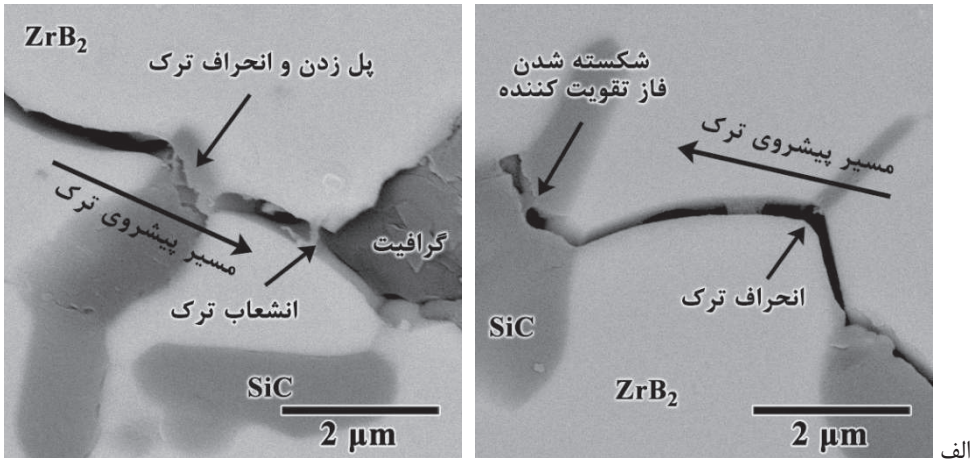
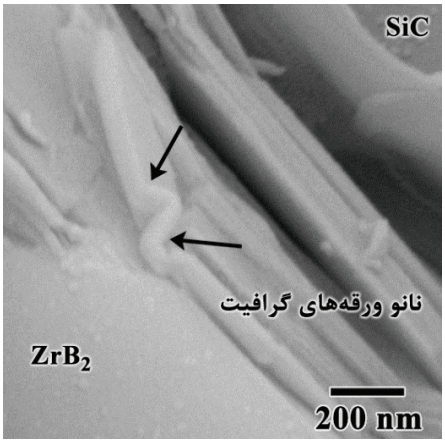
چقرمگی شکست نمونه‌های گرافیت‌دار را می‌توان به نسبت ظاهری بالای نانو ورقه‌های گرافیت و سستی پیوند میان لایه‌های آن با دیگر فازها نیز نسبت داد که شانس وقوع انحراف‌ها و انشعاب‌های ترک را افزایش می‌دهد.

افزون بر موارد گفته شده، وقوع سازوکار بیرون زدن نانو ورقه‌های گرافیت نیز در سطح مقطع شکست کامپوزیت تقویت شده با ۵ درصد وزنی نانو گرافیت نمایان است (شکل ۸). رخ دادن این پدیده، نشان دهنده برهم‌کنش میان ترک‌ها با ریزساختار ماده به واسطه تنش‌های پسماند ناشی از ناسازگاری خواص ترمومکانیکی فازهای مختلف موجود در فصل مشترک کامپوزیت به هنگام پیشروی ترک است. در واقع به دلیل وجود اختلاف در مقادیر ضرایب انبساط گرمایی و مدول‌های کشسان اجزای مختلف کامپوزیت (شامل مواد اولیه به کار رفته در مخلوط پودر و فازهای درجای جدید تشکیل شده به هنگام فرآیند تفجوشی کامپوزیت)، پدیدار شدن تنش‌های پسماند اجتناب ناپذیر است. در شکل ۸، بروز تنش‌های پسماند در اطراف نانو ورقه‌های گرافیت را می‌توان از روی طرح کرنش ایجاد شده در آنها تشخیص داد.



ب الف

شکل ۷- تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از مسیر ترک ناشی از فرو رونده ویکرز در سطح پولیش شده نمونه‌های کامپوزیتی (الف) فاقد افزودنی نانو گرافیت و (ب) دارای ۷/۵ درصد وزنی افزودنی نانو گرافیت.



شکل ۸- تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از مقطع شکست نمونه کامپوزیتی دارای ۵ درصد وزنی افزودنی نانو گرافیت.

[Downloaded from ijcse.ir on 2026-11-18]

[DOR: 20.1001.1.23222352.1396.6.4.3.6]

۴- نتیجه‌گیری

در این پژوهش، تاثیر مقدار افزودنی نانو ورقه‌های گرافیت بر خواص مکانیکی کامپوزیت‌های ZrB_2-SiC ساخته شده به روش تفجوشی پلاسمای جرقه‌ای بررسی شد. در این راستا، کامپوزیت فاقد افزودنی گرافیت و کامپوزیت‌های تقویت شده با نانو ورقه‌های گرافیتی به میزان ۲/۵، ۵، ۷/۵ و۱۰ درصد وزنی به روش تفجوشی پلاسمای جرقه‌ای در دمای ۱۹۰۰ درجه سانتی‌گراد به مدت زمان ۷ دقیقه با فشار ۴۰ مگاپاسکال در شرایط خلاء ساخته شدند. با افزایش میزان افزودنی نانو گرافیت از ۰ تا ۱۰ درصد وزنی، به دلیل نرم بودن ذاتی این نانو ماده، سختی کامپوزیت از ۱۹/۵ گیگاپاسکال به ۱۲/۱ گیگاپاسکال کاهش یافت. با این وجود چقرمگی شکست از ۴/۳ مگاپاسکال جذر متر برای نمونه تقویت نشده تا ۸/۲ مگاپاسکال جذر متر برای کامپوزیت تقویت شده با ۷/۵ درصد وزنی نانو گرافیت ارتقا یافت که به فعال شدن سازوکارهای گوناگون چقرمه شدن در این کامپوزیت‌ها نسبت داده شد.

۵- تقدیر و تشکر

این پژوهش با حمایت مالی دانشگاه تربیت دبیر شهید رجایی طبق قرارداد شماره ۶۹۲۲ مورخ ۹۶/۴/۳ به انجام رسیده است.

مراجع

[1] A. Bellosi, F. Monteverde, D.D. Fabbriche, C. Melandri, "Microstructure and properties of ZrB2-based ceramics," Journal of Materials Processing & Manufacturing Science, vol. 9, no. 2, pp. 156-170, 2000.

[2] F. Monteverde, S. Guicciardi, A. Bellosi, "Advances in microstructure and mechanical properties of zirconium diboride based ceramics," Materials Science and Engineering A, vol. 346, pp. 310-319, 2003.

[3] A. L. Chamberlain, W. G. Fahrenholtz, G.E. Hilmas, D.T. Ellerby, "High-strength zirconium diboride-based ceramics," Journal of the American Ceramic Society, vol. 87, no. 6, pp. 1170-1172, 2004.

[4] M. Shahedi Asl, M. Ghassemi Kakroudi, "A processing–microstructure correlation in ZrB2–SiC composites hot-pressed under a load of 10 MPa," Universal Journal of Materials Science, vol. 3, no. 1, pp. 14-21, 2015.

[5] S. Q. Guo, "Densification of ZrB2-based composites and their mechanical and physical properties: A review," Journal of the European Ceramic Society, vol. 29, no. 6, pp. 995-1011, 2009.

[Downloaded from ijcse.ir on 2026-11-18]

[DOR: 20.1001.1.23222352.1396.6.4.3.6]

[6] M. Shahedi Asl, M. Ghassemi Kakroudi, B. Nayebi, "A fractographical approach to the sintering process in porous ZrB2–B4C binary composites," Ceram. Int, vol. 41, p. 379–387, 2015.

[7] S. M. Zhu, W.G. Fahrenholtz, G.E. Hilmas, "Enhanced densification and mechanical properties of ZrB 2–SiC processed by a preceramic polymer coating route," Scripta Materialia, vol. 59, p. 123–126, 2008.

[8] S. Zhu, W. G. Farenholtz, G. E. Hilmas, Sh. C. Zhang, "Pressureless Sintering of Zirconium Diboride Using Boron Carbide and Carbon Additions," Journal of American Ceramic Society, vol. 90, pp. 3660-3663, 2007.

[9] W. G. Fahrenholtz, G. E. Hilmas, "Refractory Diborides of Zirconium and Hafnium," Journal of the American Ceramic Society, vol. 90, no. 5, pp. 1347-1364, 2007.

[10] F. Monteverde, "Ultra-high temperature HfB2–SiC ceramics consolidated by hot-pressing and spark plasma sintering," Journal of alloys and compounds, vol. 428, pp. 197-205, 2007.

[11] D. Kalish, E.V. Clougherty, K. Kreder, "Strength, fracture mode, and thermal stress resistance of HfB2 and ZrB2," Journal of the American society, vol. 52, no. 1, pp. 30-36, 1969.

[12] M. Shahedi Asl, Z. Ahmadi, S. Parvizi, Z. Balak, I. Farahbakhsh, "Contribution of SiC particle size and spark plasma sintering conditions on grain growth and hardness of TiB2 composites," Ceramics International, p. http://dx.doi.org/10.1016/j.ceramint.2017.07.121, 2017.

[13] Balbo, D. Sciti, "Spark plasma sintering and hot pressing of ZrB2–MoSi2 ultra-high-temperature ceramics," Materials Science and Engineering A, vol. 475, p. 108–112, 2008.

[14] W. M. Guo, G. J. Zhang, Y. M. Kan, P. L. Wang, "Oxidation of ZrB 2 powder in the temperature range of 650–800 C," Journal of Alloys and Compounds, vol. 471, pp. 502-506, 2009.

[15] D. J. Chen, W. J. Li, X. H. Zhang, P. Hu, J.C. Han, C.Q. Hong, W.B. Han, "Microstructural feature and thermal shock behavior of hot-pressed ZrB2–

[Downloaded from ijcse.ir on 2026-11-18]

[DOR: 20.1001.1.23222352.1396.6.4.3.6]

SiC–ZrO2 composite," Materials Chemistry and Physics, vol. 116, pp. 348-352, 2009.

[16] S. Y. Du, L. Xu, X. H. Zhang, P. Hu, W.B. Han, "Effect of sintering temperature and holding time on the microstructure and mechanical properties of ZrB2-SiCw composites," Materials Chemistry and Physics, vol. 116, pp. 76-80, 2009.

[17] F. Y. Yang, X. H. Zhang, J. C. Han, S. Y. Du, "Mechanical properties of short carbon fiber reinforced ZrB2-SiC ceramic matrix composites," Materials Letters, vol. 62, pp. 2925-2927, 2008.

[18] X. Zhang, Z. Wang, X. Sun, W. Han, C. Hong, "Effect of graphite flake on the mechanical properties of hot pressed ZrB2–SiC ceramics," Materials Letters, vol. 62, p. 4360–4362, 2008.

[19] R. Barea, M. Belmonte, I. Osendi, P. Miranzo, "Thermal conductivity of Al2O3/SiC platelet composites," Journal of European Ceramic Society, vol. 23, pp. 1773-1778, 2003.

[20] M. Li, M. Tsujimura, M. Sakai, "Crack-face grain interlocking/bridging of a polycrystalline graphite: the role in mixed mode fracture," Carbon, vol. 37, pp. 1633-1639, 1999.

[21] Rezaie,W. G. Fahrenholtz, G. E. Hilmas, "Effect of hot pressing time and temperature on the microstructure and mechanical properties of ZrB2–SiC," Journal of Materials Science, vol. 42, pp. 2735-2744, 2007.

[22] S. Zhou, Z. Wang, W. Zhang, "Effect of graphite flake orientation on microstructure and mechanical properties of ZrB2–SiC–graphite composite," Journal of Alloys and Compounds, vol. 485, p. 181–185, 2009.

[۲۳] ز. احمدی، م. جابری زمهریر، م. شاهدی اصل، س. پرویزی، «تاثیر افزودنی نانو گرافیت بر رفتار چگالش کامپوزیت‌های دی‌بورید زیرکونیم-کاربید سیلیسیم ساخته شده به روش تفجوشی پلاسمای جرقه ای»، فرآیندهای نوین در مهندسی مواد، پذیرفته شده (۱۳۹۶).

[24] M. Shahedi Asl, M. Ghassemi Kakroudi, R. Abedi Kondolaji, H. Nasiri, "Influence of graphite nano-flakes on densification and mechanical properties of hot-pressed ZrB2–SiC composite," Ceramics International, vol. 41, p. 5843–5851, 2015.

[Downloaded from ijcse.ir on 2026-11-18]

[DOR: 20.1001.1.23222352.1396.6.4.3.6]

فصلنامه‌ی علمی پژوهشی

علم و مهندسی سرامیک

دوره‌ی ۶، شماره‌ی ۴، زمستان ۱۳۹۶

مطالعه سنتز سرمت‌های پر استحکام (TiW)C/CN-Ni و تاثیر کاربیدهای ثانویه بر ریزساختار و خواص مکانیکی

سید مهدی رفیعائی

گروه مهندسی مواد، دانشکده فنی و مهندسی گلپایگان، گلپایگان، اصفهان، ایران

rafiaei@gut.ac.ir

اطلاعات مقاله:

دریافت: ۹ اسفند ۱۳۹۶

پذیرش: ۶ خرداد ۱۳۹۷

کلید واژه:

سرمت، کاربید ثانویه، ریز ساختار، خواص مکانیکی.

چکیده:

در این پژوهش ابتدا پودرهای متشکل از TiO_2,WO_3 و C را مخلوط و پس از آسیاب شدن با گلوله‌های کاربید تنگستنی، فرآیند احیا بصورت جداگانه تحت خلا و در مجاورت N_2 انجام پذیرفت. پس از مخلوط پودر با Ni و کاربیدهای ثانویه، سرمت‌هایی با پایه Ni -20 $(Ti_{0.93}W_{0.07})C/C_{0.7}N_{0.3}$ طی عملیات تف جوشی در ۱۵۱۰ درجه سانتیگراد فرآوری گردیدند. برای ارزیابی و مطالعه مواد سنتز شده از آنالیزگر پراش اشعه ایکس (XRD)، میکروسکوپ‌های الکترونی روبشی (SEM)، آنالیزگر کمی سنج عنصری (EDS)، میکروسکوپ عبوری روبشی (STEM) و سختی سنج مورد استفاده قرار گرفت. با بررسی ساختارهای میکروسکوپی متشکل از هسته/لا یه اطراف، مشاهده شد که اضافه شدن کاربید ثانویه و همچنین بکارگیری N_2 در مرحله احیا تأثیر قابل توجهی در اندازه ذرات ریزساختار سرمت دارد. با اضافه شدن N_2، اندازه ذرات ساختار میکروسکوپی سرمت‌های $(Ti0.93W_{0.07})C$ به میزان حدودا ۳ میکرومتر کاهش پیدا نمود. در این تحقیق نشان داده شد که با افزایش کاربید مولیبدن از ۲ به ۸ درصد میزان هر دو عنصر W و Mo در ناحیه هسته ذرات کاهش می‌یابد. درصدهای وزنی W و Mo به ترتیب از ۰۱/۲۰ به ۵۰/۱۹ و ۱۴/۰ به ۰۸/۰ تغییر یافتند. همچنین در لا یه اطراف هسته، درصد وزنی Mo از ۶۷/۴ به ۴۳/۱۱ افزایش قابل توجهی پیدا نمود. علاوه بر این، با افزایش تنها ۲ درصدکاربید مولیبدن، سختی این ماده مرکب بصورت چشمگیری افزایش یافت.

۱- مقدمه

در طی سال‌های اخیر به علت نیاز روز افزون به قطعاتی با خواص سختی و استحکام بسیار بالا، مقاومت مناسب در برابر شوک‌های حرارتی، خواص ضد سایشی و ضد ضربه بودن، اهمیت مواد مرکب سرمتی بسیار بیش از گذشته احساس می‌گردد. استفاده از این مواد پیشرفته در کلاهک سر موشک‌ها، خودروهای ضد گلوله، ابزار برش، محیطهای خورنده و تراش فلزات سخت از جمله کاربردهایی هستند که سرمت‌ها را در زمره مواد استراتژیک و مهم قرار داده‌اند

[Downloaded from ijcse.ir on 2026-11-18]

[DOR: 20.1001.1.23222352.1396.6.4.3.6]

[۱-۲]. شایان ذکر است که اخیرا استفاده از سرمت‌ها برای ساخت آند مورد نیاز در سلول‌های سوخت گزارش شده است که این امر به‌خوبی پتانسیل بالای این مواد مرکب در طیف بسیار وسیعی از صنایع مختلف را نشان می‌دهد [۳]. از طرف دیگر فرآوری این مواد مرکب که در ساخت آنها از مواد سرامیکی سخت و همچنین مواد فلزی انعطاف‌پذیر استفاده می‌گردد به لحاظ دانش فنی و همچنین تجهیزات مورد نیاز به سرمایه‌گذاری بزرگی احتیاج دارد و بهمین جهت در طی سال‌های گذشته تنها کشورهای معدودی از جهان به‌عنوان تولید کنندگان این محصولات استراتژیک در جهان مطرح بوده‌اند. از فلزاتی که ترکیبات کاربیدی و کربونیترایدی آنها بعنوان پایه این نوع از مواد مورد توجه دانشمندان و پژوهشگران بوده‌اند فلزات Ti و W می‌باشند [۴]. این دو فلز با توجه به میل ترکیبی بسیار بالایی که نسبت به C و N_2 از خود نشان می‌دهند جایگاه والایی را در صنعت ساخت این مواد پیشرفته کسب نموده‌اند. در حقیقت ترکیبات (Ti,W)C و (Ti,W)CN می‌توانند با فلزاتی چون Ni یا Co که خواص ترکنندگی مطلوبی از خود نشان می‌دهند مخلوط و یک ماده کامپوزیتی را بوجود بیاورند [۵]. همچنین با اضافه نمودن کاربیدهای ثانویه به ترکیب مذکور می‌توان خواص مکانیکی بسیار مطلوب و ایده آلی را برای این مواد رقم زد. حال طبق تحقیقات پیشین اندازه دانه‌های ریز ساختار و همچنین خواص مکانیکی تشکیل شده از مواد (Ti,W)C در مقایسه با ترکیبات (Ti,W)CN بسیار متفاوت می‌باشد. به بیان دیگر زمانی که مخلوط مواد TiO_2 و WO_3 و همچنین گرافیت تحت فرآیند احیا قرار می‌گیرند نوع اتمسفر کوره اعم از اینکه این اتمسفر حاوی N_2 یا عاری از N_2 باشد تغییراتی شدید در سایز دانه‌های ریز ساختار و خواص نهایی سرمت تولید شده بوجود می‌آورد. مروری بر تحقیقات انجام‌شده نشان می‌دهد که ترکیبات کاربیدی و کربونایترایدی دارای خواص مکانیکی بسیار متمایزی می‌باشند؛ لذا مطالعات وسیعی بر این مواد و شبیه‌سازی آنها صورت گرفته‌است [۶-۷]. اما متاسفانه با توجه به مطالعات وسیعی که در این رابطه انجام گرفت مشخص گردید که در سرمت‌هایی با پایه TiC و با حضور کاربیدهای ثانویه، اثر N_2 کمتر مورد بررسی و تحقیق قرار گرفته‌است. لذا با توجه به تاریخچه مذکور، در این کار تحقیقاتی اثر N_2 و همچنین اضافه شدن Mo_2C بر ریزساختار و خواص مکانیکی سرمت‌های پراستحکام (TiW)C/CN-Ni مورد پژوهش و ارزیابی قرار گرفته‌است. نمونه‌های سرمت مورد نظر با استفاده از روش آسیاب مکانیکی، فرآیند احیا و سپس تف‌جوشی فرآوری گردیدند. در این روش ابتدا پودر مواد اولیه توسط آسیاب مکانیکی به‌خوبی مخلوط و سپس در فرآیند احیا C جانشین O_2 موجود در ترکیبات می‌گردد. در نهایت نیز فرآیند تف جوشی برای ذوب زمینه فلزی و تولید سرمت انجام می‌گردد. در مرحله بعد نیز اثر N_2 بر روی ساختار میکروسکوپی سرمت‌های با پایه TiC مورد تحقیق و تفحص قرار گرفت.

۲- فعالیت‌های تجربی

۲-۱- آماده سازی نمونه‌ها

در این تحقیق ابتدا مواد اولیه شامل پودرهای TiO_2، WO_3، C و Ni که به‌ترتیب دارای اندازه ذرات ۴۵، ۲۰، ۷/۱ و ۲/۴ میکرومتر و خلوص ۹۹ درصد بودند از شرکت سیگما آلدریچ

[Downloaded from ijcse.ir on 2026-11-18]

[DOR: 20.1001.1.23222352.1396.6.4.3.6]

خریداری گردید. ذرات TiO_2، WO_3 و C توسط یک آسیاب مکانیکی پرانرژی با سرعت ۲۵۰ دور بر دقیقه و در یک دوره زمانی ۲۰ ساعته به‌خوبی با یکدیگر مخلوط شدند. لازم به ذکر است در این فرآیند جهت خرد و مخلوط شدن ذرات پودر مصرفی از گلوله‌های کاربید تنگستن با قطر ۷ میلیمتر و با نسبت وزنی گلوله به پودر معادل ۴۰ به ۱ استفاده گردید. ضمناً در این تحقیق محفظه‌هایی که مخلوط پودر و گلوله‌های مذکور در آن قرار گرفتند دارای جنس کاربید تنگستن بودند. بمنظور تولید ترکیبات (TiW)C و (TiW)CN به ترتیب از عملیات حرارتی احیا در خلا و در حضور اتمسفر حاوی N_2 با فشار مشخص در دمای ۱۵۰۰ درجه سانتیگراد استفاده گردید. پودر سرمت نهایی با مخلوط کردن پودر محلول جامد با Mo_2C و پودر Ni تشکیل می‌گردد. این مخلوط در استوانه‌های حاوی استون ریخته شده و با استفاده از یک آسیاب افقی و به‌کمک گلوله‌های فولادی به مدت ۲۴ ساعت آسیاب شد. درادامه مخلوط حاصل به کمک یک آون به مدت ۴۸ ساعت در دمای ۱۲۰ درجه سانتیگراد خشک گردید. سپس نمونه‌های دیسکی شکلی از این پودر با قطر ۱ سانتیمتر و تحت فشار ۱۲۵ مگاپاسکال توسط یک دستگاه پرس هیدرولیک آماده و تحت عملیات تف جوشی قرار گرفتند. به منظور آماده‌سازی نهایی نمونه‌ها، از فرآیندهای سنگ زنی، سنباده زنی و پولیش استفاده گردید.

۲-۲- مشخصه‌یابی نمونه‌ها

در مقاله حاضر ساختار کریستالوگرافی پودرهای فرآوری‌شده با استفاده از روش پراش اشعه ایکس (X-Ray) با تابش Cu-Kα و با طول موجی معادل ۵۴۱۸/۱ آنگستروم مورد مطالعه قرار گرفتند. سپس ساختار میکروسکوپی سرمت‌های سنتز شده با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مجهز به یک آنالیزور کمیت سنج عنصری (EDS) و میکروسکوپ الکترونی عبوری روبشی (STEM) بررسی شد. همچنین به منظور اندازه‌گیری سختی سرمت‌ها یک دستگاه سختی سنج ویکرز با اعمال بار۳۰ کیلوگرم به‌خدمت گرفته شد. لازم به توضیح است که چقرمگی شکست این سرمت‌ها با استفاده از معادلاتی که توسط شتی و همکارانش ارائه شده‌است محاسبه گردید [۸]. مطابق با رابطه شتی، چقرمگی شکست از رابطه $KIC= \beta(HW)^{1/2}$ به‌دست می‌آید که در این رابطه β عددی ثابت و برابر ۰۸۸۹/۰ می‌باشد. همچنین H(GPa) و W(Mpa) به‌ترتیب نمایانگر سختی و تابعی از جنس تنش می‌باشند که برحسب مقادیر هندسی اثر بجا مانده از فرورونده بر سطح مورد نظر محاسبه می‌گردند.

۳- نتایج و بحث

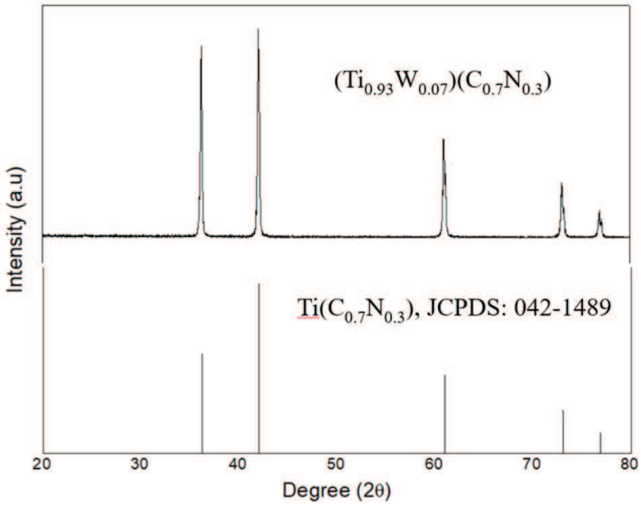
۳-۱- آزمون پراش با استفاده از اشعه ایکس

در شکل ۱ نتایج آزمون پراش اشعه X برای ترکیب $(Ti_{0.93}W_{0.07})CN$ نشان دا ده شده است. مطابق با این تصویر دیده می‌شود که پیک‌های تشکیل‌شده دقیقا منطبق با الگوی پراش با شماره ۰۴۲-۱۴۸۹ می‌باشد که این امر مؤید تشکیل یک محلول جامد کامل $(Ti_{0.93}W_{0.07})CN$ بدون شکل‌گیری هر گونه فاز دیگر و بدون ناخالصی است. همچنین واضح است که به‌دلیل آنکه مقدار عنصر W در محلول جامد مذکور بسیار کم است، انحراف پیک‌های حاصل نسبت به الگوی ارائه شده بسیار ناچیز می‌باشد. با

[Downloaded from ijcse.ir on 2026-11-18]

[DOR: 20.1001.1.23222352.1396.6.4.3.6]

استفاده از رابطه شیرر، $D=0.9\lambda/\beta\cos\theta$، که در آن λ طول موج اشعه ایکس، θ زاویه پراش و β عرض پیک در نصف ارتفاع می‌باشند اندازه متوسط بلورک‌ها (D) برابر ۹۵ نانومتر محاسبه گردید. در مطالعه‌ی دیگری که بصورت جداگانه و با استفاده از میکروسکوپ SEM انجام گرفت نشان داده شده‌است که اندازه پودر در محدوده۳۰۰ ۱۵۰- نانومتر است که این نتیجه به آنچه از آزمون پراش اشعه ایکس به دست آمد نسبتاً نزدیک می‌باشد [۹].



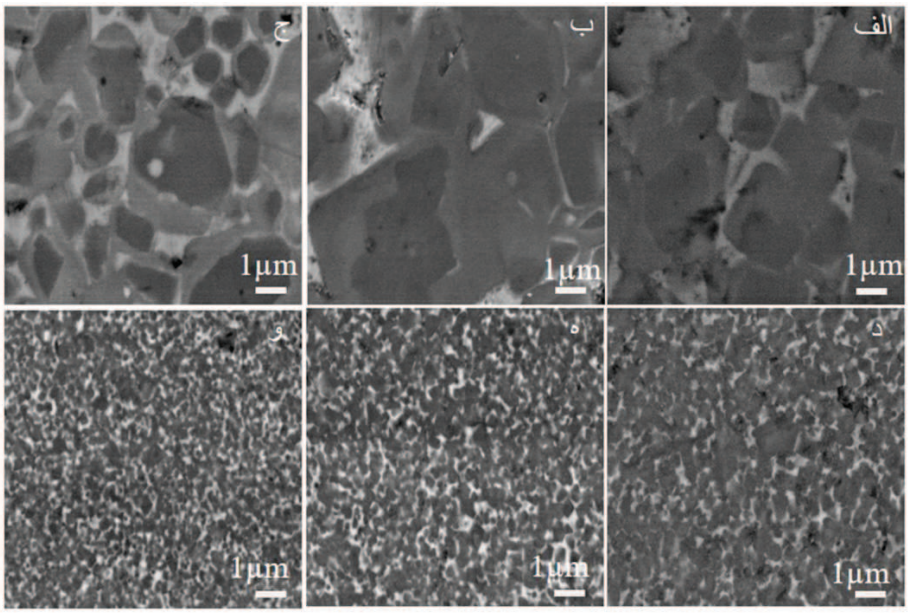
شکل ۱- طیف‌های XRD مربوط به ترکیبات $(Ti_{0.93}W_{0.07})(C_{0.7}N_{0.3})$ **و** $Ti(C_{0.7}N_{0.3})$, (JCPDS: 042-1489)

۳-۲- بررسی ریزساختار با استفاده از میکروسکوپ SEM

شکل ۲ ریزساختارهای مربوط به سرمت‌های (TiW)C-Ni و (TiW)CN-Ni را پس از اضافه شدن مقادیر مختلفی از Mo_2C نشان می‌دهد. نکته بسیار واضح و مشخصی که در این شکل دیده می‌شود آن‌است که نرخ رشد ذرات Ti $(C_{1-x}N_x)$ بسیار کندتر از ذرات TiC است که این امر به دلیل این واقعیت است که N_2 اثر تثبیت کنندگی اثبات شده‌ای بر روی فاز TiC دارد [۱۰-۱۱]. این همان انرژی آزاد گیبس برای تشکیل $Ti(C_{1-x}N_x)$ است که با افزایش میزان N_2، کاهش می‌یابد. همچنین محاسبات ترمودینامیکی نشان می‌دهند که میزان پایداری $Ti(C_{0.3}N_{0.7})$ و $Ti(C_{0.5}N_{0.5})$ در دمای ۱۵۰۰ درجه سانتیگراد بیش از $Ti(C_{0.7}N_{0.3})$ می‌باشد [۱۰]. این مهم به خاطر میل زیاد همنشینی میان Ti، C و N_2 در سیستم می‌باشد [۱۲]. هر چقدر پایداری فاز کاربید بالاتر باشد میزان انحلال و پس از آن درشت شدن فاز Ti(C0.3N0.7) کندتر و با تاخیر همراه خواهد بود. مقایسه قسمت‌های (الف) و (د) از شکل ۲ نشان می‌دهد که حضور N_2 بطور مؤثری اندازه دانه را از ۶/۳ میکرومتر به ۷/۰ میکرومتر کاهش می‌دهد. همچنین مطابق با تصاویر مربوط به شکل ۲ (الف)، (ب) و (ج)، کاهش قابل توجهی از اندازه ذرات در اثر افزوده شدن ۲ و ۸ درصد کاربید مولیبیدن دیده می‌شود. در مقابل دیده می‌شود که اثر افزودن این کاربید بر سایز دانه‌ها در سرمت‌های کربونایترایدی بسیار ضعیف و جزئی می‌باشد.

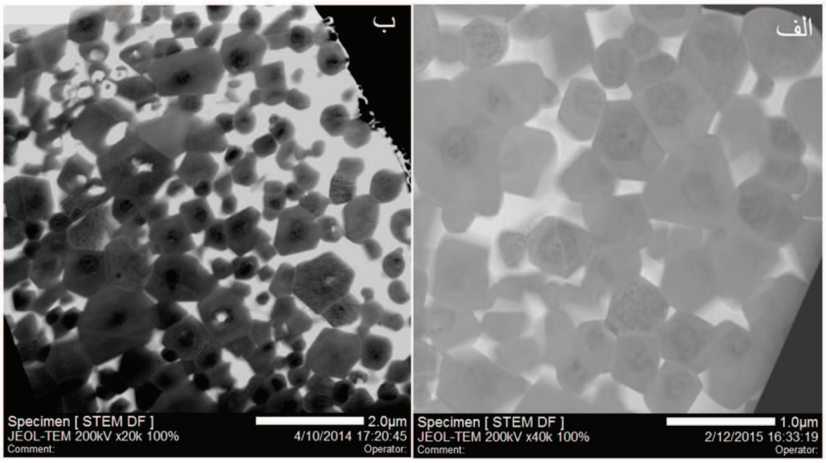
[Downloaded from ijcse.ir on 2026-11-18]

[DOR: 20.1001.1.23222352.1396.6.4.3.6]



شکل ۲- تصاویر SEM: الف) $(Ti_{0.93}W_{0.07})C$ -20Ni، **ب)** $(Ti_{0.93}W_{0.07})C$-2Mo_2C-20Ni، **ج)** $(Ti_{0.93}W_{0.07})C$-8Mo_2C-20Ni، **د)** $(Ti_{0.93}W_{0.07})(C_{0.7}N_{0.3})$-20Ni، **ه)** $(Ti_{0.93}W_{0.07})(C_{0.7}N_{0.3})-2Mo_2C$-20Ni، **و)** $(Ti_{0.93}W_{0.07})(C_{0.7}N_{0.3})$-8 Mo_2C-20Ni

سرمت‌هایی که تحت فشار N_2 فرآوری شده‌اند دارای دانه‌هایی بسیار کوچک می‌باشند بطوری‌که میکروسکوپ‌های SEM قادر به ارائه واضح دانه‌های موجود در ریزساختار نمی‌باشد. لذا برای بررسی دقیق تر و واضح تر، تکنیک STEM به‌خدمت گرفته‌شد. تصاویر STEM مربوط به سرمت‌های $(Ti_{0.93}W_{0.07})CN_{0.3}-2Mo_2C$-20Ni و $(Ti_{0.93}W0.07)CN_{0.3}$-8Mo_2C-20Ni در شکل ۳ نمایش داده شده است. در این تصاویر دیده می‌شود که افزایش مقادیر کاربید مولیبیدن منجر به کاهش اندازه دانه‌ها از حدود ۵۵/۰ به کمتر از ۵/۰ میکرومتر می‌گردد.



شکل ۳- تصاویر STEM مربوط به سرمت‌های الف) $(Ti_{0.93}W_{0.07})(C_{0.7}N_{0.3})-2Mo_2C$-20Ni **و ب)** $(Ti_{0.93}W_{0.07})$ $(C_{0.7}N_{0.3})$-8Mo_2C-20Ni

[Downloaded from ijcse.ir on 2026-11-18]

[DOR: 20.1001.1.23222352.1396.6.4.3.6]

از طرف دیگر این تصاویر نشان می‌دهند که دانه‌های بوجود آمده در این سرمت‌ها از هسته و لایه دورتادور هسته تشکیل شده‌اند. کنتراست و اختلاف رنگ موجود در ساختار هسته و لایه مذکور نشان می‌دهد که ترکیب شیمیایی آنها متفاوت هستند. به‌منظور دستیابی به درک بهتری از انحلال و رسوب کاربیدها، مقدار عناصر W و Mo در هسته و لایه اطراف آن توسط طیف سنجی عناصر با استفاده از پراش اشعه ایکس (EDS) اندازه‌گیری شد. مطابق با شکل ۴ دیده می‌شود که در سرمت $(Ti_{0.93}W_{0.07})C–Mo_2C–20\ Ni$ با افزایش مقدار کاربید ثانویه Mo_2C، میزان هر دو عنصر W و Mo در هسته کاهش می‌یابد. بعلاوه، غلظت عنصر W در لایه اطراف هسته کم می‌شود در حالی‌که غلظت عنصر Mo با افزایش قابل ذکری مواجه می‌باشد. این در حالیست که غلظت هر دو عنصر مذکور در فاز Ni افزایش می‌یابند. افزایش درصد این دو عنصر در Ni در نتیجه انحلال Mo_2C و WC در مذاب با دمای بالا می‌باشد. بنابراین میزان W در لایه اطراف هسته کاهش و درصد Mo افزایش می‌یابد. در شکل ۵ طیف مربوط به آزمون EDS نمونه‌های $(Ti_{0.93}W_{0.07})C\text{-}2Mo_2C\text{-}20Ni$ و $(Ti_{0.93}W_{0.07})C\text{-}8Mo_2C\text{-}20Ni$ در هسته دیده می‌شود. مشابه با آنچه در شکل ۴ نیز نمایش داده شد میزان عنصر Mo در هسته بسیار اندک می‌باشد. مطابق با جداول موجود در شکل ۵، با افزایش درصد Mo_2C از ۲ به ۸ درصد، درصدهای وزنی W و Mo به ترتیب از ۰۱/۲۰ به ۵۰/۱۹ و ۱۴/۰ به ۰۸/۰ تغییر یافته‌اند. ناچیز بودن عنصر Mo به دلیل هم‌نشینی[1] ضعیف W و Mo با N_2 می‌باشد. در شکل ۶ طیف مربوط به آزمون EDS در لایه اطراف هسته نمونه‌های مذکور مشاهده می‌گردد. بوضوح دیده می‌شود که درصد عنصر Mo در این لایه به مراتب بیش از هسته می‌باشد. همچنین با افزایش میزان کاربید ثانویه دیده می‌شود که درصدوزنی Mo از ۶۷/۴ به ۴۳/۱۱ افزایش قابل توجهی یافته‌است. همچنین همانطور که قبلا نیز به آن اشاره شد با افزایش مقدار Mo_2C میزان عنصر W در این لایه کاهش یافته‌است.

۳-۳- خواص مکانیکی

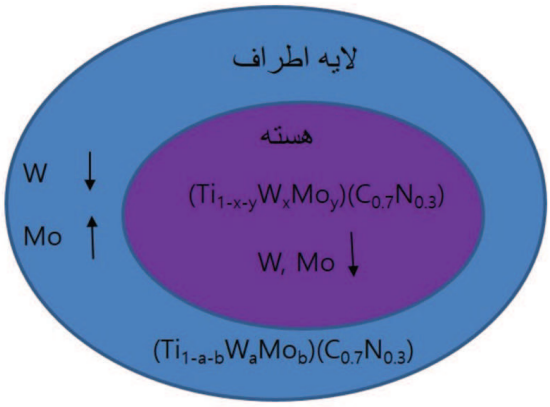
سختی این نمونه‌ها با استفاده از روش ویکرز اندازه‌گیری شده و چقرمگی آنها توسط معادله شتی محاسبه گردید (شکل ۷). لازم به توضیح است که برای اطمینان از مقادیر به‌دست‌آمده، آزمون سختی سنجی بر روی سه نمونه مشابهی که تحت شرایط مورد نظر فرآوری شده‌بودند انجام گرفت. تحقیقات قبلی نشان می‌دهند که افزودن Mo_2C باعث بهبود ترشوندگی کاربیدهایی چون TiC و Ti(CN) در فاز Ni می‌گردد که این امر متعاقباً منجر به یکنواخت‌تر شدن ساختار و افزایش خواص مکانیکی می‌گردد [۱۳–۱۶]. مشاهده می‌گردد که سختی نمونه‌های حاوی $(Ti_{0.93}W_{0.07})(C_{0.7}N_{0.3})$ که با CN نشان داده شده‌اند، با افزایش مقدار Mo_2C از ۷/۱۲ به ۹/۱۳ گیگاپاسکال افزایش می‌یابد. این بهبود خواص مکانیکی با خاصیت ریزدانه کنندگی این کاربید ثانویه تناسب دارد. همچنین در این کار پژوهشی سختی نمونه‌های حاوی $(Ti_{0.93}W_{0.07})C$ که اختصاراً با حرف C نمایش داده شده‌اند برابر با ۳/۹ گیگاپاسکال اندازه‌گیری گردید که با افزودن ۲، ۵ و ۸ درصد از Mo_2C این مقدار از سختی به ترتیب تا ۷/۱۲، ۹/۱۲ و

[1] affinity

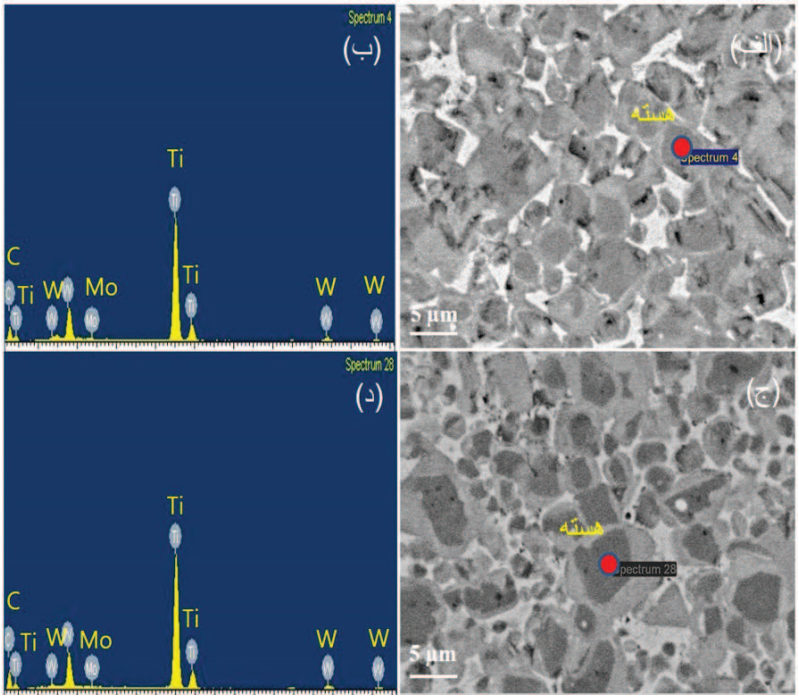
[Downloaded from ijcse.ir on 2026-11-18]

[DOR: 20.1001.1.23222352.1396.6.4.3.6]

۹۵/۱۲ گیگاپاسکال افزایش یافت. روشن است که حتی برای سرمت‌های عاری از N_2، با افزایش درصد کاربید ثانویه سختی بهبود می‌یابد اگر چه این بهبود به اندازه زمانی نیست که N_2 باعث ریزکردن مؤثر دانه‌ها گردد. علاوه بر این همانطور که انتظار هم می‌رفت با افزودن کاربید ثانویه میزان چقرمگی کاهش پیدا نمود. به بیان دیگر واضح است که با افزایش میزان کاربید ثانویه و افزایش سختی، میزان شکنندگی این سرمت‌ها افزایش و تحمل تغییرفرم پلاستیک در این مواد کاهش می‌یابد.



شکل ۴- نمایی از ذرات با شکل هسته/لایه اطراف و تغییر عناصر آلیاژی در اثر افزایش Mo_2C.



Element	Weight%	Atomic%
C K	18.42	52.46
Ti K	61.17	43.68
Mo L	0.39	0.14
W M	20.01	3.72
Totals	100.00	

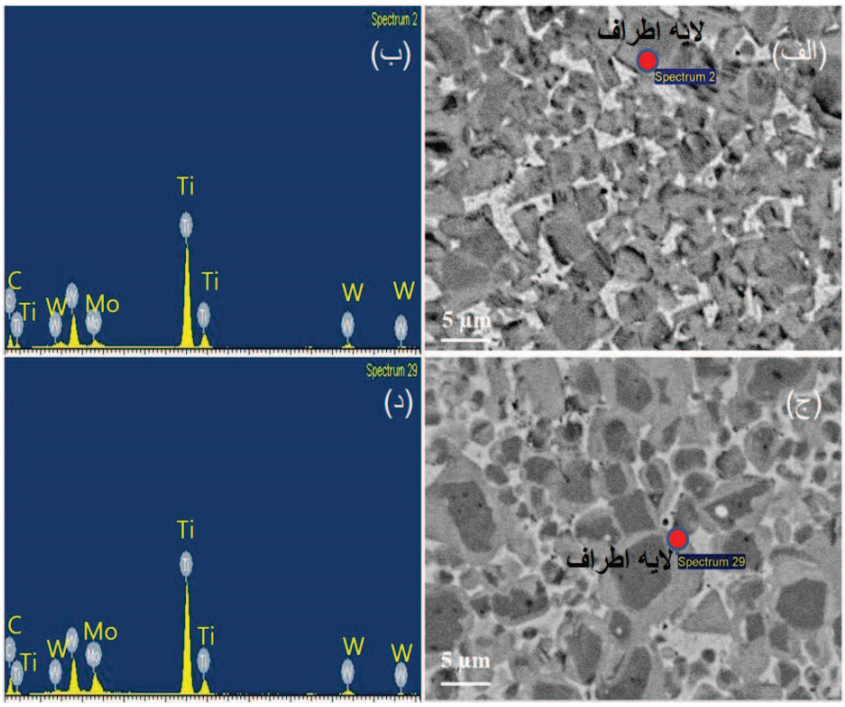
Element	Weight%	Atomic%
C K	20.07	54.95
Ti K	60.67	41.64
Mo L	0.24	0.08
W M	19.50	3.49
Totals	100.00	

شکل ۵- تصاویر SEM و EDS هسته در: $(Ti_{0.93}W_{0.07})C$-$2Mo_2C$-20Ni (الف) و (ب)

$(Ti_{0.93}W_{0.07})C$-$8Mo_2C$-20Ni (ج) و (د)

[Downloaded from ijcse.ir on 2026-11-18]

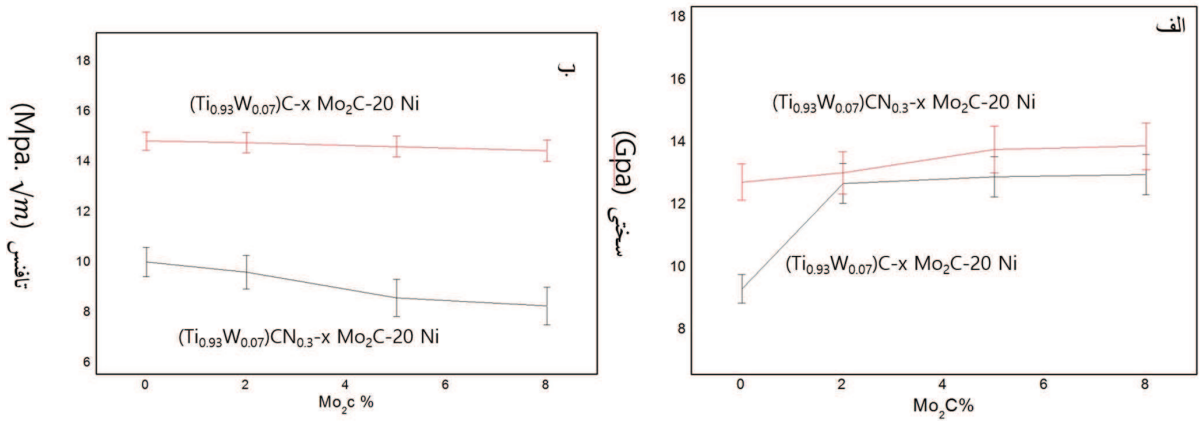
[DOR: 20.1001.1.23222352.1396.6.4.3.6]



Element	Weight%	Atomic%
C K	19.14	54.82
Ti K	55.09	39.56
Mo L	4.67	1.68
W M	21.09	3.95
Totals	100.00	

Element	Weight%	Atomic%
C K	23.36	61.56
Ti K	47.98	31.70
Mo L	11.43	3.77
W M	17.24	2.97
Totals	100.00	

شکل ۶- تصاویر SEM و EDS لایه اطراف در: $(Ti_{0.93}W_{0.07})C$-$2Mo_2C$-20Ni (الف) و (ب) $(Ti_{0.93}W_{0.07})C$-$8Mo_2C$-20Ni (ج) و (د)



شکل ۷- خواص سختی و چقرمگی سرمت‌ها در اثر افزایش میزان Mo_2C.

۴- نتیجه‌گیری

در این پژوهش ابتدا شرایط بهینه تولید پودر محلول‌های جامد (TiW)C/(TiW)CN استحصال گردید. سپس با مخلوط کردن این مواد با پودر Ni و همچنین Mo_2C و نهایتاً انجام فرآیند تف جوشی، سرمت‌های مورد نظر سنتز شد. در این تحقیق مشخص گردید:

- سرمت‌های $(Ti_{0.93}W_{0.07})C/CN_{0.3}$-$Mo_2C$-20Ni دارای ساختاری متشکل از هسته و لایه پیرامون آن می‌باشد.

[Downloaded from ijcse.ir on 2026-11-18]

[DOR: 20.1001.1.23222352.1396.6.4.3.6]

- بدلیل هم‌نشینی ضعیفی که W و Mo با N_2 دارند پایداری (TiWMo)CN کمتر از (TiW)CN است.
- حضور N_2 باعث افزایش پایداری و متعاقباً کاهش اندازه دانه می‌گردد.
- درصد عنصر Mo در لایه اطراف هسته به مراتب بیش از هسته می‌باشد. همچنین با افزایش میزان کاربید ثانویه میزان Mo موجود در این لایه افزایش می‌یابد. بعلاوه با افزایش مقدار Mo_2C میزان عنصر W در لایه اطراف هسته کاهش می‌یابد.
- هر دو پارامتر استفاده از N_2 در طی فرآیند احیا و همچنین افزودن کاربید ثانویه منجر به افزایش سختی این سرمت‌ها می‌گردند.

مراجع

[1] W. Zhai, Y. Gao, L. Sun, Y. Xiao, L. He and Y. Wang, "Effect of molybdenum addition on the microstructure and mechanical properties of Cr_3C_2-20 wt. % Ni cermet Materials at High Temperatures", Vol. 34, pp. 272–278, 2017.

[2] B. Lopez Ezquerra, R. Gonzalez Ojeda, I. Iparraguirre, N. Rodriguez, J.M. Sanchez-Moreno, "Presintering of TiCN-TiC-WC-Cr_3C_2-Ni cermets under N_2-H_2 atmospheres", International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, Vol. 62, pp. 21–28, 2017.

[3] K. Miyazaki, T. Okanishi, H. Muroyama, T. Matsui, K. Eguchi, "Development of NieBa(Zr,Y)O_3 cermet anodes for direct ammonia-fueled solid oxide fuel cells", Journal of Power Sources, Vol. 365, pp.148-154, 2017.

[4] V. Verma, B.V.M. Kumar, "Tribological characteristics of conventionally sintered TiCN-WC-Ni/Co cermets against cemented carbide", Ceramics International, Vol. 43, pp. 368-375, 2017.

[5] V. Verma, B.V.M. Kumar, "Processing of TiCN–WC–Ni/Co Cermets via Conventional and Spark Plasma Sintering Technique", Trans Indian Inst Met, Vol 70, pp. 843–853, 2017.

[6] H. Kwon, W. Kim, and J. Kim, "Stability Domains of NbC and Nb(CN) During Carbothermal Reduction of Niobium Oxide", Journal of American Ceramic Society, Vol. 98, pp. 315–319, 2015.

[7] T. Yanga, L. Nia, Q. Zheng, J. Xiong, "Cutting wear, microstructure and mechanical properties of ($Ti_{0.5}$,$W_{0.5}$)Cbased cermet inserts containing Mo_2C", International Journal of Refractory Metals & Hard Materials, Vol. 68, pp.151-158, 2017.

[8] D.K. Shetty, I.G. Wright, P.N. Mincer and A.H. Clauer. "Indentation fracture of WC–Co cermets", Journal of Materials Science, Vol. 20, pp. 1873–1882, 1985.

[9] J. Kim, S. Kang, "Microstructure evolution and mechanical properties of (Ti0.93W0.07)C–xWC–20Ni cermets", Materials Science and Engineering, Vol A 528, pp. 3090–3095, 2011.

[10] H. Hosokawa, K. Shimojima, A. Matsumoto, K. Kato and H. Matsubara, "Wettability of Ni/(TixMe1 − x)(CuNv) system (Me = Mo, W) ", International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, Vol. 33, pp.1–5, 2012.

[11] I.J. Jung, S.A. Kang, "Study of the characteristics of Ti(CN) solid solutions", Journal of Materials Science, Vol. 35, pp. 87–90, 2000.

[12] S. Kang, "Stability of nitrogen in Ti(CN) solid solutions for cermet applications", International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, Vol. 40, pp. 139–142, 1997.

[13] N. M. Parikh and J. M. Humenik, "Cermets: II, Wettability and microstructure studies inliquid-phase sintering", Journal of American Ceramic Society, Vol. 40, pp. 315–320, 1957.

[14] H. Doi, "Advanced TiC and TiC–TiN

[Downloaded from ijcse.ir on 2026-11-18]

[DOR: 20.1001.1.23222352.1396.6.4.3.6]

based cermets", 2nd International Conference and Science in Hard Materials England. Adam Hilger Ltd, pp. 489–491, 1984.

[15] N. Liu, Y. Xu, Z. Li, M. Chen, G. Li and L. Zhang, "Influence of molybdenum addition on the microstructure and mechanical properties of TiC-based cermets with nano-TiN modifications", Ceramic International, Vol. 29, pp. 919–925, 2003.

[16] S. M. Rafiaei, J. H. Kim and S. Kang, "Effect of nitrogen and secondary carbide on the microstructure and properties of $(Ti_{0.93}W_{0.07})$C-Ni cermets", International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, Vol. 44, pp. 123-128, 2014.

[Downloaded from ijcse.ir on 2026-11-18]

[DOR: 20.1001.1.23222352.1396.6.4.3.6]