	V/VV	11/77	•/٦٦	1/17	•/00		γ-Fe. SS
G	٧/٥٨	AV/+0	1/A1	1/1٣	1/7/	• /٧٦		Cu. SS
Н	72/00	1/1•	TT/VE	٤١/٨١	1/1•	٨/٧٠		η Phase

جدول3- آنالیز EDS نقاط مشخص شده روی شکل 7



شکل 5- نقشه آنالیز عنصری از منطقه اتصال ایجاد شده در دمای 1050 درجه سانتی گراد و زمان نگهداری یک دقیقه.

نظیر سیلیسیم در این ناحیه شکل گرفت [14, 20]. با افزایش دما و رسیدن به نقطه ذوب مس، لایه میانی مس در دمای 1068 درجه سانتی گراد ذوب می گردد. با افزایش بیشتر دما و رسیدن به دمای اتصال و با گذشت زمان، یک تعادل ترمودینامیکی بین موادپایه و فاز مذاب برقرار می گردد. این تعادل ترمودینامیکی براساس انحلال مواد پایه در فاز مذاب و بر اساس نمودارهای فازی ایجاد می شود. پس از برقراری تعادل ترمودینامیکی، نفوذ متقابل عناصر از سمت مواد پایه به فازمذاب و بالعکس شروع می گردد. تحت چنین شرایطی، مس

سمت فاز مذاب به مواد پایه نفوذ کرده و آهن و کبالت نیز از سمت موادپایه به فاز مذاب نفوذ میکنند. فصل مشترک مذاب/ماده پایه WC-Co یک فصل مشترک مسطح نبوده و به دلیل حضور کاربید تنگستن فصل مشترکی دارای خلل و فرج فراوان میباشد. همچنین به دلیل اختلاف کم شعاع اتمی آهن و کبالت و برابری الکترونگاتیویته آنها، آهن و کبالت تمایل دارند تا در یکدیگر حل شده و محلول جامد ایجاد نمایند. این دو مورد سبب میشود تا در فصل مشترک فاز مذاب/WC-Co،



نقطه		فاز پیشنهادی						
	Fe	Cu	Со	W	Mn	Si	С	
А	V٣/٣٢	۱۰/۰٥	1 8/AV	•/07	•/٩٩	•/٢٥		γ -Fe. S.S
В	V/۸٦	٣/٩٦	٤/٣٠	77/79	٣/٧٩	١٣/٤٠	1/77	WC-Co

پایان زمان نگهداری و انجماد کامل فاز مذاب انجام میشود. لذا به این نوع مکانیزم انجماد، مکانیزم انحلال و رسوبگذاری می گویند. مشابه این مکانیزم برای اولین بار توسط یوشیدا و اهمورادر فرايند اتصالغيرمشابه فولادهاي ساده كربني با استفاده از لایه میانی مس ارائه شد [21]. پس از اتمام زمان نگهداری، مذاب باقیمانده غنی از مس در بین ساختار ستونی، با کاهش دما و رسیدن به نقطه ذوب تعادلی، به صورت غیرهمدما منجمد می گردد. بنابراین می توان این منطقه را منطقه انجمادی غیرهمدما درنظر گرفت. مهمترین عواملی که میزان نفوذ یک عنصر را تعیین میکند، شعاع اتمی، چگالی و دمای ذوب عنصر است. ساختار كريستالي عناصر و آلياژها بر ميزان نفوذ آنها تأثير می گذارد، به طوری که اتمها در ساختارهای بازتر سریعتر نفوذ میکنند. همچنین اتمهای کوچکتر به دلیل انرژی فعالسازی كمتر، نرخ نفوذ سريعترى دارند. شعاع اتمى كبالت 1/25، شعاع اتمی آهن 1/26 و شعاع اتمی مس 1/28 آنگستروم میباشد. با توجه به اندازه شعاع اتمی و اختلاف کم شعاع اتمی عناصر مذکور، هر سه عنصر به صورت جانشینی در شبکه یکدیگر نفوذ مي كنند [22]. جامد غنی از آهن حاوی کبالت در خلل و فرج موجود در فصل مشترک مذاب/WC-Co جوانهزنی نماید. در این حالت آهن با کبالت به تعادل رسیده و یک تحت انجماد ترکیبی ایجاد شده و در دمای 1100 درجه سانتی گراد محلول جامد غنی از آهن منجمد می شود. به عبارت سادهتر می توان گفت محلول جامد غنی از آهن ایجاد شده دارای دمای ذوب بالاتر از 1100 درجه سانتی گراد بوده و با توجه به اینکه اتصال در دمای ثابت 1100 درجه سانتی گراد انجام می شود، لذا محلول جامد ایجاد شده به سرعت منجمد می گردد. این بدان معنا است که بدون ایجاد گرادیان دمایی، انجماد رخ داده و بنابراین می توان گفت محلول جامد غنی از آهن به صورت همدما منجمد شده است. پس می توان این منطقه را منطقه انجمادی همدما درنظر گرفت. نکتهای که باید به آن اشاره نمود این است که با انجماد محلول جامد غنی از آهن، تعادل بین فاز مذاب و جامد بهم خورده و این موضوع سبب انحلال مجدد ماده پایه فولادی جهت برقراری مجدد تعادل بین فازهای مذاب و جامد می شود. با رسوب مجدد عنصر آهن، رشد فاز جامد اتفاق افتاده و مجدداً آهن در فاز مذاب باقیمانده حل شده و این فرایـند تـــا



شکل 7- تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از اتصالات ایجاد شده در دمای 1100 درجه سانتیگراد و در زمانهای نگهداری الف-15 دقیقه، ب-30 دقیقه، ج- 30 دقیقه، د- 45 دقیقه و ه- آنالیز پراش پرتو ایکس مربوط به شکل (7-ج)

3-1- بررسی اثر تغییر زمان نگهداری بر ریزساختار اتصال تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از اتصالات ایجاد شده در زمانهای 15، 30 و 45 دقیقه در شکل(7) نشان داده شده است. با توجه به این تصاویر مشخص است که اتصالات ایجاد شده در این زمانها عاری از هرگونه عیب میباشد. همچنین مشخص است که ابعاد مناطق مختلف نیز در اثر تغییر در زمان انجام اتصال دچار تغییراتی شده است.

همانطور که در این تصاویر مشخص است، با افزایش زمان اتصال، وسعت منطقه انجمادی همدما افزایش یافته و به تناسب آن وسعت منطقه انجمادی غیرهمدما کاهش یافته است. این امر بیان کننده آن است که افزایش زمان سبب پیشرفت انجماد همدما شده است. با توجه به اشکال(4 و 7) مشخص است با افزایش زمان نگهداری، ساختار ستونی پیوسته رشد کرده و باعث انقباض و کوچکتر شدن مناطق انجمادی غیرهمدما شده

است و همانگونه که در شکل (7-د) مشخص است در زمان نگهداری 45 دقیقه مناطق انجمادی غیرهمدما تقریباً ناپدید شدهاند. پس می توان عنوان نمود که با افزایش زمان نگهداری، ساختار ستونی از سمت ماده پایه WC-Co به سمت ماده پایه فولادی رشد کرده و نهایتاً به آن بر خورد نموده است.

دلیل رشد این ساختار ستونی با افزایش زمان نگهداری، انحلال بیشتر عنصر آهن در مذاب باقیمانده و رسوب آن روی ساختارهای ستونی قبلی میباشد. در همین حال با پیشرفت انجماد همدما، حجم مذاب باقیمانده غنی از مس نیز به دلیل افزایش زمان و نفوذ بیشتر مس به داخل ماده پایه آهنی، در بین این ساختار ستونی مرتباً کاهش یافته و لذا منطقه انجمادی غیرهمدما نیز با گذشت زمان دچار انقباض شده است. در شکل(8) تغییرات عرضی مناطق انجماد هم دما و غیرهم دمای اتصالات ایجاد شده در دمای 1100 درجه سانتی گراد و در زمانهای یک تا 45 دقیقه نشان داده شده است.

همانگونه که در شکل(8) و با توجه به شکل های(4 و7) مشخص است، با افزایش زمان از 1 به 15 دقیقه عرض منطقه انجمادی غیر همدما از حدود 16 به 12 میکرومتر کاهش پیدا کرده است و در نهایت عرض ناحیه غیر همدما در زمان 45 دقیقه به حدود 8 میکرومتر میرسد. [23]. بیان شده است که در فرایند اتصال فاز مایع گذرا عرض منطقه انجمادی غیرهمدما با ریشه دوم زمان نسبت عکس دارد.



شکل8- تغییرات عرضی مناطق انجمادی هم دما و غیرهم دما در دمای 1100 درجه سانتیگراد و در زمانهای مختلف.

در شکل (9) نمودار تغییرات وسعت منطقه انجمادی غیرهم دما به صورت تابعی از ریشه دوم زمان رسم شده است. همانگونه که مشاهده می گردد، عرض این منطقه با افزایش زمان کاهش پیدا کرده است. مشابه چنین ارتباطی توسط یوان و همکارانش [24] در مورد اتصال فاز مایع گذرای فولادهای زنگ نزن دوفازی با استفاده از دو لایههای میانی مختلف پایه نیکلی، نیز گزارش شده است. ری و همکارانش [25] نیز چنین ارتباطی را در اتصال مشابه فاز مایع گذار فولاد زنگ نزن دوفازی با استفاده از لایه میانی 2-BNI گزارش نمودند.

در جدول(3) نتایج آنالیز نقاط مشخص شده روی شکل(7) قابل مشاهده می باشد. همان گونه که از نتایج آنالیز مشخص است هیچ گونه تغییر فازی در ناحیه انجمادی رخ نداده و با افزایش زمان در ناحیه انجمادی هنوز دو فاز محلول جامد غنی از آهن و محلول جامد غنی از مس حضور داشته و فقط میزان این فازها با افزایش زمان دچار تغییر شده است.



کل9 -نمودار تغییرات وسعت منطقه انجمادی غیرهم دما به صورت تابعی از ریشه دوم زمان

با توجه به تصاویر ریزساختاری مربوط به اتصالات ایجاد شده در دمای ثابت 1100 درجه سانتی گراد و در زمان نگهداری 30 دقیقه که در شکل (7-ب) نشان داده شده است، مشخص است که یک منطقه با رنگ کرمی تیره در امتداد فصل مشترک ماده پایه CO-OW و لایه میانی شکل گرفته است که این منطقه در اتصالات ایجاد شده در زمانهای 1 و 15 دقیقه قابل مشاهده نمی باشد. این منطقه در شکل (7-ج) با علامت E مشخص شده

است که براساس آنالیز EDS که در جدول(3) گزارش شده است و نیز آنالیز پراش پرتو ایکس شکل(7-ه)، می توان عنوان کرد که ترکیب بین فلزی Fe₃W₃C) η درمنطقه متأثر از نفوذ سمت ماده پایه WC-Co تشکیل شده است. در مورد مکانیزم ایجاد ترکیب بین فلزی η باید عنوان نمود که حضور کربن آزاد جهت تشکیل این فاز بسیار مهم میباشد. فقدان کربن آزاد در سیستم سبب عدم تشکیل این فاز می شود. در سرمت WC-Co به طور متوسط در حدود 6/12 درصد وزنی کربن حضور دارد که مقادیر بیشتر یا کمتر آن سبب ایجاد کربن آزاد در سیستم می شود. حال اگر شرایط ایجاد اتصال از نظر انتخاب دما و زمان به گونهای باشد که امکان تجزیه WC فراهم گردد، کربن آزاد در سیستم ایجاد می شود. با توجه به اندازه کوچک اتم کربن، این عنصر از نفوذیذیری بالایی برخوردار بوده و پس از ایجاد، به دیگر مناطق نفوذ می کند. این امر سبب فقدان کربن در ناحیه تجزیه کاربید تنگستن شده و شرایط جهت تشکیل فاز η فراهم می گردد [3, 26]. باید عنوان کرد که در دمای 1100 درجه سانتی گراد، زمان های 1 و 15 دقیقه جهت تجزیه WC و ایجاد کربن آزاد در سیستم اتصالی و نیز نفوذ آهن به فصل مشترک اتصال ناکافی بودهاند. اما افزایش زمان اتصال از 15 به 30 و 45 دقیقه سبب تجزیه WC شده و باعث حضور کربن آزاد و نيز نفوذ آهن در سيستم اتصال شده است. همين موضوع سبب شده تا در زمانهای 30 و 45 دقیقه یک نوار باریک از فاز η در فصل مشترک سرمت پایه WC-Co و لایهمیانی، ایجاد شده و منطقه متأثر از نفوذ در ناحیه اتصال تشکیل گردد. با توجه به شکل (7-ب) و (7-ج) می توان مشاهده نمود که عرض منطقه متأثر از نفوذ از 6 به حدود 9 میکرومتر با افزایش زمان از 30 به 45 دقيقه به دليل نفوذ عميقتر عناصري مانند آهن و كبالت به فصل مشترک ناحیه اتصال و سرمت پایه WC-Co افزایش یافته است. به دلیل تفاوت شدید در ضریب انبساط حرارتی بین منطقه انجمادی و سرمت پایه WC-Co، تنشهای پسماند در فصل مشترک این دو ناحیه ایجاد می شوند. علاوه براین، افزایش زمان نگهداری باعث نفوذ بیشتر کبالت از سمت منطقه متأثر از نفوذ فلز پایه WC-Co به منطقه انجمادی می شود.

کبالت موجود در کاربیدهای سمانته وظیفه ایجاد انعطاف پذیری و شکل پذیری مناسب در این مواد را بر عهده دارد. بنابراین، با نفوذ بیشتر کبالت با افزایش زمان نگهداری، اتصالات ایجاد شده در زمانهای نگهداری 30 و 45 دقیقه انعطاف پذیری کمتری نسبت به اتصالات ایجاد شده در زمانهای نگهداری 1 و 15 دقیقه نشان میدهند. این کاهش انعطاف پذیری همراه با وجود تنشهای پسماند، باعث ایجاد ترکهایی در فصل مشترک منطقه متأثر از نفوذ ایجاد شده در زمان نگهداری 30 و 45 دقیقه شده است. مشابه چنین ترکهایی در منطقه متأثر از نفوذ توسط دیگر محققین نیز در اتصال غیرمشابه CO-ON به انواع مختلف آلیاژهای فولادی گزارش شده است [27, 28].

2-3- خواص مکانیکی 2-3- ریزسختی

در شکل (10) پروفیل ریزسختی منطقه اتصال ایجاد شده با استفاده از لایه میانی مس در دمای 1100 درجه سانتی گراد و در زمانهای 1، 15، 30 و 45 دقیقه نشان داده شده است. پروفیل سختی ایجاد شده منعکس کننده خواص مکانیکی اتصال ایجاد شده می باشد. همانگونه که در این شکل مشخص است، در همه اتصالات یک روند کاهش سختی از سمت سرمت پایه WC-Co به سمت خط مرکزی اتصال مشاهده می شود. سپس تغییرات سختی تقریباً به صورت یکنواخت به سمت فاز پایه فولادی ادامه پیدا می کند.



Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2025-04-19]

نقطه		فاز ييشنهادي						
	Fe	Cu	Со	W	Mn	Si	С	
Α	88/10	۲۰/۷۱	۱۱/۲۰	•/78	1/14	• / • ١		γ-Fe. S.S
В	74/49	٣/٢۵	۲۰/۳۷	41/80	١/٢٨	9/78	٣/٢٢	η phase

جدول5- آنالیز EDS نقاط مشخص شدہ روی شکل 14

حضور این عناصر آلیاژی سبب افزایش سختی از طریق مکانیزم سخت گردانی محلول جامد می گردد. همان گونه که در شکل(10) قابل مشاهده می باشد، مشخص است که روند تغییرات سختی با افزایش زمان در دمای یک دمای ثابت تقریباً مشابه بوده و تغییرات شدید سختی در اثر تغییر در زمان نگهداری،مشاهدهنمی شود [12]. باتوجه به تصاویر ریزساختاری مربوط به اتصالات ایجاد شده در دمای 1100 درجه سانتی گراد در زمان های مختلف که در شکل های (4 و 7) نشان داده شده است و همچنین آنالیز فاز موجود در منطقه اتصال که در جداول (2و3) ارائه شدهاست مي توان عنوان نمود كه بر اثر تغییر در زمان اتصالات هیچگونه تغییر فازی در منطقه اتصال و فلزات پایه رخ نداده و همین موضوع سبب شده است که در يروفيل سختي نيز با تغيير زمان انجام فرايند تغيير خاصي ايجاد نگردد. همانگونه که بیان گردید تغییرات سختی در منطقه اتصال با تغییرات ریزساختاری در ارتباط بوده و بنابراین به دلیل عدم تغییرات ریزساختاری با افزایش زمان انجام فرایند تغییرات خاصی در عدد سختی مناطق مختلف مشاهده نمی شود. نکته دیگری که باید با توجه به تصاویر ریزساختاری نشان داده شده در شکل (7) و شکل های (4 و 10) به آن اشاره نمود این است که در فصل مشترک منطقه انجمادی ماده پایه/WC-Co منطقه متأثر از نفوذ قرار دارد. در فرایند فاز مایع گذرا معمولاً سختی این منطقه با سختی مواد پایه به دلیل ایجاد ترکیبات ترد بین فلزی متفاوت بوده و عدد سختی بالاتری را از خود نشان مىدهد [29, 30] . در تحقيق حاضر به دليل حضور كاربيد تنگستن در ماده پایه و سختی بالای ذاتی آن تفاوت سختی مشخصی بین منطقه متأثر از نفوذ که بر اساس آنالیز نقطهای ارائه شده در جدول(3) فاز η در آن حضور دارد، با ماده پایه WC-Co وجود نداشته و همین امر نیز باعث یکنواخت بودن پروفیل سختی در ماده پایه WC-Co گردیده است. البته باید

با توجه به پروفیل سختی ارائه شده، سختی سرمت پایه WC-Co به طور متوسط در حدود 1100 ویکرز می باشد. با حرکت از سمت ماده پایه WC-Co به سمت منطقه اتصال یک اختلاف و شیب شدید در میزان سختی مشاهده می گردد. این موضوع به دلیل وارد شدن از منطقه سرمت پایه WC-Co به منطقه انجمادی می باشد. سختی سرمت پایه WC-Co به دلیل حضور کاربید تنگستن به صورت ذاتی بالا بوده و همین دلیل سبب اختلاف بالای سختی بین سرمت پایه WC-Co و منطقه انجمادی است [27, 28]. همانگونه که بیان شد با ورود به منطقه انجمادی عدد سختی کاهش پیدا میکند. سختی منطقه انجمادى خصوصاً سختى منطقه انجمادى همدما بر اساس نفوذ عناصر آلیاژی از سمت فلزات پایه به این منطقه کنترل میگردد. با توجه به تصاویر ریزساختاری مربوط به این اتصال که در شکل (4) نشان داده شده است و همچنین آنالیز ترکیب شیمیایی این منطقه و براساس آنالیز نقطهای عنصری که نتیجه آن در جدول(2) گزارش شده است مشخص است عنصر اصلی آلیاژی موجود در این منطقه آهن بوده که عناصر دیگر نظیر کبالت و مس نیز در آن حل شدهاند. همانگونه که در شکل(10) مشخص است سختی در خط مرکزی اتصال در نمونه متصل شده در زمان یک دقیقه در حدود 280 ویکرز بود و با توجه به اینکه آهن به عنوان عنصر آلیاژی اصلی در این منطقه حضور دارد عدد سختی تقریباً برابر با عدد سختی مربوط به ماده پایه فولادی میباشد. به همین دلیل است که پروفیل سختی پس از عبور از سرمت پایه WC-Co و وارد شدن به منطقه انجمادی یک مسیر تقریباً یکنواختی را طی کرده و هیچگونه شیب و تغییر شدید در میزان سختی مشاهده نمی گردد. البته باید عنوان نمود که عدد سختی در منطقه انجمادی کمی بیشتر از ماده پایه فولادي بوده که دلیل این امر را مي توان به حضور عناصر آلیاژي بیشتر در منطقه انجمادی نسبت به فلز پایه فولادی نسبت داد.

عنوان نمود که این فاز یک فاز ترد و شکننده بوده و به دلیل فقدان کبالت در این منطقه که وظیفه ایجاد انعطافپذیری را دارد، این منطقه مستعد به ایجاد و اشاعه ترک میباشد.



شکل 11- تغییرات استحکام کششی-برشی مواد پایه و اتصالات ایجاد شده در دمای 1100 درجه سانتیگراد در زمانهای مختلف.

2-2-3 استحکام کششی-برشی

مقادیر استحکام کششی-برشی مواد پایه و نیز نمونههای متصل شده در دمای 1100 درجه سانتی گراد در زمان های نگهداری 1. 15، 30 و 45 دقيقه در شكل (11) نشان داده شده است. نتايج تحقیقات نشان داده است که در فرایند اتصال فاز مایع گذرا یک زمان نگهداری بهینه در هر دمای ثابتی وجود دارد که حداکثر استحكام كششى-برشى را فراهم مىكند [31]. براساس شکل (11)نمونههای متصل شده در زمانهای نگهداری 1 و 15 دقیقه به ترتیب حداقل و حداکثر استحکام کششی-برشی را از خود نشان دادند. با توجه به تصاویر ریزساختاری نشان داده شده در شکلهای (4 و 7) مشخص است که با افزایش زمان اتصال از 1 به 15 دقيقه، كسر حجمي فاز محلول جامد غني از آهن افزایش می یابد. علاوه بر این، ناپیوستگی های ناشی از انقباض انجمادی نیز با افزایش زمان از 1 به 15 دقیقه ناپدید شده است. بنابراین میتوان گفت که افزایش کسر حجمی فاز محلول جامد غنی از آهن و همچنین پیوستگی ریزساختاری دلیل افزایش استحکام اتصال با افزایش زمان نگهداری از 1 به 15 دقيقه بوده است. همانطور كه در تصاوير شكل 7 (ج) و (د) مشخص است، ساختار ستونی با افزایش زمان نگهداری به

30 و 45 دقيقه درشتتر شده است. همچنين کسر حجمي محلول جامد غنی از مس نیز با افزایش زمان از 15 به 30 و نهایتا به 45 دقیقه مرتباً کاهش یافته است. بیان شده است که وجود محلول جامد غنى از مس باعث افزايش شكل پذيرى فلزجوش ایجاد شده در ناحیه انجمادی گشته و همین موضوع می تواند اثر مثبتی بر استحکام کششی-برشی اتصالات ایجاد شده داشته باشد [10, 11]. همچنین همانگونه که در شکل (7-ج) مشخص است در اتصال ایجاد شده در زمان 30 دقیقه به دلیل تشکیل فاز ترد و شکننده η در منطقه متأثر از نفوذ سمت سرمت یایه WC-Co و حضور تنش های پسماند و کاهش میزان کبالت در این منطقه، ریزترکهایی در این منطقه ایجاد شده است. بنابراین سه عامل درشت شدن ریزساختار ستونی، وجود ریزترک در ناحیه متأثر از نفوذ و کاهش حجم محلول جامد غنی از مس باعث کاهش استحکام با افزایش زمان از 15 به 30 و 45 دقيقه شده است. بنابراين حداكثر استحكام کششی-برشی در اتصال ایجاد شده در دمای 1100 درجه سانتی گراد در زمان نگهداری 15 دقیقه به دست آمد که می توان آن را به ایجاد ریزساختار مناسب در کنار ایجاد مقدار بهینه فاز محلول جامد غنی از آهن و مس نسبت داد. با توجه به شکل(11) استحکام کششی-برشی همه نمونههای متصل شده در زمانهای نگهداری 1 تا 45 دقیقه از استحکام کششی-برشی مواد پايه كمتر مي باشد.



شکل 12- تصاویر سطح شکست نمونه متصل شده در دمای 1100 درجه سانتیگراد و زمان 15 دقیقه.

3-2-3- شكستنگارى

در شکل(12) تصاویر سطح مقطع شکست نمونه متصل شده در دمای 1100 درجه سانتی گراد و زمان 15 دقیقه با استفاده از لایه میانی مس نشان داده شده است. یک الگوی کلیواژ به همراه تغيير شكل پلاستيك در مقطع شكست قابل مشاهده مي باشد. الگوی کلیواژ مربوطه نشان دهنده شکست ترد بوده و تغییر شکل پلاستیک نیز نشان میدهد که شکست نرم در نمونه اتفاق افتاده است. این موضوع بیان میکند که در این نمونه شکست به صورت ترد-نرم اتفاق افتاده است. نتایج حاصل از آنالیز SEM/EDSاز نقاط مشخص شده در سطح شکست در شکل (12) در جدول (4) گزارش شده است. ترکیب شیمیایی نقطه A نشان میدهد که این منطقه غنی از عناصر آهن، کبالت و مس میباشد. بنابراین میتوان پیشنهاد داد که فاز موجود در این منطقه محلول جامد غنی از آهن میباشد. همچنین منطقه مشخص شده با علامت B نيز با توجه به آناليز انجام شده و همچنین تصاویر ریزساختاری، متعلق به ماده پایه WC-Co میباشد. برای تشخیص فازهایی که در سطح شکست حضور داشته و مشخص نمودن مسیر شکست، از آنالیز پراش پرتو ایکس نیز استفاده شد. نتیجه حاصل از این آنالیز در شکل(13) نشان داده شده است. براساس این آنالیز می توان گفت که در مسیر شکست محلول جامد غنی از آهن و سرمت WC-Co حضور دارند. بنابراین میتوان نتیجهگیری نمود که شکست در این نمونه از فصل مشترک منطقه انجمادی و ماده پایه WC-Co شروع شده و سپس به داخل نواحی اتصال گسترش پیدا کرده است. در شکل(14) سطح شکست نمونه متصل شده در دمای 1100 درجه سانتی گراد و زمان نگهداری 45 دقیقه قابل مشاهده میباشد. با توجه به ریزساختار منطقه شکست و آنالیز EDS نقاط مشخص شده روی آن میتوان عنوان نمود که شکست به صورت ترد-نرم و از منطقه متأثر از نفوذ سمت ماده پایه WC-Co اتفاق افتاده است. با توجه به تصویر ریزساختاری مربوط به این نمونه که در شکل(7-د) نشان داده شده است، منطقه متأثر از نفوذ سمت ماده پایه WC-Co حاوی فاز ترد و شکننده η است. به دلیل ماهیت ترد و شکننده فاز η فقدان

کبالت به عنوان بایندر، عدم تطابق ضریب انبساط حرارتی فازهای در تماس با یکدیگر و ایجاد تنشهای پسماند، شکست در این منطقه اتفاق افتاد. آنالیز عنصری نقاط مشخص شده در شکل(14) نیز در جدول(5) ارائه شده است. براساس آنالیز فازی انجام شده در سطح مقطع شکست میتوان نتیجه گیری نمود که شکست در این نمونه از منطقه متأثر از نفوذ سمت ماده پایه WC-Co صورت گرفته است. با توجه به موارد بیان شده، در ریزساختار این نمونه فاز ترد و شکننده η حضور دارد. فازهای بین فلزی ترد و شکننده مسیرهای مناسبی برای جوانهزنی، رشد و اشاعه ترک میباشند [26, 32, 33].







شکل 14- تصویر سطح شکست نمونه متصل شده در دمای 1100 درجه سانتیگراد و زمان نگهداری 45 دقیقه.

4- نتيجەگىرى

اتصال فاز مایع گذاری فولاد ساده کربنی St52 به سرمت WC-Co با استفاده از لایه میانی مس با ضخامت 50 میکرومتر Steel. Materials & Design (1980-2015), 2013. 46: p. 622-626.

2-Karimi, A., M. Adeli, and M. Soltanieh, Dissimilar joining of cemented carbide to low-carbon Steel via combuStion welding: Effect of process parameters on the interfacial microStructure and joint Strength. Journal of Manufacturing Processes, 2022. 77: p. 551-560.

3-Amirnasiri, A. and N. Parvin, Dissimilar diffusion brazing of WC-Co to AISI 4145 Steel using RBCuZn-D interlayer. Journal of Manufacturing Processes, 2017. 28: p. 82-93.

4-Avettand-Fenoel, M.-N., et al., Characterization of WC/12Co cermet–Steel dissimilar friction Stir welds. Journal of Manufacturing Processes, 2018. 31: p. 139-155.

5-Guimarães, B., et al., WC-Co/316L Stainless Steel joining by laser powder bed fusion for multi-material cutting tools manufacturing. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2023. 112: p. 106140.

6-Chen, G., et al., MicroStructure transformation and crack sensitivity of WC-Co/Steel joint welded by electron beam. Vacuum, 2017. 139: p. 26-32.

7-Zhang, X., et al., Vacuum brazing of WC-8Co cemented carbides to carbon Steel using pure Cu and Ag-28Cu as filler metal. Journal of Materials Engineering and Performance, 2017. 26: p. 488-494.

8-Lee, W.-B., B.-D. Kwon, and S.-B. Jung, Effects of Cr3C2 on the microStructure and mechanical properties of the brazed joints between WC–Co and carbon Steel. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2006. 24(3): p. 215-221.

9-Kaiwa, K., et al., Effects of Ni and Co additions to filler metals on Ag-brazed joints of cemented carbide and martensitic Stainless Steel. Advanced Materials Research, 2014. 922: p. 322-327.

10-Chen, H., et al., MicroStructure and properties of WC–Co/3Cr13 joints brazed using Ni electroplated interlayer. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2012. 33: p. 70-74.

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

12-Mohammadi, M. and A. Ekrami, MicroStructure and mechanical properties of pure Cu interlayer TLP joints of 304 Stainless Steel to dual phase Steel. Journal of Materials Processing Technology, 2020. 275: p. 116276.

13-Huang, B., et al., Effect of bonding temperature on

در دمای 1100 درجه سانتی گراد و زمانهای نگهداری 1، 15، 30 و 45 دقیقه مورد ارزیابی و بررسی قرار گرفت و نتایج زیر به دست آمد:

- براساس مشاهدات ریزساختاری در اثر انجام اتصال، سه منطقه انجمادی هم دما و غیرهمدما و منطقه متأثر از نفوذ سمت ماده پایه WC-Co ایجاد گردید. فازهای موجود در منطقه انجمادی، شامل محلول های جامد غنی از آهن و مس بودند که محلول جامد غنی از آهن به صورت همدما و محلول جامد غنی از مس به صورت غیرهمدما تشکیل شدند و مشخص گردید که عرض منطقه انجمادی غیرهمدما با ریشه دوم زمان نسبت عکس دارد.

- در زمانهای نگهداری 30 و 45 دقیقه در فصل مشترک -WC Co با ناحیه اتصال، فاز ترد و شکننده η که مستعد رشد و اشاعه ترک می باشد تشکیل شد که تاثیر منفی بر استحکام برشی اتصال داشت. در زمانهای نگهداری 1و 15 دقیقه فاز η در فصل مشترک WC-Co تشکیل نشد.

- پروفیل ریز سختی برای تمامی نمونهها دارای روند یکسانی بود و حداکثر سختی مربوط به سرمت پایه WC-Co به میزان 1100 ویکرز به دلیل وجود ذرات سخت WC و کمترین سختی مربوط به فلز پایه فولادی و حدود 220 ویکرز بود. عدد سختی در منطقه انجمادی کمی بیشتر از ماده پایه فولادی بود که دلیل این امر را میتوان به حضور عناصر آلیاژی بیشتر در منطقه انجمادی نسبت به فلزپایه فولادی نسبت داد. حضور این عناصر آلیاژی سبب افزایش سختی از طریق مکانیزم سخت گردانی محلول جامد شد.

- حداکثر استحکام کششی-برشی مربوط به نمونه متصل شده در زمان 15 دقیقه و حدود 180 مگاپاسکال بود که به دلیل افزایش در کسر حجمی محلول جامد غنی از آهن، پیوستگی ریزساختاری مناسب، وجود مقدار بهینه از فاز غنی از مس در ریزساختار و نیز عدم تشکیل فاز ترد و شکننده η در فصل مشترک بود.

منابع

1-Feng, K., et al., InveStigation on diffusion bonding of functionally graded WC-Co/Ni composite and Stainless

24-Yuan, X., M. Kim, and C. Kang, Effects of boron and silicon on microStructure and isothermal solidification during TLP bonding of a duplex Stainless Steel using two Ni–Si–B insert alloys. Materials Science and Technology, 2011. 27(7): p. 1191-1197.

25-Rhee, B., S. Roh, and D. Kim, Transient liquid phase bonding of nitrogen containing duplex Stainless Steel UNS S31803 using Ni-Cr-Fe-Si-B insert metal. Materials Transactions, 2003. 44(5): p. 1014-1023.

26-Chen, G., et al., Electron beam hybrid weldingbrazing of WC-Co/40Cr dissimilar materials. Ceramics International, 2019. 45(6): p. 7821-7829.

27-Li, H., et al., Effects of holding time on interface microStructure and element diffusion of WC-Co-Ni/Stainless Steel composites. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2022. 108: pp. 105951

28-Zheng, Z., et al., MicroStructures and mechanical properties of YG18 cemented carbide/40Cr Steel joints vacuum brazed using Ag–Cu–Ti filler metal. Vacuum, 2022. 204: p. 111323.

29-Dezfooli, M.S., M. Shamanian, and M.A. Golozar, The effect of bonding time on the microStructure and mechanical properties of dissimilar transient liquid phase bonding between UNS N08825 alloy and UNS S32750 super duplex Stainless Steel using the BNi-2 interlayer. Journal of Manufacturing Processes, 2021. 64: p. 464-472.

30-Naalchian, M., et al., Effect of subStrate's heat treatment on microStructure and mechanical properties TLP bonding of dissimilar X-45/FSX-414 cobalt based superalloys. Metals and Materials International, 2021. 27: p. 4657-4668.

31-Baharzadeh, E., et al., 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, 2021. 65: p. 721-730.

32-Li, S., et al., 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, 2022. 103: p. 105736.

33-Guo, Y., et al., Effect of temperature on the microStructure and bonding Strength of partial transient liquid phase bonded WC–Co/40Cr joints using Ti/Ni/Ti interlayers. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2015. 51: p. 250-257.

microStructure and properties of TLP joined Q355 Steel with Cu interlayer. Materials TeSting, 2024(0.(

14-Baharzadeh, E., et al., Properties of IN X-750/BNi-2/SAF 2205 joints formed by transient liquid phase bonding. Journal of Materials Processing Technology, 2019. 274: p. 116297.

15-Pouranvari, M., A. Ekrami, and A. Kokabi, MicroStructure development during transient liquid phase bonding of GTD-111 nickel-based superalloy. Journal of alloys and compounds, 2008. 461(1-2): p. 641-647.

16-Wang, C., et al., Thermodynamic database of the phase diagrams in Cu-Fe base ternary syStems. Journal of phase equilibria and diffusion, 2004. 25: p. 320-328.

17-Palumbo, M., S. Curiotto, and L. Battezzati, Thermodynamic analysis of the Stable and metaStable Co–Cu and Co–Cu–Fe phase diagrams. Calphad, 2006. 30(2): p. 171-178.

18-Colinet, C. and A. Antoni-Zdziobek, Alpha/Gamma equilibria in the Fe-Co phase diagram. JOM, 2000. 52(7): p. 26-28.

19-Atabaki, M.M., J.N. Watib, and J.B. Idris, Transient liquid phase diffusion bonding of Stainless Steel 304 using copper and aluminium filler interlayers. Metallurgical and Materials Engineering, 2012. 18(3): p. 177-186.

20-Jalali, A., et al., Transient liquid phase (TLP) bonding of Ti-6Al-4V/UNS 32750 super duplex Stainless Steel. Journal of Manufacturing Processes, 2018. 33: pp. 194-202.

21-Yoshida, T. and H. Ohmura, Dissolution and deposit of base metal in dissimilar carbon Steel brazing. Welding journal, 1980. 59(10): p. 278-282.

22-Nadermanesh, N., A. Azizi, and S. Manafi, Mechanical and microStructure property evaluation of diffusion bonding of 5083, 6061 and 7075 aluminium to AZ31 magnesium using Cu interlayer. Proceedings of the InStitution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture, 2021. 235(13): p. 2118-2131.

23-Norouzi, E., M. Atapour, and M. Shamanian, Effect of bonding time on the joint properties of transient liquid phase bonding between Ti--6Al--4V and AISI 304. Journal of Alloys and Compounds, 2017. 701: p. 335-341.