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

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

Volume 10, Number 1, 2024



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 ºC 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, m.rafiei@pmt.iaun.ac.ir

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-27]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.18]

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

نشریه علوم و فناوری جوشکاری ایران

jwsti.iut.ac.ir

سال دهم، شماره1، بهار و تابستان 1403



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.

دریافت مقاله: 1403/02/24 ؛ پذیرش مقاله: 1403/04/11

چکیده

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 1100 درجه سانتی‌گراد 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. آزمایش‌های ریزسختی سنجی و تنش کششی برشی نیز جهت مطالعه خواص مکانیکی روی نمونه‌ها انجام شدند. بررسی‌های ریزساختاری نشان داد، سه منطقه مختلف انجمادی هم‌دما و غیرهم‌دما و منطقه متأثر از نفوذ سمت ماده پایه WC-Co 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 WC-Co در زمان‌های 1 و 15 دقیقه فاز η ایجاد نگردید در حالی‌که با افزایش زمان اتصال به 30 و نهایتا 45 دقیقه فاز η در منطقه متأثر از نفوذ سمت سرمت WC-Co تشکیل شد. پروفیل ریز سختی برای تمامی نمونه‌ها دارای یک روند بود و حداکثر سختی مربوط به سرمت پایه WC-Co به میزان 1100 ویکرز و کمترین سختی مربوط به فلزپایه فولادی و حدود 220 ویکرز بود. همچنین 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 و همچنین پیوستگی ریزساختاری مناسب و وجود مقدار بهینه فاز غنی از مس در ریزساختار بدست آمد.

کلمات کلیدی: اتصال فاز مایع گذرا، فولاد St52، سرمت WC-Co، ریزساختار، خواص مکانیکی.

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

1- مقدمه

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 انعطاف‌پذیری فلزات می‌گردد. 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 انعطاف‌پذیری و چقرمگی مناسب این سرمت‌ها می‌شوند [1, 2].

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-27]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.18]

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 می‌باشد [2]. از فرایندهای اتصال مختلفی نظیر اتصال نفوذی [3]، جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی [4]، پرتو لیزر [5]، پرتو الکترونی [6] و لحیم‌کاری [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 لحیم‌کاری 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 لایه واسطه اتفاق افتاد و از نوع شکست نرم بود. با این 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 شکننده 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 طولانی‌تر 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].

کاوا و همکارانش تاثیر افزودن Ni وCo به فلزپرکننده Ag جهت اتصال WC-Co و فولاد زنگ‌نزن مارتنزیتی را به روش لحیم‌کاری بررسی کردند. آن‌ها دریافتند که با اضافه نمودن Ni وCo به فلزپرکننده، استحکام اتصال افزایش یافت. بالاترین استحکام هنگام استفاده از ترکیب 0Ni-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].

اوتند-فینول و همکارانش از فرایند اتصال اصطکاکی-اغتشاشی جهت ایجاد اتصال غیرمشابه آلیاژ WC-12Co 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 لایه‌میانی 62 Cu-38 Zn را مورد بررسی قرار دادند. آن‌ها روی لایه‌میانی مس-روی یک لایه نیکلی آبکاری نمودند. در این 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/ لایه‌میانی مذاب جوانه‌زنی کرده و سپس به سمت فلزپایه فولادی شروع به رشد کرده و تبدیل به کریستال‌های ستونی می‌شود. وجود حفرات و سطح ناهموار ماده پایه WC-Co به علت حضور WC باعث جوانه‌زنی راحت‌تر 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

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-27]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.18]

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, 10-13].

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.

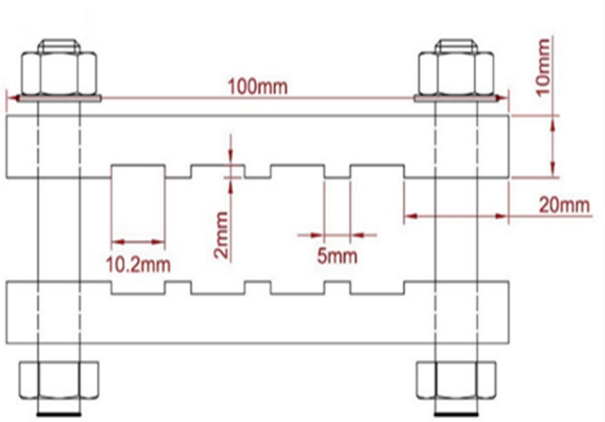
با ذوب این لایه میانی و فعل و انفعالاتی که در درز اتصال رخ می‌دهد، موادپایه به یکدیگر متصل می‌شوند. از بزرگترین چالش‌ها در بحث اتصال مواد غیرمشابه عدم استحکام مکانیکی کافی اتصال ایجاد شده می‌باشد. در این گونه اتصالات به دلیل ترکیب شیمیایی متفاوت مواد پایه و عدم تطابق ضریب انبساط حرارتی آن‌ها، تنش‌های پسماند در موضع اتصال ایجاد شده که سبب کاهش استحکام اتصال می‌گردد. یکی از مزایای استفاده از فرایند اتصال فاز مایع گذرا کنترل و کاهش تنش‌های پسماند در موضع اتصال نسبت به دیگر روش‌های اتصال خصوصاً فرایندهای اتصال ذوبی می‌باشد.

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 می‌باشد.

2-مواد و روش تحقیق

در این پژوهش، نمونه‌های فولاد ساده‌کربنی St52 و سرمت WC-10Co با ابعاد 10×10×5 mm 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 شیمیایی St52 از روش طیف‌سنجی نشر جرقه (SES) استفاده شد و برای تعیین ترکیب‌شیمیایی 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 کربنی St 52 و سرمت WC-10Co قرار داده شد و مجموعه اتصالی 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 1100 درجه سانتی‌گراد 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 10°C/min انتخاب گردید. پس از انجام عملیات اتصال، مقاطع عرضی از نمونه‌ها به صورت عمود بر سطح اتصال با استفاده از کاغذ سنباده کاربید سیلیسیم از شماره 120 تا شماره 3000 سمباده‌زنی و سپس توسط محلول Al_2O_3 پولیش شدند، متالوگرافی مطابق استاندارد ASTM E3 انجام شد و نمونه‌ها با محلول 60%HCl-20%HNO3-20% methanol اچ شدند.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-27]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.18]

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

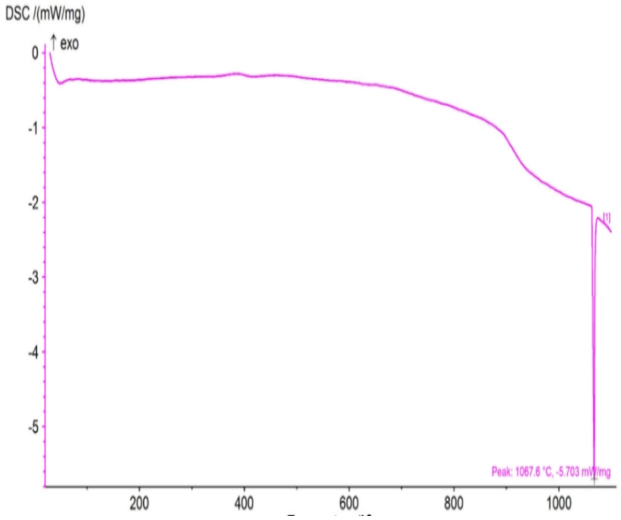
	Fe	Cu	WC	C	Mn	S	P	Si	Co
Cu	-	Bal	-	-	-	-	-	-	-
St۵۲	Bal	-	۰/۰۱	۰/۱۳	۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	-
WC-Co	-	-	Bal	-	-	-	-	–	۱۰

از میکروسکوپ نوریOlympuse 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 ASTM D1002 و با نرخ کرنش 2 میلی‌متر بر دقیقه استفاده 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 سانتی‌گراد انجام گرفت. اتمسفر مورد استفاده آرگون بود و نرخ گرمایش نمونه نیز 10 درجه سانتی‌گراد 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 دما می‌باشد. پس جهت اطمینان از ذوب کامل لایه میانی مس در حین عملیات اتصال، دمای انجام عملیات اتصال با استفاده از لایه‌میانی مس بالاتر از 1068 درجه سانتی‌گراد انتخاب شد.



شکل2- پیک مربوط به آنالیز DSC لایه¬ میانی مس.

3-نتایج و بحث

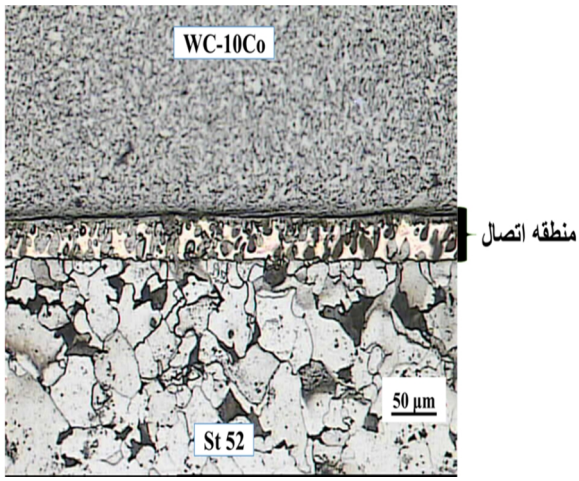
در شکل(3) تصویر میکروسکوپ نوری از اتصال ایجاد شده در دمای 1100 درجه سانتی‌گراد در مدت زمان نگهداری یک دقیقه با استفاده از لایه میانی مس با ضخامت 50 میکرومتر قابل مشاهده می‌باشد. همان‌گونه که در این تصویر مشخص است یک اتصال سالم و بدون عیب در اثر انجام فرایند، ایجاد شده و در فصل مشترک موادپایه و لایه میانی مسی هیچ‌گونه ناپیوستگی مشاهده نمی‌شود. 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

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-27]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.18]

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 حل‌شدن 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 می‌باشند. به وضوح در شکل(4) مشخص است که فاز A به صورت پیوسته در امتداد فصل مشترک سرمت پایه WC-Co و منطقه انجمادی قرار گرفته است. مورفولوژی این فاز به‌صورت ستونی می‌باشد. این ساختار ستونی از سمت سرمت پایه WC-Co شروع شده و تا نزدیکی فلزپایه فولادی ادامه پیدا کرده است.

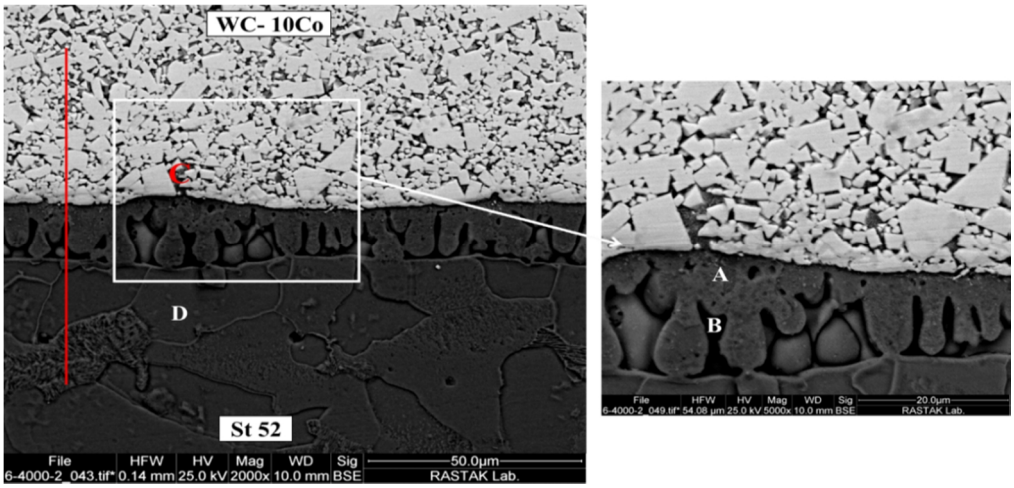
بنابراین می‌توان بیان نمود که جوانه زنی این فاز روی سرمت پایه WC-Co انجام شده است. رشد این جوانه‌ها نیز در جهت عمود به این سرمت و به سمت فلزپایه آهنی صورت گرفته و باعث تشکیل کریستال‌های ستونی شده است. در جدول(2)، آنالیز EDS فازهای A و B ارائه شده است.

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 می‌کند 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 می‌باشد. 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 اینکه لایه میانی، فلز مس خالص است، بنابراین حضور آهن و کبالت در منطقه انجمادی را می‌توان به انحلال مواد پایه در لایه میانی مذاب و همچنین نفوذ متقابل عناصر بین لایه میانی و مواد پایه 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 شکل‌های(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 لایه‌میانی 62Cu-38Zn نیز گزارش شده است [10].

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-27]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.18]



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.

جدول2- آنالیز EDS نقاط مشخص شده در شکل 4 (درصد اتمی)

نقطه	ترکیب شیمیایی (درصد اتمی)							فازپیشنهادی
	Fe	Cu	Co	W	Mn	Si	C	
A	۷۷/۱۸	۸/۲۲	۱۳/۰۹	۰/۲۰	۰/۸٤	۰/٤٦	۰/۰۱	γ -Fe. SS
B	٤/٥۳	۸۸/۰٤	٤/۲۳	۰/۹۹	۱/٥۸	۰/٥۱	۰/۱۲	Cu. SS
C	۳۸/۲۹	٤/۲٥	٤٤/٤۲	۱۱/۸٤	۰/۷۰	۰/٤۸	۰/۰۲	Fe-Co. SS
D	۹۳/۸۰	۱/٥۲	۱/٥۷	۰/٥۸	۱/۸٦	۰/٦۲	۰/۰٥	Fe. SS

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 می‌گردد. 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 می‌باشد. دلیل ایجاد این ترکیبات بین فلزی در منطقه متأثر از نفوذ کاهش حد حلالیت عنصر کاهنده نقطه ذوب با کاهش دما در عنصر اصلی فلزپایه است [14, 15].

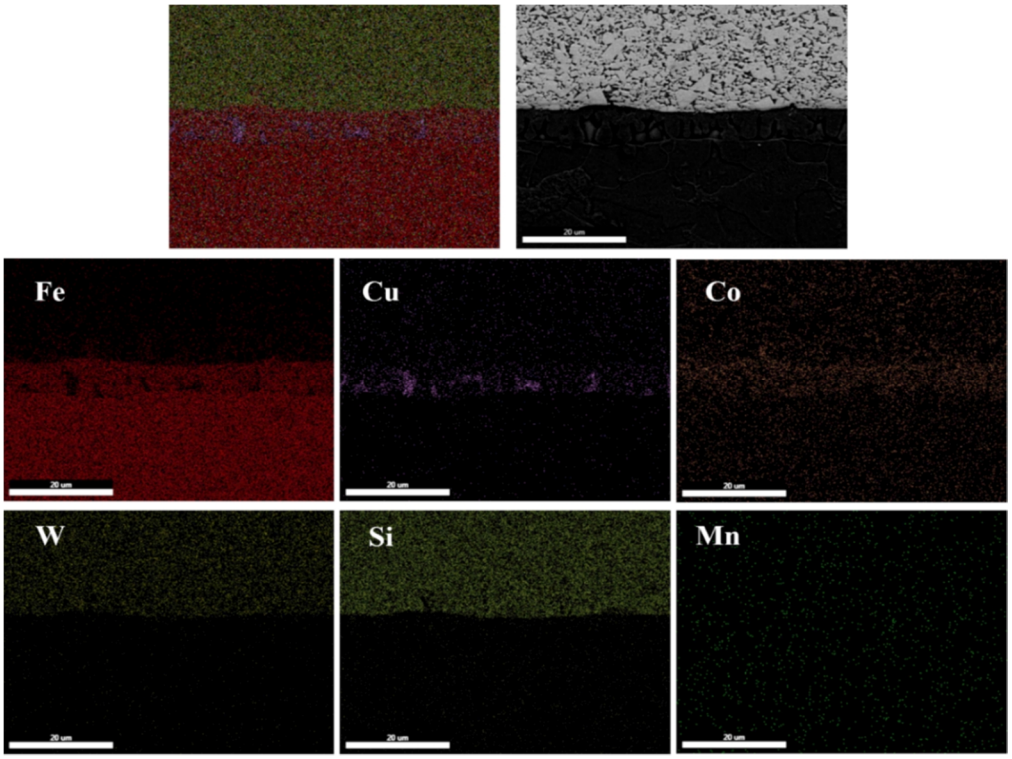
با توجه به نمودارهای فازی دوتایی مس-آهن و همچنین مس-کبالت و آهن-کبالت [16-18]، می‌توان مشاهده نمود که هیچ‌گونه ترکیب بین فلزی در نمودارهای فازی آن‌ها وجود نداشته و تنها در دماهای متفاوت و درصدهای مختلف عناصر، محلول‌های جامد در موقعیت‌های مختلف نمودارهای فازی وجود دارند [19].

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-کبالت [16-18] و نیز قوانین هیوم-روتاری، عدم تشکیل 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 می‌باشد. بهارزاده و همکارانش نیز در اتصال فاز مایع گذاری غیرمشابه IN X-750 به فولاد زنگ‌نزن دوفازی 2205 گزارش نمودند که در فلزپایه اینکونلی، به دلیل میزان کم نفوذ بور از سمت لایه میانی در منطقه متأثر از نفوذ سمت فلز پایه اینکونلی هیچ‌گونه ترکیب بین فلزی مشاهده نشد و فقط یک محلول جامد در اثر نفوذ دیگر عناصر

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-27]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.18]

جدول3- آنالیز EDS نقاط مشخص شده روی شکل 7

نقطه	ترکیب شیمیایی(درصد اتمی)							فاز پیشنهادی
	Fe	Cu	Co	W	Mn	Si	C	
A	۷۹/۰۷	٦/۷۲	۱۲/٦٥	۰/۳۰	۰/۸٥	۰/۲۷	۰/۱٤	γ -Fe. SS
B	۱۲/۸۷	۸۲/٤۱	۲/٤٦	۰/٥۱	۱/۲۹	۰/٤٦	--	Cu. SS
C	۷٥/۲٥	۸/٤۳	۱٤/۲۰	۰/٥۷	۱/۲۰	۰/۳٥	--	γ -Fe. SS
D	۷/۷۳	۸٦/۲٤	۱/۸۹	۰/۷۸	۱/۷۳	۱/٦۳	--	Cu. SS
E	۲۳/۸۱	۲/۲٦	۲۱/۱۷	٤۳/۳٦	۱/٤۸	۷/۹۲	--	η Phase
F	۷۸/۲٤	۷/۷۷	۱۱/٦٦	۰/٦٦	۱/۱۲	۰/٥٥	--	γ -Fe. SS
G	۷/٥۸	۸۷/۰٥	۱/۸۱	۱/۱۳	۱/٦۷	۰/۷٦	--	Cu. SS
H	۲٤/٥٥	۱/۱۰	۲۲/۷٤	٤۱/۸۱	۱/۱۰	۸/۷۰	--	η Phase



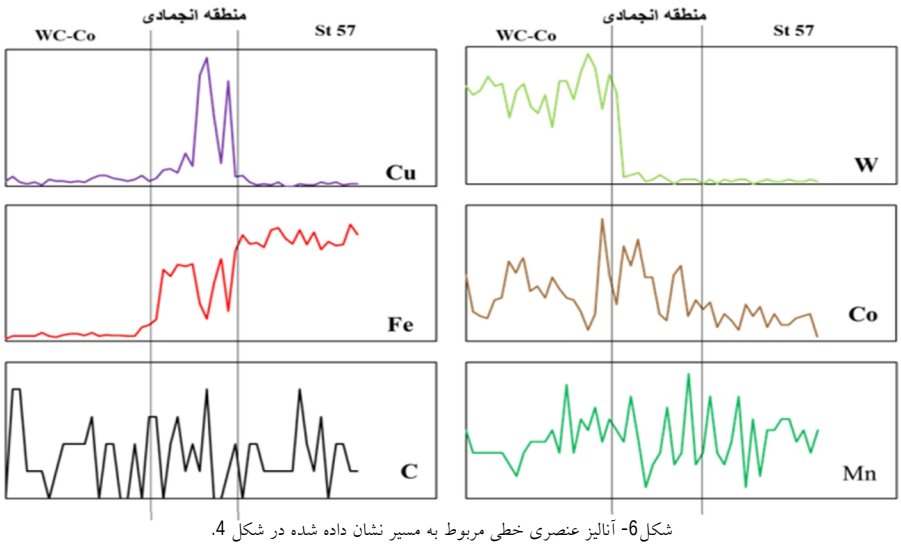
شکل 5- نقشه آنالیز عنصری از منطقه اتصال ایجاد شده در دمای 1050 درجه سانتی‌گراد و زمان نگهداری یک دقیقه.

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 سانتی‌گراد ذوب می‌گردد. با افزایش بیشتر دما و رسیدن به دمای اتصال و با گذشت زمان، یک تعادل ترمودینامیکی بین موادپایه و فاز مذاب برقرار می‌گردد. این تعادل ترمودینامیکی براساس انحلال مواد پایه در فاز مذاب و بر اساس نمودارهای فازی ایجاد می‌شود. پس از برقراری تعادل ترمودینامیکی، نفوذ متقابل عناصر از سمت مواد پایه به فازمذاب و بالعکس شروع می‌گردد. 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، آهن و کبالت با یکدیگر ترکیب شده و در نهایت یک محلول

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-27]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.18]



شکل6- آنالیز عنصری خطی مربوط به مسیر نشان داده شده در شکل 4.

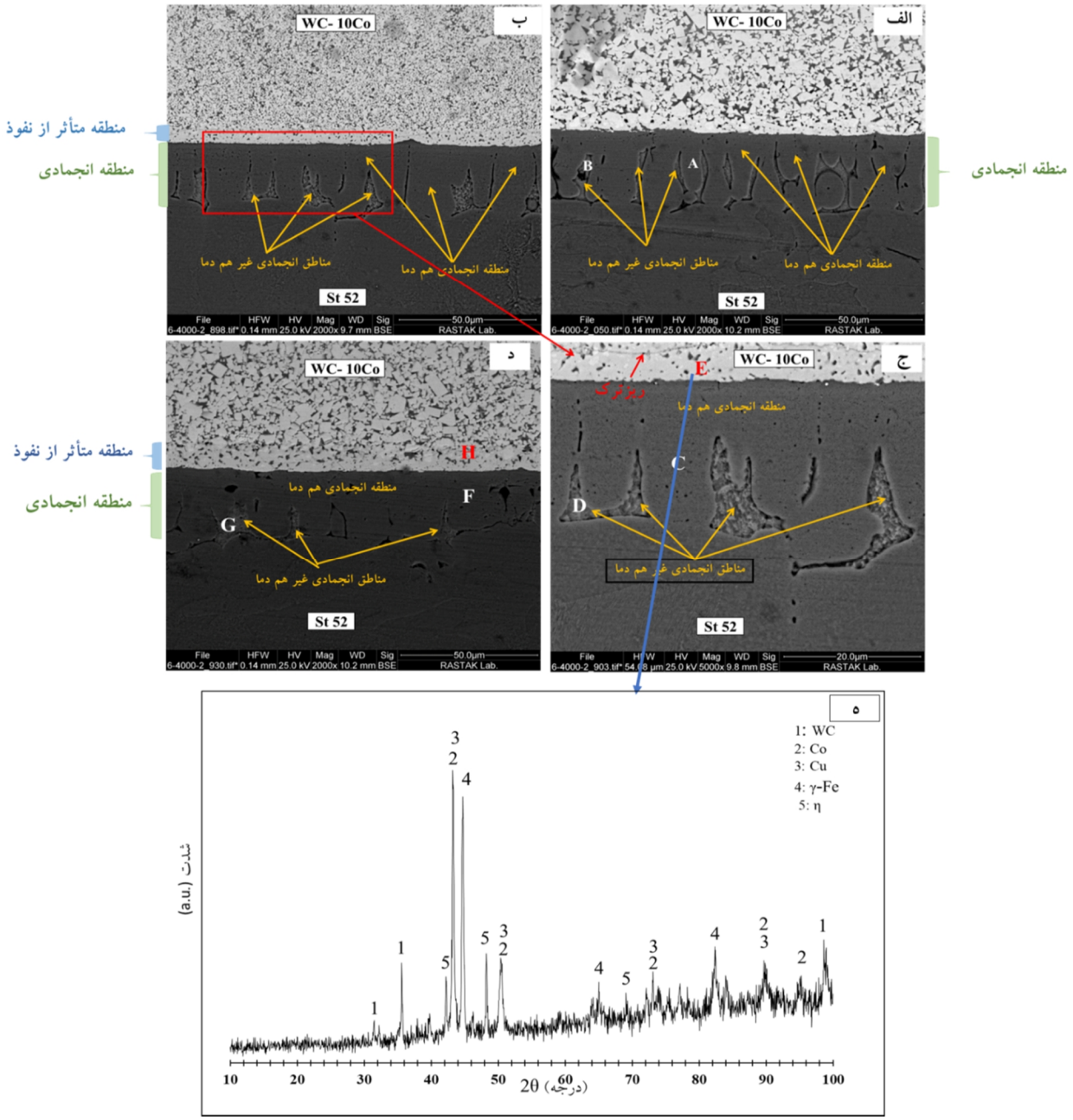
جدول4- آنالیز EDS نقاط مشخص شده روی شکل 12

نقطه	ترکیب شیمیایی(درصد اتمی)							فاز پیشنهادی
	Fe	Cu	Co	W	Mn	Si	C	
A	۷۳/۳۲	۱۰/۰۵	۱٤/۸۷	۰/۵۲	۰/۹۹	۰/۲۵	--	γ -Fe. S.S
B	۷/۸٦	۳/۹٦	٤/۳۰	٦٦/٦۹	۳/۷۹	۱۳/٤۰	۱/۲۷	WC-Co

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 سانتی‌گراد محلول جامد غنی از آهن منجمد می‌شود. به عبارت ساده‌تر می‌توان گفت محلول جامد غنی از آهن ایجاد شده دارای دمای ذوب بالاتر از 1100 درجه سانتی‌گراد بوده و با توجه به اینکه اتصال در دمای ثابت 1100 درجه سانتی‌گراد انجام می‌شود، لذا محلول جامد ایجاد شده به سرعت منجمد می‌گردد. این بدان معنا است که بدون ایجاد گرادیان دمایی، انجماد رخ داده و بنابراین می‌توان گفت محلول جامد غنی از آهن به صورت هم‌دما منجمد شده است. پس می‌توان 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 می‌شود. با رسوب مجدد عنصر آهن، رشد فاز جامد اتفاق افتاده و مجدداً آهن در فاز مذاب باقی‌مانده حل شده و این فرایند تا پایان زمان نگهداری و انجماد کامل فاز مذاب انجام می‌شود. لذا به این نوع مکانیزم انجماد، مکانیزم انحلال و رسوب‌گذاری می‌گویند. مشابه این مکانیزم برای اولین بار توسط یوشیدا و اهمورادر فرایند اتصال‌غیرمشابه فولادهای ساده کربنی 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 می‌گردد. بنابراین می‌توان 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 کریستالی عناصر و آلیاژها بر میزان نفوذ آن‌ها تأثیر می‌گذارد، به طوری که اتم‌ها در ساختارهای بازتر سریعتر نفوذ می‌کنند. همچنین اتم‌های کوچکتر به دلیل انرژی فعال‌سازی کمتر، نرخ نفوذ سریع‌تری دارند. شعاع اتمی کبالت 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 می‌کنند [22].

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-27]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.18]



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.

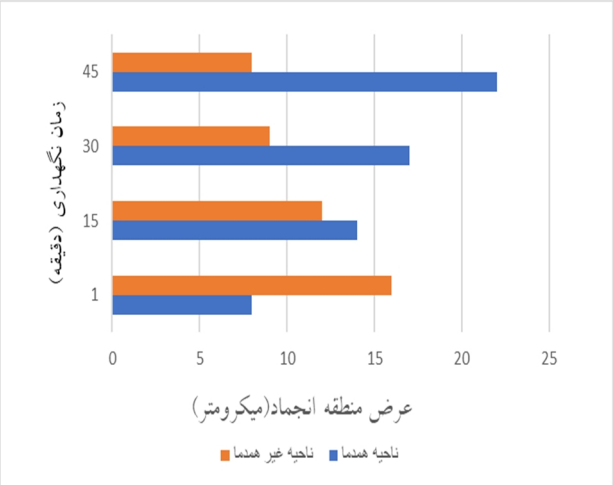
همانطور که در این تصاویر مشخص است، با افزایش زمان اتصال، وسعت منطقه انجمادی هم‌دما افزایش یافته و به تناسب آن وسعت منطقه انجمادی غیرهم‌دما کاهش یافته است. این امر بیان کننده آن است که افزایش زمان سبب پیشرفت انجماد هم‌دما شده است. با توجه به اشکال(4 و 7) مشخص است با افزایش زمان نگهداری، ساختار ستونی پیوسته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

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-27]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.18]

است و همانگونه که در شکل(7-د) مشخص است در زمان نگهداری 45 دقیقه مناطق انجمادی غیرهم‌دما تقریباً ناپدید شده‌اند. پس می‌توان 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 برخورد 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 سانتی‌گراد و در زمان‌های یک تا 45 دقیقه نشان داده شده است.

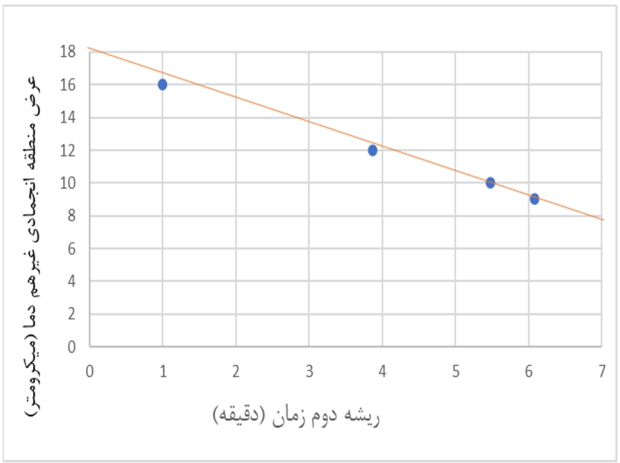
همانگونه که در شکل(8) و با توجه به شکل های(4 و7) مشخص است، با افزایش زمان از 1 به 15 دقیقه عرض منطقه انجمادی غیر همدما از حدود 16 به 12 میکرومتر کاهش پیدا کرده است و در نهایت عرض ناحیه غیر همدما در زمان 45 دقیقه به حدود 8 میکرومتر می‌رسد. [23]. بیان شده است که در فرایند اتصال فاز مایع گذرا عرض منطقه 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 می‌گردد، 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 BNi-2 گزارش نمودند.

در جدول(3) نتایج آنالیز نقاط مشخص‌شده روی شکل(7) قابل مشاهده می‌باشد. همان‌گونه که از نتایج آنالیز مشخص است هیچ‌گونه 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.



شکل9 -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 سانتی‌گراد 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 WC-Co و لایه میانی شکل گرفته است که این منطقه در اتصالات ایجاد شده در زمان‌های 1 و 15 دقیقه قابل مشاهده نمی‌باشد. این منطقه در شکل(7-ج) با علامت E مشخص شده

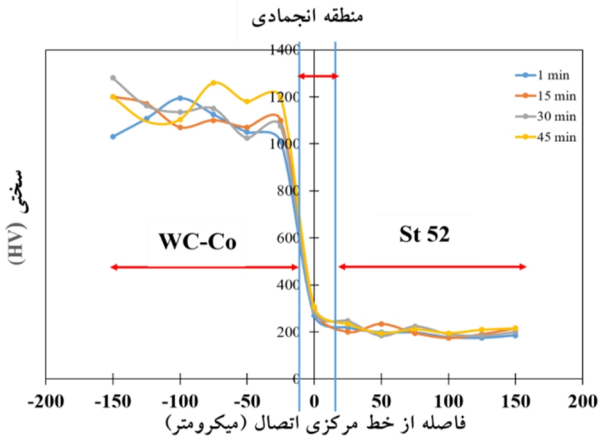
[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-27]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.18]

است که براساس آنالیز EDS که در جدول(3) گزارش شده است و نیز آنالیز پراش پرتو ایکس شکل(7-ه)، می‌توان عنوان کرد که ترکیب بین فلزی η (Fe_3W_3C) 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 می‌شود. 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 می‌شود. حال اگر شرایط ایجاد اتصال از نظر انتخاب دما و زمان به‌گونه‌ای باشد که امکان تجزیه WC فراهم گردد، کربن آزاد در سیستم ایجاد می‌شود. با توجه به اندازه کوچک اتم کربن، این عنصر از نفوذپذیری بالایی برخوردار بوده و پس از ایجاد، به دیگر مناطق نفوذ می‌کند. این امر سبب فقدان کربن در ناحیه تجزیه کاربید تنگستن شده و شرایط جهت تشکیل فاز η فراهم می‌گردد [3, 26]. باید عنوان کرد که در دمای 1100 درجه سانتی‌گراد، زمان‌های 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 نیز نفوذ آهن در سیستم اتصال شده است. همین 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) می‌توان مشاهده نمود که عرض منطقه متأثر از نفوذ از 6 به حدود 9 میکرومتر با افزایش زمان از 30 به 45 دقیقه به دلیل نفوذ عمیق‌تر عناصری مانند آهن و کبالت 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 می‌شوند. علاوه براین، افزایش زمان نگهداری باعث نفوذ بیشتر کبالت از سمت منطقه متأثر از نفوذ فلز پایه WC-Co به منطقه انجمادی می‌شود. کبالت موجود در کاربیدهای سمانته وظیفه ایجاد انعطاف‌پذیری و شکل‌پذیری 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 انعطاف‌پذیری کمتری نسبت به اتصالات ایجاد شده در زمان‌های نگهداری 1 و 15 دقیقه نشان می‌دهند. این کاهش انعطاف‌پذیری 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 WC-Co به انواع مختلف آلیاژهای فولادی گزارش شده است [27, 28].

3-2- خواص مکانیکی

3-2-1- ریزسختی

در شکل(10) پروفیل ریزسختی منطقه اتصال ایجاد شده با استفاده از لایه میانی مس در دمای 1100 درجه سانتی‌گراد و در زمان‌های 1، 15، 30 و 45 دقیقه نشان داده شده است. پروفیل سختی ایجاد شده منعکس کننده خواص مکانیکی اتصال ایجاد شده می‌باشد. 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 می‌شود. سپس تغییرات سختی تقریباً به‌صورت یکنواخت به سمت فلزپایه فولادی ادامه پیدا می‌کند.



شکل 10- ریزسختی اتصالات ایجاد شده در دمای 1100 درجه سانتی‌گراد با لایه‌میانی مس در زمان‌های مختلف.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-27]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.18]

جدول5- آنالیز EDS نقاط مشخص شده روی شکل 14

نقطه	ترکیب شیمیایی(درصد اتمی)							فاز پیشنهادی
	Fe	Cu	Co	W	Mn	Si	C	
A	۶۶/۱۵	۲۰/۷۱	۱۱/۷۰	۰/۲۶	۱/۱۷	۰/۰۱	--	γ -Fe. S.S
B	۲۴/۴۹	۳/۲۵	۲۰/۳۷	۴۱/۳۵	۱/۲۸	۹/۲۶	۳/۲۲	η phase

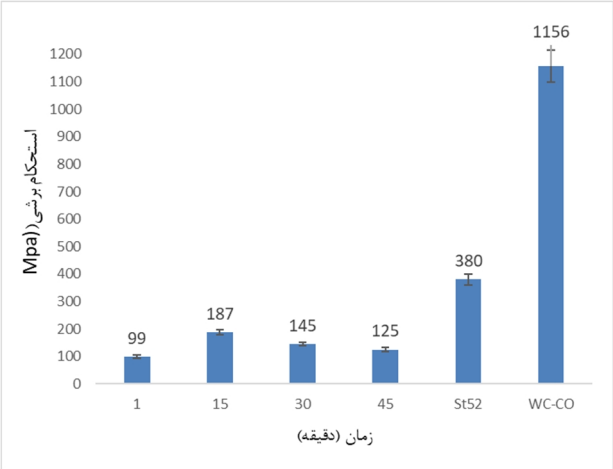
با توجه به پروفیل سختی ارائه شده، سختی سرمت پایه WC-Co به طور متوسط در حدود 1100 ویکرز می‌باشد. با حرکت از سمت ماده پایه WC-Co به سمت منطقه اتصال یک اختلاف و شیب شدید در میزان سختی مشاهده می‌گردد. این موضوع به دلیل وارد شدن از منطقه سرمت پایه WC-Co به منطقه انجمادی می‌باشد. سختی سرمت پایه WC-Co به دلیل 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 انجمادی خصوصاً سختی منطقه انجمادی 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 نمی‌گردد. البته باید عنوان نمود که عدد سختی در منطقه انجمادی کمی بیشتر از ماده پایه فولادی بوده که دلیل این امر را می‌توان به حضور عناصر آلیاژی بیشتر در منطقه انجمادی نسبت به فلز پایه فولادی نسبت داد.

حضور این عناصر آلیاژی سبب افزایش سختی از طریق مکانیزم سخت گردانی محلول جامد می‌گردد. همانگونه که در شکل(10) قابل مشاهده می‌باشد، 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،مشاهده‌نمی‌شود [12]. باتوجه به تصاویر ریزساختاری مربوط به اتصالات ایجاد شده در دمای 1100 درجه سانتی‌گراد در زمان‌های مختلف که در شکل‌های(4 و 7) نشان داده شده است و همچنین آنالیز فاز موجود در منطقه اتصال که در جداول (2و3) ارائه شده‌است می‌توان عنوان نمود که 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 پروفیل سختی نیز با تغییر زمان انجام فرایند تغییر خاصی ایجاد 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 نمی‌شود. نکته دیگری که باید با توجه به تصاویر ریزساختاری نشان داده شده در شکل(7) و شکل‌های(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 می‌دهد [29, 30] . در تحقیق حاضر به دلیل حضور کاربید 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

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-27]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.18]

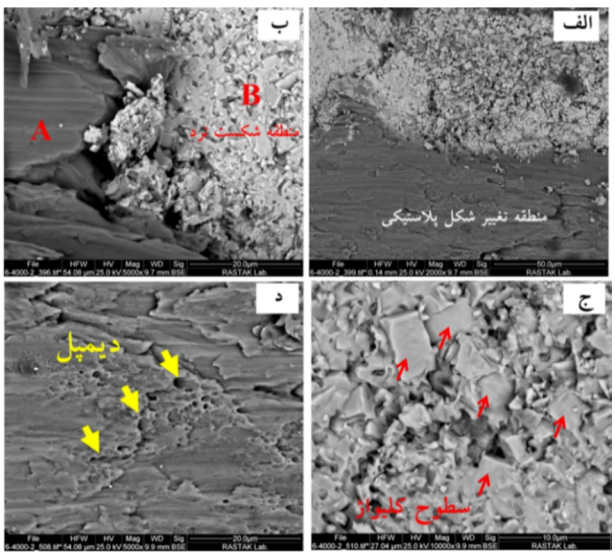
عنوان نمود که این فاز یک فاز ترد و شکننده بوده و به دلیل فقدان کبالت در این منطقه که وظیفه ایجاد انعطاف‌پذیری را دارد، این منطقه مستعد به ایجاد و اشاعه ترک می‌باشد.



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

3-2-2- استحکام کششی-برشی

مقادیر استحکام کششی-برشی مواد پایه و نیز نمونه‌های متصل شده در دمای 1100 درجه سانتی‌گراد در زمان‌های نگهداری 1، 15، 30 و 45 دقیقه در شکل(11) نشان داده شده است. نتایج تحقیقات نشان داده است که در فرایند اتصال فاز مایع گذرا یک زمان نگهداری بهینه در هر دمای ثابتی وجود دارد که حداکثر استحکام کششی-برشی را فراهم می‌کند [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 دقیقه، کسر حجمی فاز محلول جامد غنی از آهن افزایش می‌یابد. علاوه بر این، ناپیوستگی‌های 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 دقیقه بوده است. همانطور که در تصاویر شکل 7 (ج) و (د) مشخص است، ساختار ستونی با افزایش زمان نگهداری به 30 و 45 دقیقه درشت‌تر شده است. همچنین کسر حجمی 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 غنی از مس باعث افزایش شکل‌پذیری فلزجوش ایجاد شده در ناحیه انجمادی گشته و همین موضوع می‌تواند 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 پایه WC-Co و حضور تنش‌های 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 دقیقه شده است. بنابراین حداکثر استحکام کششی-برشی در اتصال ایجاد شده در دمای 1100 درجه سانتی‌گراد در زمان نگهداری 15 دقیقه به دست آمد که می‌توان 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 پایه کمتر می‌باشد.



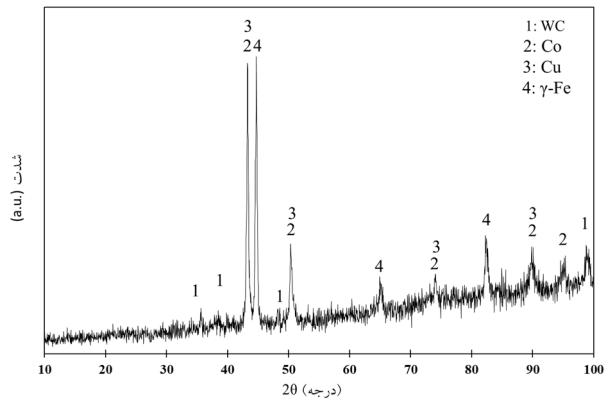
شکل 12- تصاویر سطح شکست نمونه متصل شده در دمای 1100 درجه سانتی‌گراد و زمان 15 دقیقه.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-27]

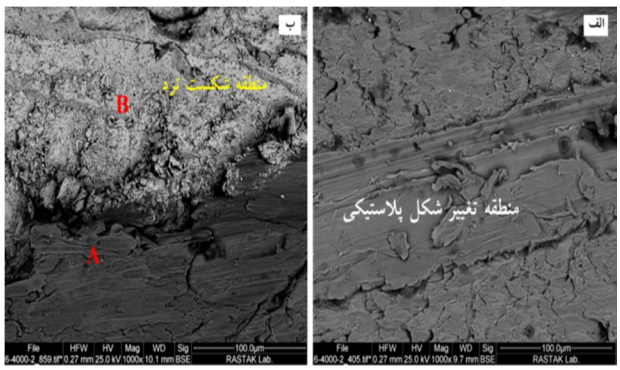
[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.18]

3-2-3- شکست‌نگاری

در شکل(12) تصاویر سطح مقطع شکست نمونه متصل شده در دمای 1100 درجه سانتی‌گراد و زمان 15 دقیقه با استفاده از لایه میانی مس نشان داده شده است. یک الگوی کلیواژ به همراه تغییر شکل پلاستیک در مقطع شکست قابل مشاهده می‌باشد. 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 نیز با توجه به آنالیز 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 می‌توان 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 سانتی‌گراد 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 13- آنالیز پراش پرتو ایکس از سطح شکست نمونه ایجاد شده در دمای 1100 درجه سانتی‌گراد و زمان نگهداری 15 دقیقه.



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

4- نتیجه‌گیری

اتصال فاز مایع گذاری فولاد ساده کربنی St52 به سرمت WC-Co با استفاده از لایه میانی مس با ضخامت 50 میکرومتر

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-27]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.18]

در دمای 1100 درجه سانتی‌گراد 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 می‌باشد 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 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

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-27]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.18]

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.

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 welding-brazing 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.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-27]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2024.18]