METALLURGICAL ENGINEERING
The Journal of Iranian Metallurgical and Materials Engineering Society

Winter 2026, Volume 28, Nummber 4

Effect of Zirconium Addition and Thermomechanical Treatment on the Microstructure, Hardness and Electrical Conductivity of Cu-Ni-Co-Si Alloy

***Reza Mohammadi Bayati[1], Hamed Shahmir[2], Alireza Derakhshandeh[3]**

1- MSc Student, Materials Science and Metallurgical Engineering, Tarbiat Modares University, Tehran, Iran
2- Assistant Professor, Materials Science and Metallurgical Engineering, Tarbiat Modares University, Tehran, Iran
3- PhD Student, Materials Science and Metallurgical Engineering, Tarbiat Modares University, Tehran, Iran

Citation: Mohammadi Bayati R, Shahmir H, Derakhshandeh A. Effect of Zirconium Addition and Thermomechanical Treatment on the Microstructure, Hardness, and Electrical Conductivity of Cu-Ni-Co-Si Alloy, Metallurgical Engineering, 2026: 28(4): 236-245 https://doi.org/10.22076/me.2026.743587

https://doi.org/10.22076/me.2026.743587

ABSTRACT

In this study, the effect of adding a small amount of zirconium and the thermomechanical route on the microstructure evolution, age-hardening behavior, and electrical conductivity of the Cu–Ni–Co–Si alloy was investigated. Two alloys, Cu–Ni–Co–Si and Cu–Ni–Co–Si–Zr, were evaluated at different stages of the designed thermomechanical route. The results showed that the optimal age-hardening condition for both alloys is achieved at a temperature of 500 °C and a time of 0.5 h. The maximum hardness of the zirconium-free alloy was 276 Hv, and that of the zirconium-containing alloy was 259 Hv. X-ray diffraction analysis confirmed the formation of $(Ni,Co)_2Si$ intermetallic precipitates in both alloys. The electrical conductivity of the zirconium-containing alloy reached 41% IACS, which is higher than the 39% IACS of the base alloy. The results show that the addition of zirconium, by influencing the precipitation behavior, increases conductivity and slightly reduces hardness. The two investigated alloys exhibited favorable mechanical and electrical properties for industrial applications after thermomechanical treatment.

Keywords: *Copper-based alloy, microstructure engineering, thermomechanical treatment, electrical conductivity, precipitation hardening.*

Received: April 4, 2025 | Accepted: November 3, 2025

* ***Corresponding Author:***
Reza Mohammadi Bayati, MSc
Address: Department of Materials Science and Metallurgical Engineering, Tarbiat Modares University, Tehran, Iran
Tel: +98 (21) 82883305
E-mail: Reza.bayati@modares.ac.ir

اثر افزودن زیرکونیوم و اعمال عملیات ترمومکانیکی بر ریزساختار، سختی و هدایت الکتریکی آلیاژ Cu-Ni-Co-Si

*رضا محمدی بیاتی[۱]، حامد شاه‌میر[۲]، علیرضا درخشنده[۳]

۱- دانشجوی کارشناسی ارشد رشته مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه تربیت‌مدرس، تهران، ایران
۲- استادیار، مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه تربیت مدرس، تهران، ایران
۳- دانشجوی دکتری رشته مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه تربیت‌مدرس، تهران، ایران

چکیده

در این پژوهش، اثر افزودن مقدار جزئی عنصر زیرکونیوم و مسیر ترمومکانیکی بر تحول ریزساختار، رفتار پیرسختی و هدایت الکتریکی آلیاژ Cu–Ni–Co–Si بررسی شد. دو آلیاژ Cu–Ni–Co–Si و Cu–Ni–Co–Si–Zr در مراحل مختلف مسیر ترمومکانیکی طراحی شده مورد ارزیابی قرار گرفتند. نتایج نشان داد شرایط بهینه پیرسختی برای هر دو آلیاژ در دمای ۵۰۰°C و زمان ۰/۵ ساعت حاصل می‌شود. بیشینه سختی آلیاژ بدون زیرکونیم برابر با ۲۷۶ Hv و آلیاژ حاوی زیرکونیوم برابر با ۲۵۹ Hv به‌دست آمد. تحلیل پراش پرتو ایکس، تشکیل رسوبات بین‌فلزی $(Ni,Co)_2Si$ را در هر دو آلیاژ تأیید کرد. هدایت الکتریکی آلیاژ حاوی زیرکونیوم به ۴۱٪ IACS رسید که نسبت به آلیاژ پایه با ۳۹٪ IACS مقدار بالاتری است. نتایج نشان می‌دهد افزودن زیرکونیوم با تأثیر بر رفتار رسوب‌زنی، موجب افزایش رسانایی و کاهش نسبی سختی می‌شود. دو آلیاژ مورد بررسی پس از اعمال عملیات ترمومکانیکی خواص مکانیکی و الکتریکی مطلوبی را برای کاربردهای صنعتی از خود نشان دادند.

واژه‌های کلیدی: آلیاژ پایه‌مس، مهندسی ریزساختار، عملیات ترمومکانیکی، هدایت الکتریکی، رسوب‌سختی.

دریافت: ۱۴۰۴/۰۱/۱۵ | پذیرش: ۱۴۰۴/۰۸/۱۲

مقدمه

با گسترش صنعت نیمه‌رسانا و کوچک‌سازی مداوم تراشه‌ها، الزامات مربوط به هدایت الکتریکی، هدایت حرارتی و استحکام مکانیکی مواد افزایش یافته و در این میان آلیاژهای پایه‌مس به‌ویژه آلیاژ Cu–Ni–Si موسوم به آلیاژ کورسون، به‌عنوان نسل سوم مواد لیدفریم[1] با استحکام بالا و هدایت متوسط معرفی شده‌اند که قادر به ارائه استحکام‌های بالاتر از ۶۰۰ مگاپاسکال همراه با پایداری حرارتی و نرخ رهایش تنشی پایین هستند [۱-۶]. سازوکار استحکام‌بخشی این آلیاژها عمدتاً مبتنی بر رسوب‌سختی از طریق تشکیل رسوبات نانومتری δ-Ni_2Si و فعال‌بودن سازوکارهایی چون اوروان که هم‌زمان با خروج عناصر محلول از زمینه و تشکیل رسوبات، موجب بهبود هدایت الکتریکی نیز می‌شود [۴-۱۰]. نتایج نشان می‌دهد نسبت بهینه Ni/Si در محدوده جرمی حدود ۴:۱ (نسبت اتمی ۲:۱)، بیشترین تشکیل رسوبات پایدار و بهترین توازن میان استحکام و رسانایی را فراهم می‌کند[۱۰-۱۳]. افزودن کبالت به آلیاژ کورسون با سرکوب تجزیه اسپینودال و تسهیل تشکیل فاز پایدار $(Ni,Co)_2Si$ موجب افزایش هم‌زمان سختی و هدایت الکتریکی تا حدود ۵–۱۵٪ IACS[2] نسبت به آلیاژ پایه می‌شود، هرچند مقادیر بیش‌تر از این مقدار منجر به تشکیل فازهای درشت Co_2Si و افت نسبی خواص مکانیکی می‌گردد[۱۴, ۱۵]. همچنین گزارش شده است که با تشکیل فاز $(Ni,Co)_2Si$ دمای انحلال رسوبات افزایش و نرخ رشد آن‌ها کاهش می‌یابد [۱۶]. از سوی دیگر، حضور کنترل‌شده زیرکونیوم با مهار رشد مرزدانه‌ها و کاهش انرژی فعال‌سازی رسوب‌گذاری، موجب

1 Lead frame
2 International Annealed Copper Standard

* نویسنده مسئول:
مهندس رضا محمدی بیاتی
نشانی: دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه تربیت‌مدرس، تهران، ایران
تلفن: ۸۲۸۸۳۳۰۵ (۲۱) ۹۸+
پست الکترونیکی: Reza.bayati@modares.ac.ir

جدول۱: نتایج آنالیز کوانتومتری آلیاژهای مورد مطالعه

آلیاژ	عناصر (درصد وزنی)				
Cu-Ni-Co-Si	Cu	Ni	Si	Co	Zr
	پایه	۱/۵۷	۰/۵۹۲	۰/۹۲۴	-
	S	Mn	Zn	Sn	Fe
	۰/۰۰۴۱	۰/۰۱۱۱	۰/۰۰۵۵	۰/۰۰۲۷	۰/۰۲۲۹
Cu-Ni-Co-Si-Zr	Cu	Ni	Si	Co	Zr
	پایه	۱/۵۸	۰/۵۳۷	۰/۹۹۹	۰/۰۶۵۹
	S	Mn	Zn	Sn	Fe
	۰/۰۰۳۲	۰/۰۰۲۵	۰/۰۰۲۲	۰/۰۰۲۲	۰/۰۱۹۱

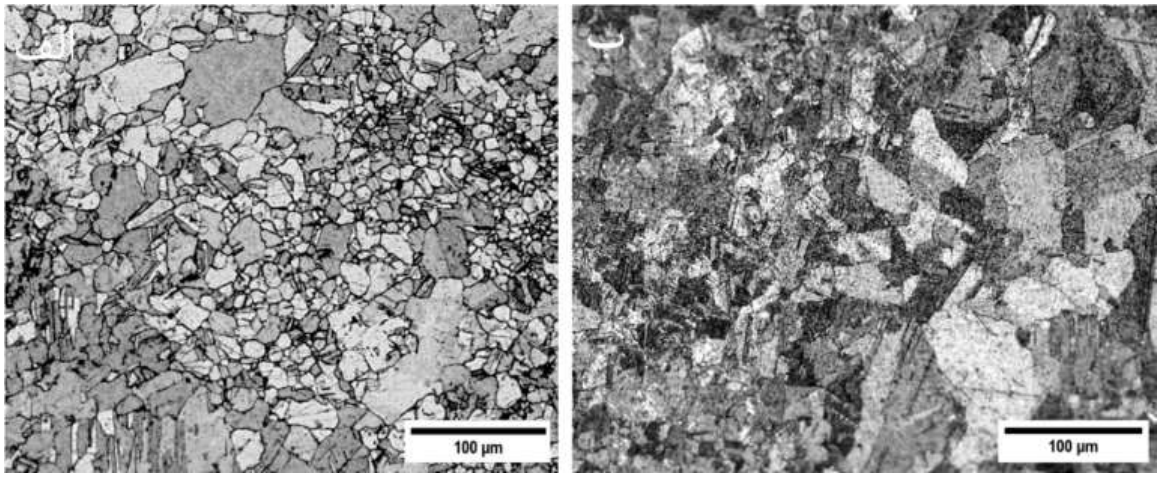
افزایش جوانه‌زنی رسوبات δ-Ni_2Si می‌شود، اما افزایش بیش از حد آن با تشکیل فاز درشت Ni_2ZrSi، کاهش کسر حجمی رسوبات مؤثر و افت تدریجی استحکام و سختی همراه خواهد بود[۱۷-۱۹].

بر این اساس، هدف اصلی این پژوهش بررسی رفتار ریزساختاری و خواص مکانیکی و الکتریکی آلیاژ Cu-1.5Ni-1Co-0.5Si و ارزیابی اثر هم‌زمان افزودن عنصر زیرکونیوم و انجام عملیات ترمومکانیکی بر عملکرد این آلیاژ است. بدین منظور، دو آلیاژ شامل آلیاژ پایه فوقالذکر و آلیاژ حاوی مقادیر جزئی زیرکونیوم تهیه گردید و هر دو طبق یک مسیر فرآوری یکسان شامل ریخته‌گری، همگن‌سازی، نورد و پیرسختی فراوری شدند تا امکان مقایسه دقیق اثر زیرکونیوم فراهم شود. به‌منظور تحلیل تحولات فازی و ریزساختاری، آزمون‌های متالوگرافی و پراش پرتو ایکس انجام شد و تغییرات خواص مکانیکی و الکتریکی از طریق آزمون سختی‌سنجی و اندازه‌گیری هدایت الکتریکی مورد ارزیابی قرار گرفت. نتایج این مطالعه می‌تواند درک روشنی از نقش زیرکونیوم در دگرگونی ریزساختار و بهینه‌سازی تعادل میان استحکام و هدایت الکتریکی آلیاژهای کورسون حاوی کبالت ارائه داده و مسیر طراحی آلیاژهای با عملکرد بهبودیافته برای کاربردهای لیدفریم را هموار سازد.

روش پژوهش

در این پژوهش، دو آلیاژ پایه‌مس شامل Cu–Ni–Co–Si و Cu–Ni–Co–Si–Zr به‌منظور بررسی اثر افزودن زیرکونیوم بر رفتار رسوب‌زنی، تحول ریزساختاری و خواص سختی و الکتریکی سیستم آلیاژی حاوی کبالت تهیه شدند. نمونه‌ها با ذوب مواد اولیه با خلوص بالا و ریخته‌گری در قالب فولادی پیش‌گرم شده فرآوری شدند. در گام نخست، آنالیز کوانتومتری به‌عنوان مبنای تعیین ترکیب شیمیایی آلیاژها مورد استفاده قرار گرفت و نتایج آن در جدول ۱ گزارش شده است. این آنالیز به‌عنوان معیار اولیه برای اطمینان از صحت ترکیب شیمیایی و مطابقت آن با مقادیر طراحی‌شده به کار گرفته شد. به منظور افزایش دقت و اعتبار نتایج، ترکیب شیمیایی آلیاژها همچنین با استفاده از آنالیز ICP-OES[3] مورد بررسی قرار گرفت و ترکیب شیمیایی آلیاژها به صورت Cu-1.01Ni-1.1Co-0.4Si و Cu-1.01Ni-1.1Co-0.02Zr به دست آمد. این داده‌ها نشان داد که ترکیب نهایی آلیاژها با ترکیب اسمی بسیار نزدیک بوده و مبنای تحلیل‌های ریزساختاری، رفتار رسوب‌زنی و خواص نهایی در ادامه پژوهش قرار گرفت. این مقادیر مبنای تحلیل‌های ریزساختاری و فرایندی در ادامه پژوهش قرار گرفتند. پس از ریخته‌گری، با اهداف کاهش ضخامت اولیه قطعه ریختگی، بهبود و همگن‌سازی ریزساختار دندریتی ناشی از انجماد و فراهم‌کردن شرایط مناسب برای عملیات آنیل‌محلولی و شکل‌دهی بعدی، تحت نورد سرد قرار گرفتند و ضخامت آن‌ها تا حدود ۳ میلی‌متر کاهش یافت. در ادامه، عملیات آنیل‌محلولی در دمای ۹۵۰°C و به مدت ۱ ساعت انجام شد و نمونه‌ها بلافاصله کوئنچ شدند تا محلول جامد فوق‌اشباع از عناصر آلیاژی ایجاد گردد. پس از این مرحله، نورد سرد با ۷۰٪ کاهش ضخامت اعمال شد. هدف این مرحله، علاوه بر افزایش چگالی عیوب بلوری (به‌خصوص نابجایی) و فراهم‌کردن بستر مناسب برای رسوب‌زنی، کاهش ضخامت نمونه‌ها از حدود ۳ میلی‌متر به بازه مناسب برای کاربردهای صنعتی ۰/۵ میلی‌متر بود. نمونه‌های نوردشده تحت عملیات پیرسختی در دماهای ۴۰۰، ۵۰۰ و ۶۰۰°C و در بازه‌های زمانی ۰/۵، ۱، ۲ و ۴ ساعت قرار گرفتند. نتایج سختی‌سنجی نشان داد که شرایط بهینه پیرسختی (سختی بیشینه) در هر دو آلیاژ در دمای ۵۰۰°C و زمان ۰/۵ ساعت به‌دست می‌آید. آزمون پراش پرتو ایکس نیز تنها روی همین نمونه‌های با سختی بیشینه و پیش از اعمال نورد نهایی انجام شد تا ماهیت رسوبات و ریزساختار پیرسختی شده بدون اثر تغییرشکل ثانویه ارزیابی شود. پس از تعیین شرایط بهینه، نورد نهایی ۲۰٪ اعمال گردید تا پایداری ساختار رسوبی و رفتار آلیاژ در برابر تغییرشکل تکمیلی، مشابه شرایط صنعتی، بررسی شود. بررسی ریزساختار با استفاده از میکروسکوپ نوری در سه مرحله انجام شد: حالت آنیل‌محلولی، پس از ۷۰٪ نورد

3 Inductively Coupled Plasma Optical Emission spectroscopy



شکل۱: تصاویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار آنیل‌محلولی آلیاژهای الف) Cu–Ni–Co–Si، ب) Cu–Ni–Co–Si–Zr.

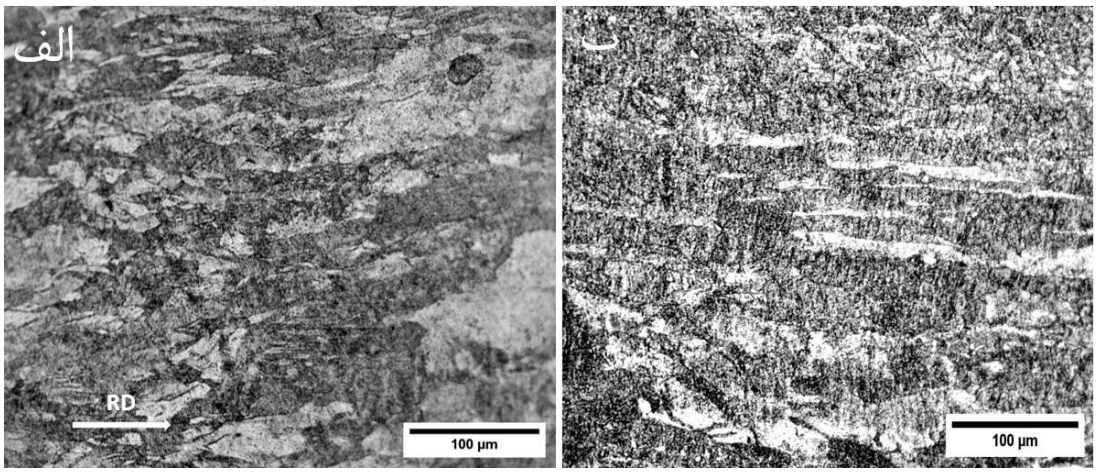
سرد و حالت نهایی پس از اتمام مسیر ترمومکانیکی. آماده‌سازی نمونه‌ها شامل پولیش و اچ با محلول $FeCl_3$–HCl–H_2O بود که در آن از آب به‌عنوان پایه محلول اچ استفاده شد. آزمون سختی‌سنجی به روش ویکرز مطابق استاندارد ASTM E384 و با بار gf ۱۰۰ و زمان نگه‌داری ۱۰ ثانیه انجام شد. برای افزایش دقت و کاهش اثرات ناهمگنی موضعی، سختی هر نمونه در پنج نقطه مجزا و انتخاب‌شده به‌صورت تصادفی اندازه‌گیری شد و مقدار سختی نهایی به‌صورت میانگین سختی این پنج نقطه گزارش گردید. به‌منظور بررسی تحول فازی در مراحل مختلف عملیات ترمومکانیکی، آزمون پراش پرتو ایکس بر روی نمونه‌های آنیل‌محلولی و نمونه‌های پیرسخت‌شده در شرایط بیشینه سختی (۵۰۰°C، ۰/۵ ساعت) انجام شد. الگوهای پراش با دستگاه Philips X'Pert MPD مجهز به تابش Cu–Kα در بازه زاویه‌ای 2θ از ۳۵° تا ۵۵°، با اندازه گام ۰/۰۲۰۰ درجه و زمان اسکن ۳۰ دقیقه ثبت گردیدند. هدایت الکتریکی نمونه‌ها با روش چهارپروب و مطابق استاندارد ASTM B193 اندازه‌گیری شد. این آزمون تنها بر روی نمونه‌های نهایی پس از تکمیل مسیر ترمومکانیکی انجام شد. برای دقت بیشتر، یک نمونه مس خالص آنیل‌شده نیز به‌عنوان مرجع در کنار دو آلیاژ مورد آزمون قرار گرفت.

نتایج، بحث و نتیجه‌گیری

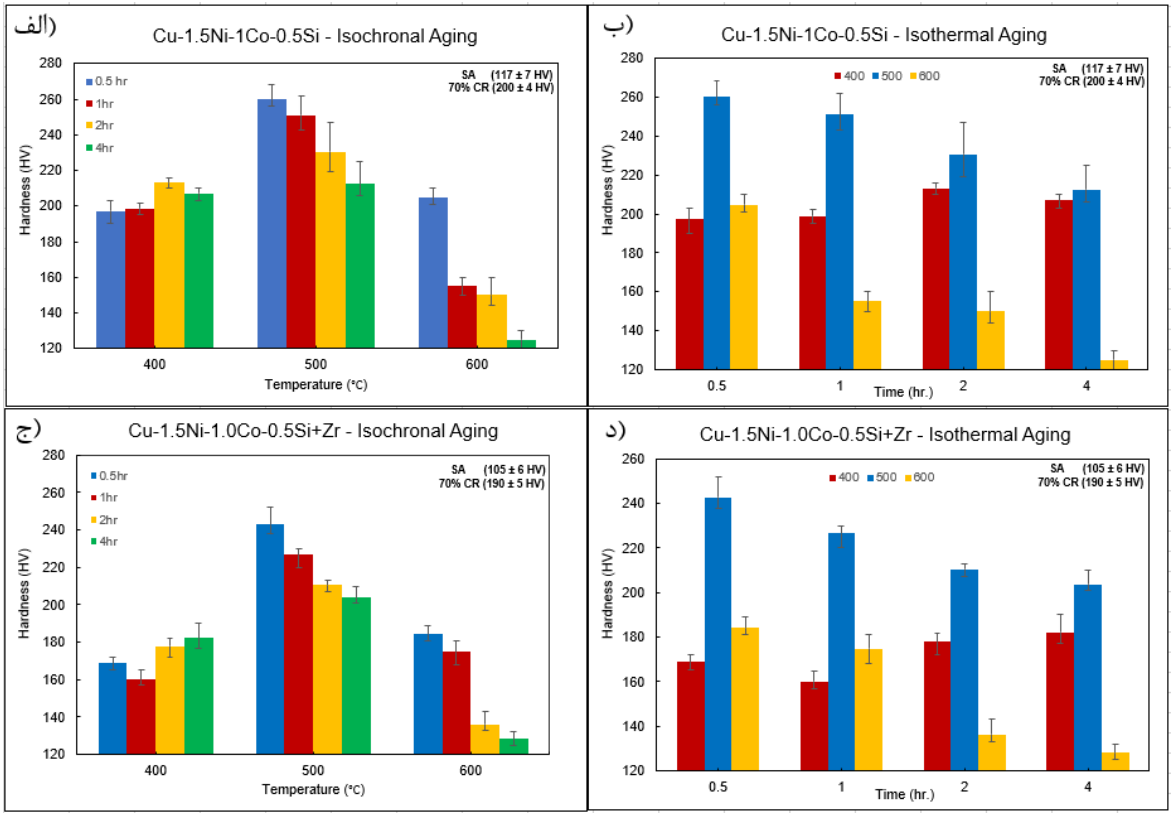
ریزساختار آنیل‌محلولی و نورد

به منظور بررسی وضعیت ریزساختار اولیه پیش از آغاز فرایند رسوب‌زنی، تصاویر میکروسکوپی دو آلیاژ Cu–Ni–Co–Si و Cu–Ni–Co–Si–Zr پس از عملیات آنیل‌محلولی در دمای ۹۵۰°C و کوئنچ در آب در شکل ۱ ارائه شده‌اند. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، هر دو آلیاژ دارای دانه‌های هم‌محور بدون جهت‌گیری مشخص و با مرزدانه‌های آشکار هستند. عدم مشاهده فاز ثانویه قابل رؤیت در تصاویر نوری بیانگر تشکیل یک محلول جامد فوق‌اشباع مناسب است. ریزساختار هر دو آلیاژ، برخلاف انتظار تشکیل ساختاری کاملاً همگن، شامل توزیعی از دانه‌های ریز، متوسط و درشت است و ناهمگنی اندازه دانه‌ها به‌وضوح قابل تشخیص است. این رفتار در آلیاژهای پایه‌مس با انرژی نقص چیدمان[۴] پایین رایج بوده و ناشی از تفاوت‌های موضعی در میزان کرنش ذخیره‌شده، الگوی نابجایی‌های اولیه در اثر نورد گرم و اختلاف در سرعت رشد مرزدانه‌ها در طول فرایند آنیل انحلالی است. حضور این ناهمگنی همچنین نشان می‌دهد که مسیر ترمومکانیکی پیشین می‌تواند نقش مؤثری در آغاز جوانه‌زنی دانه‌ها (تبلورمجدد) و رقابت بین رشد دانه‌ها داشته باشد. در هر دو آلیاژ حضور دوقلویی‌های آنیل آشکار است. این دوقلویی‌ها از ویژگی‌های رایج ساختارهای FCC با انرژی نقص چیدمانی پایین بوده و نشانه‌ای از تحقق کامل فرایند تبلور مجدد محسوب می‌شوند. علاوه بر این، مرزدانه‌های دوقلویی به‌عنوان نواحی با انرژی مرزی مشخص می‌توانند در مراحل بعدی، مسیرهای نفوذ سریع‌تر و مکان‌های ترجیحی بیشتری را برای جوانه‌زنی رسوبات فراهم کنند[۲۰]. از این رو، تفاوت در اندازه دانه‌ها، کسر حجمی مرزدانه‌ها و حضور مرزهای ویژه مانند دوقلویی‌ها نقش تعیین‌کننده‌ای در رسوب‌زنی مرحله پیرسختی، نرخ افزایش سختی در مراحل آغازین، مقدار بیشینه سختی و حتی پایداری رسوبات در دماهای بالا خواهد داشت. با توجه به اینکه ریزساختار ارائه‌شده در تصویر (ب) مربوط به آلیاژ حاوی ۰/۰۲ درصد وزنی زیرکونیوم است، مشاهده دانه‌های درشت‌تر (۱۷±۱ µm) در این نمونه نسبت به آلیاژ بدون زیرکونیم (۱۳±۳ µm) بیانگر آن است که مقدار افزوده‌شده زیرکونیوم در شرایط حاضر نتوانسته نقش مؤثری در مهار رشد مرزدانه‌ها و کنترل فرایند رشد دانه طی عملیات آنیل انحلالی ایفا کند. به نظر می‌رسد مقدار محدود زیرکونیوم، به‌همراه دمای بالای عملیات محلول‌سازی، موجب شده است رشد ترجیحی برخی دانه‌ها تسهیل گردد. این نتایج نشان می‌دهد که اثر زیرکونیوم بر رفتار رشد دانه، وابستگی قابل توجهی به مقدار آن و شرایط ترمومکانیکی اعمال‌شده دارد.

4 Stacking fault energy



شکل۲: تصاویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار ۷۰٪ نورد شده آلیاژهای الف) Cu–Ni–Co–Si، ب) Cu–Ni–Co–Si–Zr.



شکل۳: تغییرات سختی در آلیاژهای: (الف وب) Cu–Ni–Co–Si، (ج و د) Cu–Ni–Co–Si–Zr تحت پیرسختی هم‌دما و هم‌زمان.

ریزساختار آلیاژها پس از ۷۰٪ نورد سرد در شکل ۲ نشان داده شده است. نورد سرد آلیاژ آنیل‌محلولی شده، تعداد زیادی باندهای تغییرشکل[5] و باندهای لغزش[6] را درون دانه‌ها ایجاد کرده است. تغییرشکل دانه‌ها در طی نورد سرد موجب ایجاد نواحی با کرنش بالا به صورت باندهای لغزش می‌شود. این باندهای لغزش به‌عنوان مراکز جوانه‌زنی برای رسوب‌زنی در طی عملیات پیرسختی بعدی عمل می‌کنند[۲۱, ۲۲]. مشاهده شده است که رسوب‌گذاری می‌تواند به‌صورت ترجیحی روی باندهای تغییرشکل در آلیاژ پس از نورد سرد اتفاق افتد. چگالی بالای نابجایی‌ها علاوه بر فراهم کردن مسیر برای نفوذ آلیاژی، تعداد زیادی مرکز جوانه‌زنی در اختیار قرار می‌دهد و در نتیجه موجب افزایش سرعت رسوب‌زنی و رشد می‌شود[۲۰, ۲۱, ۲۳].

5 Deformation Bands
6 Slip Bands

اثر عملیات پیرسختی

با توجه به نمودارهای پیرسختی هم‌دما[۷] (شکل ۳)، مشاهده می‌شود که در دمای ۴۰۰°C، هر دو آلیاژ رفتار رسوب‌زنی بسیار کندی را نشان می‌دهند و سختی آن‌ها تنها با شیبی ملایم افزایش می‌یابد. این روند ناشی از کافی نبودن دما و در نتیجه نیروی محرکه برای نفوذ سریع اتم‌های نیکل و سیلسیم و کبالت است؛ به‌طوری‌که جوانه‌زنی و رشد رسوبات $(Ni,Co)_2Si$ به‌کندی پیش می‌رود و احتمالاً سازوکار قفل‌کردن نابجایی‌ها به‌طور کامل فعال نمی‌شود. در نتیجه، افزایش سختی محدود و تدریجی بوده و بیشینه سختی تنها پس از زمان‌های طولانی‌تر ظاهر می‌شود. در آلیاژ Cu–Ni–Co–Si، بیشینه سختی در زمان ۲ ساعت رخ داده و مقدار آن برابر با ۳ ± ۲۱۳ Hv است. در مقابل، آلیاژ Cu–Ni–Si–Co–Zr افزایش سختی کندتری را تجربه کرده و بیشینه سختی تنها در زمان ۴ ساعت به مقدار ۷ ± ۱۸۳ Hv رسیده است. علاوه بر رسیدن دیرتر به بیشینه سختی، این آلیاژ یک رفتار غیرخطی مشخص شامل کاهش سختی در زمان‌های میانی و سپس افزایش مجدد سختی را نشان می‌دهد. این پدیده را می‌توان به دو عامل مرتبط دانست: نخست، اثر زیرکونیوم در کاهش سرعت نفوذ، که باعث تأخیر در تشکیل رسوبات می‌شود[۱۷]؛ دوم، احتمال وقوع بازیابی موضعی یا حتی تبلور مجدد موضعی که می‌تواند سختی را کاهش دهد.

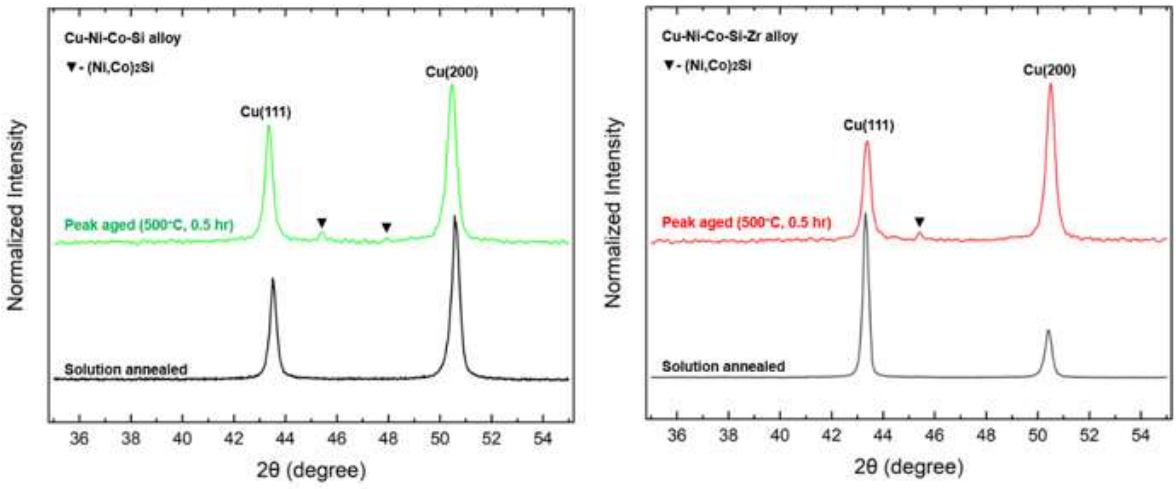
افزایش تعداد عیوب بلوری ایجادشده در آلیاژ پس از ۷۰٪ نورد سرد موجب می‌شود که نرخ رسوب‌زنی فازهای بین‌فلزی در مراحل اولیه پیرسختی افزایش یابد[۲۰, ۲۲]. در نتیجه، سختی تا مقدار بیشینه خود افزایش پیدا کرده و برای مدتی در همان مقدار ثابت می‌ماند. با افزایش بیشتر زمان پیرسختی، آلیاژ می‌تواند وارد مرحله فراپیرسختی می‌شود که در این مرحله، انتظار می‌رود با درشت شدن رسوبات نانومتری و از دست رفتن رابطه همدوسی میان فازهای بین‌فلزی و زمینه، خاصیت قفل کردن نابجایی‌ها و مرزدانه ها توسط سازوکار اوراوان غیرفعال شده و تبلور مجدد موضعی اتفاق می‌افتد؛ امری که سبب افت سختی می‌شود[۱۹]. بیشینه سختی برای آلیاژ Cu–Ni–Co–Si در دمای ۵۰۰°C برابر با ۶ ± ۲۶۰ Hv و برای آلیاژ Cu–Ni–Si–Co–Zr برابر با ۷ ± ۲۴۳ Hv است. در دمای ۶۰۰°C نیز، سختی هر دو آلیاژ در مراحل اولیه به‌سرعت افزایش یافته، در مدت زمان کوتاهی به مقدار بیشینه رسیده و سپس با ادامه زمان پیرسختی کاهش یافته است. برای این تغییرات سختی نیز می‌توان دلایل گفته شده برای دمای ۵۰۰°C را برشمرد. بیشینه سختی برای آلیاژ Cu–Ni–Co–Si در دمای ۶۰۰°C برابر با ۵ ± ۲۰۵ Hv و برای آلیاژ Cu–Ni–Si–Co–Zr برابر با ۴ ± ۱۸۵ Hv است که کمترین بیشینه سختی در بین سه دمای مورد بررسی است. همچنین افت سختی در این دما نسبت به دیگر دماها شدیدتر است. علت افت ناگهانی سختی و پایین بودن کلی سختی در ۶۰۰°C نسبت به دیگر دماها ناشی از بالا بودن دما و نفوذ سریع عناصر و رشد سریع رسوبات نانومتری و حتی انحلال رسوبات در زمینه، رخ دادن کامل تبلور مجدد و رشد دانه و ورود زودهنگام به مرحله فراپیرسختی است. با توجه به نمودارهای پیرسختی هم‌دما می‌توان دریافت که با افزایش دمای پیرسختی، زمان لازم برای رسیدن به سختی بیشینه کاهش می‌یابد [۲۰, ۲۲, ۲۴]؛ زیرا فرآیند رسوب‌زنی عمدتاً وابسته به نفوذ اتمی است و با افزایش دما، ضریب نفوذ افزایش پیدا کرده و رسوب‌زنی با سرعت بیشتری انجام می‌شود[۱۹].

نتایج آزمون سختی‌سنجی بر حسب زمان در سه دما نشان داد که هر دو آلیاژ در دمای ۵۰۰°C بالاترین مقدار سختی را در مقایسه با سایر دماهای مورد بررسی به دست آوردند. نتایج آزمون سختی‌سنجی بر حسب دمای پیرسختی نیز نشان می‌دهد که سختی هر دو آلیاژ با افزایش دما ابتدا افزایش یافته و در ۵۰۰°C به بیشترین مقدار خود رسیده است. برای هر دو آلیاژ، دمای ۵۰۰°C و زمان ۰/۵ ساعت بهینه‌ترین زمان و دمای پیرسختی تعیین گردید.

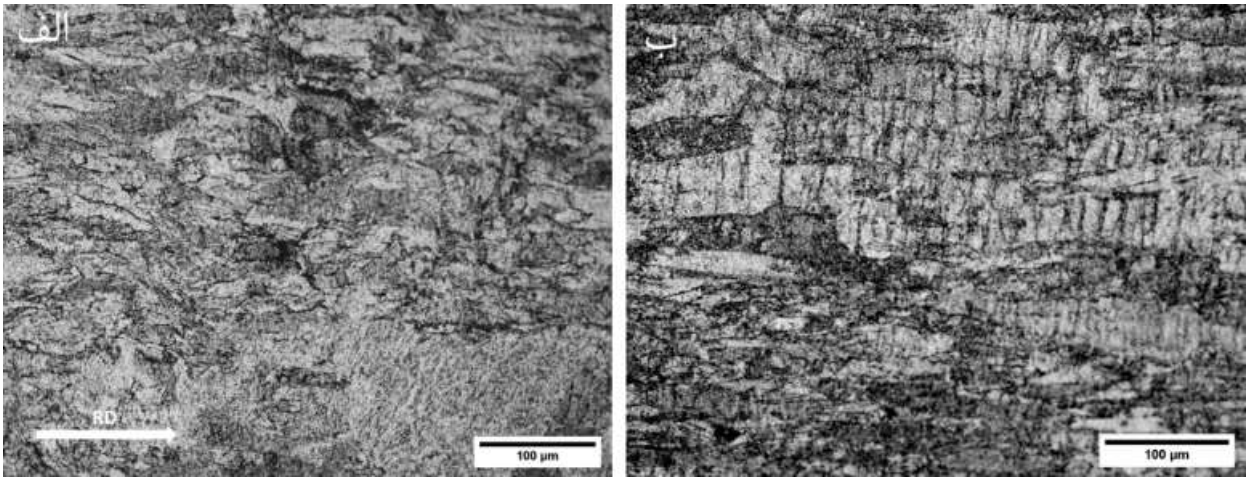
به‌منظور شناسایی فاز در آلیاژهای همگن شده و همچنین بررسی رسوبات تشکیل‌شده احتمالی در شرایط بیشینه سختی، آزمون پراش پرتو ایکس روی دو آلیاژ Cu–Ni–Co–Si و Cu–Ni–Si–Co–Zr پس از همگن‌سازی و پس از پیرسختی در دمای ۵۰۰°C به مدت ۰/۵ ساعت انجام شد (شکل ۴). در هر دو آلیاژ، پیک‌های اصلی مربوط به ساختار بلوری FCC مس، شامل بازتاب صفحات (۱۱۱) و (۲۰۰) مشاهده شد که بیشترین شدت را دارا هستند. حضور و موقعیت این پیک‌ها بدون تغییر محسوسی نسبت به حالت آنیل‌محلولی است. در آلیاژ Cu–Ni–Co–Si حضور پیک‌های ضعیف در نواحی پیرامون صفحات (۱۲۱) و (۰۰۲) بیانگر تشکیل رسوبات بین‌فلزی $(Ni,Co)_2Si$ است[۲۴, ۲۵]. طبق تحقیقات انجام شده، کبالت با شبکه HCP انحلال‌پذیری بسیار کمی در زمینه FCC مس دارد و به‌راحتی با جای خالی‌های شبکه ترکیب می‌شود. این رفتار، حرکت و در دسترس بودن جای خالی برای تجزیه اسپینودال Cu–Si را محدود کرده و در نتیجه احتمال تشکیل نواحی غنی از سیلسیم در زمینه را کاهش می‌دهد[۱۴, ۱۵, ۲۵]. از سوی دیگر، انرژی پیوند Co–Si برای تشکیل فاز، بزرگ‌تر از انرژی پیوند Ni–Si و از نظر شعاع اتمی هم بزرگ‌تر از اتم نیکل است[۲۶]؛ بنابراین کبالت تمایل بیشتری به خروج از محلول جامد و واکنش با سیلسیم و تشکیل فاز بین‌فلزی Co_2Si را دارد[۱۵]. از نظر ساختاری نیز، فازهای Ni_2Si و Co_2Si هر دو ساختار اورتورومبیک داشته، پارامترهای شبکه آن‌ها بسیار مشابه است. این نزدیکی پارامتر شبکه‌ای امکان تشکیل فاز مختلط $(Ni,Co)_2Si$ دارد و در بیشتر مطالعات، این ترکیب حاوی نیکل و سیلسیم و کبالت به عنوان فاز بین‌فلزی اصلی در نظر گرفته می‌شود و نه رسوبات مستقل Ni_2Si یا Co_2Si [۲۰, ۲۷]. مشاهده پیک‌های ضعیف اما مشخص این ترکیب بین فلزی $(Ni,Co)_2Si$ در الگوی پراش تأیید می‌کند که رسوب‌زنی در این شرایط به صورت مؤثر انجام شده و رسوبات نانومتری مذکور در زمینه توزیع شده‌اند. این رسوبات نانومتری به واسطه ریز بودن و داشتن رابطه همدوس با زمینه مسی

7 Isothermal

از طریق فعالسازی سازوکار اوراوان، مانع موثری در برابر حرکت نابجایی ایجاد می‌کنند که باعث افزایش سختی و استحکام آلیاژ می‌شوند؛ همینطور این رسوبات به عنوان قفل عمل کرده و جلوی مهاجرت مرزدانه‌ای و متعاقبا رخ دادن بازیابی و تبلورمجدد را می‌گیرند[۲۳]. همانطور که در نمودارهای سختی مشاهده می‌شود، بالاترین سختی برای این آلیاژ متعلق به دمای ۵۰۰°C است. در آلیاژ Cu–Ni–Si–Co–Zr نیز پیک‌های زمینه مس مشابه نمونه اول مشاهده می‌شود، در این آلیاژ، پیک ضعیف صفحه (۱۲۱) مشاهده می‌شود که بیانگر حضور مقدار محدودی از رسوبات δ-Ni2Si یا (Ni,Co)2Si است. رفتار سختی آلیاژ Cu–Ni–Co–Si–Zr در مقایسه با آلیاژ Cu–Ni–Co–Si نشان می‌دهد که حضور زیرکونیوم سبب کاهش سختی در دماها و زمان‌های مختلف پیرسختی می‌شود. منشأ این رفتار را می‌توان با توجه به چندین سازوکار کلیدی که در مطالعات پیشین گزارش شده است تفسیر کرد. نخست آن‌که اضافه‌کردن زیرکونیوم موجب تشکیل رسوباتNi2SiZr می‌شود. تشکیل این فازها باعث کاهش مقدار نیکل و سیلسیم باقی‌مانده در زمینه می‌شود. از آنجایی که رسوب اصلی در آلیاژ Cu–Ni–Co–Si، فاز (Ni,Co)2Si است، کاهش نسبی غلظت نیکل و سیلسیم در زمینه، کاهش کسر حجمی رسوبات را به دنبال دارد[۱۹]. بیان شده است که تنش اوراوان با فاصله بین رسوبات رابطه عکس دارد. بنابراین در حضور زیرکونیوم با کاهش کسر حجمی، فاصله بین رسوبات بیشتر شده و تنش اوراوان کاهش می‌یابد؛ موضوعی که مستقیماً به افت سختی منجر می‌شود[۱۷، ۱۹]. از سوی دیگر، مطالعات نشان داده‌اند که آلیاژهای حاوی زیرکونیوم در مقایسه با نمونه‌های فاقد آن، چگالی نابجایی کمتری پس از پیرسختی دارند. این کاهش چگالی نابجایی هم به دلیل تسهیل پدیده بازیابی می‌دهد[۱۸]. بدین‌ترتیب تعداد مکان‌های بالقوه جوانه‌زنی رسوبات (Ni,Co)2Si کمتر شده و رسوب‌زنی مؤثر دیرتر آغاز می‌شود. نتیجه این فرایند، سختی کمتر در زمان‌های اولیه و میانی پیرسختی است[۱۸].



شکل۴: الگوهای پراش پرتو ایکس آلیاژهای Cu–Ni–Co–Si و Cu–Ni–Co–Si–Zr در حالت آنیل انحلالی و پس از پیرسختی در ۵۰۰°C به مدت ۰/۵ ساعت.



شکل۵: تصاویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار ۲۰٪ نورد شده آلیاژهای الف) Cu–Ni–Co–Si، ب) Cu–Ni–Co–Si–Zr.

اثر عملیات ترمومکانیکی بر خواص آلیاژ

پس از تعیین شرایط بیشینه سختی (۵۰۰°C، ۰/۵ ساعت)، هر دو آلیاژ تحت یک مرحله نورد سرد نهایی به میزان ۲۰٪ قرار گرفتند تا اثر تغییر شکل ثانویه بر خواص مکانیکی و ریزساختار مورد ارزیابی قرار گیرد. نتایج سختی‌سنجی نشان می‌دهد که اعمال ۲۰٪ نورد موجب افزایش مجدد سختی در هر دو آلیاژ شده است. این افزایش سختی در این مرحله عمدتاً ناشی از افزایش چگالی نابجایی‌ها در نتیجه تغییرشکل پلاستیک و برهم‌کنش نابجایی‌ها با رسوبات نانومتری موجود است؛ رسوباتی که در مرحله بیشینه سختی تشکیل شده‌اند و اکنون به‌عنوان موانع مؤثر در برابر حرکت نابجایی‌ها عمل کرده و سازوکار استحکام بخشی ترکیبی رسوب‌سختی و کارسختی را فعال می‌کنند. سازوکارهای استحکام بخشی در این مرحله شامل سازوکارهای ریزدانگی، رسوب‌سختی و کارسختی است[۳, ۱۸].

پس از اعمال نورد سرد نهایی به میزان ۲۰٪، ریزساختار هر دو آلیاژ دچار تغییر شکل شدیدی شده و شکل لایه‌لایه و جهت‌دار پیدا کرده است. همان‌گونه که در تصویر ۵ مشاهده می‌شود، ریزساختار شامل باندهای لغزش، زیرساختارهای کرنش‌دار و دانه‌های کشیده‌شده در راستای نورد است. این رفتار نشان می‌دهد که آلیاژها وارد ناحیه کارسختی ثانویه شده‌اند؛ ناحیه‌ای که در آن چگالی بالای نابجایی‌ها، تشکیل زیردانه‌ها و ایجاد دیواره‌های نابجایی نقش اصلی را در دگرگونی ریزساختار ایفا می‌کنند. اگرچه هر دو آلیاژ الگوی کلی مشابهی از کشیدگی دانه‌ها و نوارهای لغزش را نشان می‌دهند.

بر اساس قانون ماتیسن (Matthiessen's rule)، مقاومت الکتریکی فلزات ناشی از اتم‌های محلول، سطوح فصل مشترک، نابجایی‌ها، و پراکندگی فونونی هستند. مقاومت ناشی از اتم‌های محلول به مقدار اتم‌های حل‌شونده وابسته است و در آلیاژهای جانشینی، عامل غالب محسوب می‌شود. پراکندگی فونونی از ارتعاشات حرارتی ناشی می‌شود و به دما وابسته است. بنابراین، این پراکندگی فونونی مقدار ثابتی دارد، زیرا تمامی آزمون‌های رسانایی الکتریکی در دمای اتاق انجام می‌شوند. پراکندگی ناشی از نابجایی‌ها به چگالی نابجایی‌ها وابسته است. پراکندگی در فصول مشترک نیز به مقدار سطوح مشترک بستگی دارد[۱۷]. در مرحله اعمال نورد سرد قبل و حتی بعد از عملیات‌های حرارتی، رسانایی الکتریکی تمامی آلیاژهای مورد آزمایش به‌طور جزئی کاهش می‌یابد که این کاهش ناشی از افزایش پراکندگی الکترون‌ها در اثر افزایش چگالی نابجایی و فصول‌مشترک است[۱۷, ۱۹]. به‌طور کلی بر اساس مطالعات، رسانایی الکتریکی با افزایش دما در طی پیرسختی هم‌زمان و با افزایش زمان در طی پیرسختی هم‌دما افزایش می‌یابد. افزایش رسانایی الکتریکی را می‌توان به رسوب‌گذاری فاز Ni_2Si و یا فاز $(Ni,Co)_2Si$ نسبت داد که مقدار اتم‌های محلول در زمینه مس را کاهش می‌دهد[۱۷-۱۹].

جدول۲: بررسی تطبیقی سختی و هدایت الکتریکی در آلیاژهای Cu–Ni–Si–(Co–Zr) گزارش‌شده در مطالعات مختلف

مرجع	سختی (Hv)	هدایت الکتریکی (IACS%)	آلیاژ
مقاله کنونی	۲۷۶	۳۹	Cu–1.5Ni–1Co–0.5Si
مقاله کنونی	۲۵۹	۴۱	Cu–1.5Ni–1Co–0.5Si–0.02Zr
[۲۵]	-	۳۹	Cu-3.44Ni-0.86Si
[۲۵]	-	۴۵	Cu-1.82Ni-1.62Co-0.86Si
[۲۴]	۳۲۰	۴۶	Cu-1.52Ni-1.28Co-0.78Si
[۲۷]	-	۴۴	Cu–1.82 Ni–1.62 Co–0.86 Si
[۲۹]	۱۵۲	۵۹	Cu–1.3Ni–0.3Si
[۲۹]	۲۲۰	۵۱	Cu–1.3Ni–0.6Si–1.0Co
[۱۷]	۱۸۹	۴۷	Cu-Ni-Si
[۱۷]	۱۶۸	۴۸	Cu-Ni-Si-Zr
[۱۹]	۲۷۰	۳۷	Cu-3.2Ni-0.71Si-0.05Zr

رسانایی الکتریکی دو آلیاژ پس از تکمیل مسیر ترمومکانیکی اندازه‌گیری شد و در جدول ۲ همراه با سختی نهایی نمایش داده شده است. در میان دو آلیاژ مورد بررسی، رسانایی الکتریکی آلیاژ Cu–Ni–Co–Si برابر با ۳۹٪ IACS و آلیاژ دوم، یعنی Cu–Ni–Co–Si–Zr، برابر ۴۱٪ IACS است. رسانایی بیشتر و سختی کمتر این آلیاژ نسبت به آلیاژ بدون زیرکونیوم را می‌توان به رسوب‌زنی در حضور زیرکونیوم نسبت داد. احتمالا افزودن زیرکونیوم غلظت محلولی عناصر آلیاژی را در زمینه نسبت به آلیاژ فاقد زیرکونیوم بیشتر کاهش می‌دهد و کاهش مقدار نیکل و سیلسیم باقی‌مانده در زمینه، پراکندگی الکترون‌ها را محدود کرده و در نتیجه مقاومت ویژه آلیاژ کاهش و موجب افزایش رسانایی می‌شود. از سوی دیگر، نورد نهایی ۲۰٪، چگالی نابجایی‌ها را افزایش می‌دهد، اما به دلیل انجام این نورد پس از تکمیل رسوب‌زنی، سهم چگالی نابجایی‌ها در مقاومت الکتریکی نسبت به مؤلفه غالب اتم‌های حل‌شونده ناچیز است و نمی‌تواند تفاوت عمده‌ای میان دو آلیاژ ایجاد کند[۴, ۸, ۲۸]. بنابراین، اختلاف رسانایی دو سیستم عمدتاً ناشی از تفاوت در مقدار عناصر باقی‌مانده در محلول جامد و ماهیت رسوبات تشکیل‌شده است. با این حال، همین پدیده اثر معکوسی بر استحکام و سختی دارد. در آلیاژهای Cu–Ni–Co–Si، سختی عمدتاً از تشکیل رسوبات نانومتری $(Ni,Co)_2Si$ حاصل می‌شود ولی با حضور زیرکونیوم بخشی از عناصر آلیاژی به جای مشارکت در تشکیل رسوبات $(Ni,Co)_2Si$ در فازهای بین‌فلزی حاوی زیرکونیوم و سیلسیم و نیکل مصرف می‌شوند، و در نتیجه کسر حجمی رسوبات استحکام بخش اصلی کاهش می‌یابد. این موضوع اثربخشی سازوکار اوراوان را تضعیف کرده و نهایتاً به کاهش سختی منجر می‌شود[۱۷-۱۹].

در جدول ۲، همچنین سختی و هدایت الکتریکی مجموعه‌ای از آلیاژهای پایه‌مس فراوری شده با مسیرهای مختلف ترمومکانیکی در مطالعات مختلف گزارش و مقایسه شده است. داده‌ها نشان می‌دهد که انتخاب ترکیب شیمیایی مناسب و همچنین کنترل شرایط ترمومکانیکی نقش تعیین‌کننده‌ای در ایجاد تعادل میان استحکام مکانیکی و هدایت الکتریکی دارد، دو خاصیتی که معمولاً دارای رفتار متضاد هستند. نتایج به‌دست‌آمده از مقایسه خواص مکانیکی و الکتریکی نشان می‌دهد که هر دو آلیاژ طراحی‌شده در این مطالعه بر اساس تحقیقات انجام شده در محدوده مطلوبی از سختی و هدایت الکتریکی قرار دارند.

References

[1] H. Yan, H. Hu, L. Li, W. Huang, and C. Li, "Research Progress of Cu-Ni-Si Series Alloys for Lead Frames," Coatings, vol. 15, no. 1, 2025, doi: 10.3390/coatings15010091.

[2] Y. Shan et al., "Influence of different rolling passes and deformation amounts on the microstructure evolution and strengthening mechanism of Cu–Ni–Si alloy," Journal of Materials Research and Technology, vol. 33, pp. 3205-3220, 2024, doi: 10.1016/j.jmrt.2024.10.035.

[3] J. Zhang, Z. Lu, L. Jia, H. Xie, X. Wei, and S. Tao, "Effect of multiple forging on the microstructure and properties of an as-cast Cu–Ni–Si alloy with high Ni and Si contents," Materials Research Express, vol. 8, no. 12, 2021, doi: 10.1088/2053-1591/ac4407.

[4] H. Yang et al., "High strength and high conductivity Cu alloys: A review," Science China Technological Sciences, vol. 63, no. 12, pp. 2505-2517, 2020, doi: 10.1007/s11431-020-1633-8.

[5] Q. Mao, Y. Liu, and Y. Zhao, "A review on copper alloys with high strength and high electrical conductivity," Journal of Alloys and Compounds, vol. 990, p. 174456, 2024.

[6] Q. Lei, Z. Xiao, W. Hu, B. Derby, and Z. Li, "Phase transformation behaviors and properties of a high strength Cu-Ni-Si alloy," Materials Science and Engineering: A, vol. 697, pp. 37-47, 2017, doi: 10.1016/j.msea.2017.05.001.

[7] Z. Xu et al., "Effect of aging temperature on microstructure and properties of cold-rolled Cu-Ni-Si alloy," Materials Today Communications, vol. 40, 2024, doi: 10.1016/j.mtcomm.2024.109438.

[8] Y. H. Yang, S. Y. Li, Z. S. Cui, Z. Li, Y. P. Li, and Q. Lei, "Microstructure and properties of high-strength Cu–Ni–Si–(Ti) alloys," Rare Metals, vol. 40, no. 11, pp. 3251-3260, 2021, doi: 10.1007/s12598-020-01699-5.

[9] H. Kim et al., "Microstructural characterization of cold-drawn Cu–Ni–Si alloy having high strength and high conductivity," Journal of Alloys and Compounds, vol. 832, 2020, doi: 10.1016/j.jallcom.2020.155059.

[10] M. Akkaş, A. Hakan, and Ş. Polat, "Effect of Ni:Si ratio on microstructure and properties of powder metallurgical Corson alloy," Science of Sintering, vol. 55, no. 4, pp. 425-436, 2023, doi: 10.2298/sos230329026a.

[11] S. Tao, Z. Lu, L. Jia, H. Xie, and J. Zhang, "Effect of Ni/Si mass ratio on microstructure and properties of Cu–Ni–Si alloy," Materials Research Express, vol. 7, no. 6, 2020, doi: 10.1088/2053-1591/ab9a7d.

[12] J. Li, G. Huang, X. Mi, L. Peng, H. Xie, and Y. Kang, "Effect of Ni/Si Mass Ratio and Thermomechanical Treatment on the Microstructure and Properties of Cu-Ni-Si Alloys," Materials (Basel), vol. 12, no. 13, Jun 27 2019, doi: 10.3390/ma12132076.

[13] J. Lei, X. Hui, T. Shiping, Z. Rong, and L. Zhenlin, "Microstructure and Selection of Grain Boundary Phase of Cu-Ni-Si Ternary Alloys," Rare Metal Materials and Engineering, vol. 44, no. 12, pp. 3050-3054, 2015, doi: 10.1016/s1875-5372(16)60049-8.

[14] X. Xiao, Z. Yi, T. Chen, R. Liu, and H. Wang, "Suppressing spinodal decomposition by adding Co into Cu–Ni–Si alloy," Journal of Alloys and Compounds, vol. 660, pp. 178-183, 2016, doi: 10.1016/j.jallcom.2015.11.103.

[15] X. Xiao, J. Huang, J. Chen, H. Xu, Z. Li, and J. Zhang, "Aging Behavior and Precipitation Analysis of Cu-Ni-Co-Si Alloy," Crystals, vol. 8, no. 11, 2018, doi: 10.3390/cryst8110435.

[16] S. Pan et al., "Accelerated discovery of high-performance Cu-Ni-Co-Si alloys through machine learning," Materials & Design, vol. 209, 2021, doi: 10.1016/j.matdes.2021.109929.

[17] W. Wang et al., “Effects of Cr and Zr additions on microstructure and properties of Cu-Ni-Si alloys,” Materials Science and Engineering: A, vol. 673, pp. 378-390, 2016, doi: 10.1016/j.msea.2016.07.021.
[18] W. Wang et al., “Correlation between microstructures and mechanical properties of cryorolled CuNiSi alloys with Cr and Zr alloying,” Materials Characterization, vol. 144, pp. 532-546, 2018, doi: 10.1016/j.matchar.2018.08.003.
[19] F. Liu et al., “The effect of Zr element on the microstructure and properties of Cu–Ni–Si alloys,” Journal of Materials Research and Technology, vol. 36, pp. 2747-2759, 2025, doi: 10.1016/j.jmrt.2025.03.215.
[20] Z. Zhao et al., “Co effects on Cu-Ni-Si alloys microstructure and physical properties,” Journal of Alloys and Compounds, vol. 797, pp. 1327-1337, 2019, doi: 10.1016/j.jallcom.2019.05.135.
[21] X. P. Xiao, B. Q. Xiong, Q. S. Wang, G. L. Xie, L. J. Peng, and G. X. Huang, “Microstructure and properties of Cu–Ni–Si–Zr alloy after thermo-mechanical treatments,” Rare Metals, vol. 32, no. 2, pp. 144-149, 2013, doi: 10.1007/s12598-013-0024-2.
[22] J. Huang et al., “Microstructure and Properties of a Novel Cu–Ni–Co–Si–Mg Alloy with Super-high Strength and Conductivity,” Materials Science and Engineering: A, vol. 744, pp. 754-763, 2019, doi: 10.1016/j.msea.2018.12.075.
[23] Y. Takagawa, Y. Tsujiuchi, C. Watanabe, R. Monzen, and N. Tsuji, “Improvement in Mechanical Properties of a Cu–2.0 mass%Ni–0.5 mass%Si–0.1 mass%Zr Alloy by Combining Both Accumulative Roll-Bonding and Cryo-Rolling with Aging,” Materials Transactions, vol. 54, no. 1, pp. 1-8, 2013, doi: 10.2320/matertrans.M2012207.
[24] H. Wei, Y. Chen, Z. Li, Q. Shan, W. Yu, and D. Tang, “Microstructure evolution and dislocation strengthening mechanism of Cu–Ni–Co–Si alloy,” Materials Science and Engineering: A, vol. 826, 2021, doi: 10.1016/j.msea.2021.142023.
[25] F. Liu et al., “Simultaneously enhanced hardness and electrical conductivity in a Cu–Ni–Si alloy by addition of Cobalt,” Journal of Alloys and Compounds, vol. 862, 2021, doi: 10.1016/j.jallcom.2021.158667.
[26] J. Li, G. Huang, X. Mi, L. Peng, H. Xie, and Y. Kang, “Influence of the Ni/Co Mass Ratio on the Microstructure and Properties of Quaternary Cu-Ni-Co-Si Alloys,” Materials (Basel), vol. 12, no. 18, Sep 4 2019, doi: 10.3390/ma12182855.
[27] J. Li, G. Huang, X. Mi, L. Peng, H. Xie, and Y. Kang, “Relationship between the microstructure and properties of a peak aged Cu–Ni–Co–Si alloy,” Materials Science and Technology, vol. 35, no. 5, pp. 606-614, 2019, doi: 10.1080/02670836.2019.1576374.
[28] W. Liao, X. Liu, Y. Yang, S. Wang, and M. Du, “Effect of cold rolling reduction rate on mechanical properties and electrical conductivity of Cu–Ni–Si alloy prepared by temperature controlled mold continuous casting,” Materials Science and Engineering: A, vol. 763, 2019, doi: 10.1016/j.msea.2019.138068.
[29] H. M. Nam, H. Lee, H. Kim, J. G. Lee, and J. Kim, “Precipitation strengthening of Cu–Ni–Si-based alloys: Experimental and computational insights,” Journal of Materials Research and Technology, vol. 27, pp. 5372-5379, 2023, doi: 10.1016/j.jmrt.2023.11.019.