



پژوهش‌نامه ریخته‌گری

مقاله پژوهشی:

اثر سرعت بیرون‌کشی در انجماد جهت‌دار بریجمن بر ریزساختار سوپرآلیاژ پایه کبالت - نیکل نسل جدید

فاطمه عبدالملکی^۱، معصومه سیفاللهی^{۲*}، سیدمهدی قاضی میر سعید^۳

۱- دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، مجتمع مواد و فناوری‌های ساخت.

۲- استادیار، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، مجتمع مواد و فناوری‌های ساخت.

۳- کارشناس ارشد، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، مجتمع مواد و فناوری‌های ساخت

* نویسنده مکاتبه کننده: Email: m_seifollahi@mut.ac.ir

دریافت: ۱۴۰۱/۰۶/۰۲

پذیرش: ۱۴۰۲/۰۲/۱۹

چکیده:

سوپرآلیاژهای پایه کبالت- نیکل نسل جدید حاوی رسوبات γ' ، به دلیل دارا بودن خواص استحکامی و مقاومت به خوردگی بالاتر نسبت به سوپرآلیاژهای پایه نیکل، مورد توجه قرار گرفته‌اند. در پژوهش حاضر، به بررسی اثر سرعت بیرون‌کشی در فرایند انجماد جهت‌دار به روش بریجمن بر ریزساختار و سختی سوپرآلیاژ پایه کبالت- نیکل نسل جدید پرداخته شده است. به این منظور از فرایند انجماد جهت‌دار بریجمن برای رشد جهت‌دار نمونه‌ها، تحت خلأ در سرعت‌های بیرون‌کشی ۳، ۱/۵، ۳ و ۶ mm/min استفاده شد. نتایج نشان می‌دهد که در تمام سرعت‌ها ساختار جهت‌دار حاصل شد و با افزایش سرعت بیرون‌کشی فاصله بین بازوهای دندریت اولیه از ۱۷۶ به ۱۴۷ میکرومتر، فاصله بازوهای دندریتی ثانویه از ۹۰ به ۵۵ میکرومتر و اندازه رسوبات γ' از ۶/۴ به ۴/۵ μm کاهش می‌یابد. این تغییرات به دلیل تغییر مکانیزم انتقال حرارت در نزدیکی سطح مبرد و ارتفاع بالاتر از سطح مبرد و همچنین افزایش دمای فوق تبرید و کاهش زمان انجماد با افزایش سرعت بیرون‌کشی است که ریزساختار را از دندریتی خشن به دندریتی ظریف تبدیل می‌کند. نتایج سختی نمونه‌ها با افزایش سرعت بیرون‌کشی از ۱/۵ به ۳ و ۶ mm/min به ترتیب از ۳۷۱ به ۳۷۵ و ۳۹۳ (HV) افزایش یافته است. افزایش سختی می‌تواند به دلیل منظم تر شدن ساختار و کاهش اندازه رسوبات γ' باشد.

واژه‌های کلیدی:
سوپرآلیاژ پایه کبالت نسل جدید، انجماد جهت‌دار، سرعت بیرون‌کشی، بازوهای دندریتی، رسوبات γ' .

ارجاع به این مقاله:

فاطمه عبدالملکی، معصومه سیفاللهی، سیدمهدی قاضی میر سعید، اثر سرعت بیرون‌کشی در انجماد جهت‌دار بریجمن بر ریزساختار سوپرآلیاژ پایه کبالت - نیکل نسل جدید، پژوهش‌نامه ریخته‌گری، بهار و تابستان ۱۴۰۲، جلد ۷، شماره ۱، صفحات ۵-۱۴.

شناسه دیجیتال: (DOI): 10.22034/FRJ.2023.357476.1163

۱- مقدمه

سوپرآلیاژهای پایه کبالت که توانایی رسوب سختی به کمک فاز $\gamma' - \text{Co}_3(\text{Al}, \text{W})$ با ساختار بلوری $L1_2$ را دارند، معرفی شدند. با توجه به تنوع و درصد عناصر آلیاژی، فازهای متفاوتی در سوپرآلیاژهای پایه کبالت نسل جدید ایجاد می‌شوند. مهم‌ترین این فازها عبارت‌اند از، فاز زمینه γ ، رسوب‌های مکعبی شکل γ' و فازهای بین‌فلزی نرم مثل μ (Co_3W)، β ($\text{Co}_2(\text{Al}, \text{Ti})$) و χ (Co_7W_6) [۳، ۲].

پس از کشف فاز γ' در سوپرآلیاژهای پایه نیکل، تحقیقات زیادی روی سوپرآلیاژهای پایه کبالت انجام شد تا امکان رسوب‌سختی و ایجاد رسوبات مشابه با کمک فاز فشرده هندسی که ساختار A_3B-L1_2 دارند، بررسی شود. اخیراً رسوبات پایدار و منظم $\text{Co}_3(\text{Al}, \text{W})$ توسط ساتو کشف شد که اثر استحکام‌بخشی مشابه فاز A_3B-L1_2 در سوپرآلیاژهای پایه نیکل دارند و تا دمای 1173°C پایدار هستند [۱]. بنابراین نسل جدیدی از

که Γ ضریب گیبس تامسون، ΔT و ΔT گستره انجماد تعادلی و غیرتعادلی است.

در حال حاضر تحقیقات محدودی بر روی انجماد سوپرآلیاژهای پایه کبالت- نیکل انجام شده است. در بین تحقیقات انجام شده، دینگ و همکاران [۱۰] و تسونکا و همکاران [۱۱] رفتار انجمادی آلیاژهای Co-Al-W-Ta، Co-Al-W-Ti و Co-Al-W-Ta-Cr مورد مطالعه قرار دادند. مطالعات پیشین تاکنون مسیر انجمادی، جدایش عناصر آلیاژی و ساختار یوتکتیک تشکیل شده را مورد بررسی قرار داده‌اند [۱۰، ۱۱]. شاشاکا و همکاران [۱۲] انجماد جهت‌دار آلیاژ Co-30Ni-10Al-5W-4Ti-1Ta با سرعت بیرون‌کشی $80 \mu\text{m/s}$ را مورد مطالعه قرار دادند. فاصله بازوهای دندریتی اولیه $127/5 \mu\text{m}$ گزارش شده است. در مطالعه دینگ و همکاران [۱۰] فاصله بازوهای دندریتی اولیه در سرعت‌های بیرون‌کشی $56,20 \mu\text{m/s}$ و $100 \mu\text{m/s}$ به ترتیب $180,220 \mu\text{m}$ و $160 \mu\text{m}$ گزارش شده است. در واقع با افزایش سرعت بیرون‌کشی فاصله بازوهای دندریتی کاهش یافته است.

لیان و همکاران [۱۳] با مطالعه تأثیر سرعت بیرون‌کشی بر نمونه تک کریستال سوپرآلیاژ پایه کبالت- نیکل با ترکیب اسمی Co-30Ni-11Al-4 W-4Ti-1Ta-5Cr فاصله بازوهای دندریتی اولیه و ثانویه را مورد بررسی قرار دادند. در این پژوهش نیز با افزایش سرعت بیرون‌کشی فاصله بازوهای دندریتی اولیه و ثانویه کاهش یافته است.

طبق گزارش‌های [۱۴-۱۶] با افزایش سرعت حرکت قالب، فاصله بازوهای دندریتی اولیه کاهش می‌یابد. زیرا با افزایش سرعت بیرون‌کشی که عامل افزایش سرعت سرد شدن است، انتقال حرارت بیشتری در ابتدای نمونه صورت گرفته و لذا شرایط برای تشکیل تعداد جوانه‌های بیشتر فراهم می‌گردد. این موضوع ناشی از مادون انجماد بیشتر و نیروی محرکه بالاتر جهت جوانه‌زنی است. دندریت‌های ثانویه شاخه‌های فرعی از بازوهای دندریتی اولیه هستند که در ساختارهای جهت‌دار، عمود بر جهت شیب دمایی رشد می‌کنند. فاصله بین دندریت‌های ثانویه را فاصله بازوهای دندریتی ثانویه می‌نامند و آن را به صورت SDAS و یا λ_2 نشان می‌دهند. با افزایش سرعت بیرون‌کشی، فاصله بازوهای دندریتی ثانویه نیز کاهش می‌یابد [۱۷، ۱۸].

سرعت بالای بیرون‌کشی، می‌تواند منجر به ایجاد فوق تبرید بالا شود. این امر می‌تواند باعث توقف رسوب‌گذاری اولیه در حین سرد کردن شده و منجر به ایجاد تعداد زیادی مکان‌های جوانه‌زنی رسوبات γ' با اندازه ریز و فاصله کم در پایان فرآیند سرد کردن شود. هنگام اعمال سرعت بیرون‌کشی پایین، فاز γ'

روش بریجمن، یکی از روش‌های ریخته‌گری جهت‌دار است، مقدار معینی از مذاب در یک قالب سرامیکی پیش‌گرم شده که در کوره تعبیه شده است، ریخته می‌شود. پس از پر شدن قالب، جوانه‌زنی در فصل مشترک مذاب و صفحه خنک‌کننده‌ای به همین منظور با توجه به هندسه قطعه ریخته‌گری تعبیه شده است، آغاز می‌شود. سپس این مجموعه با سرعت مشخصی وارد محفظه‌ای در پایین کوره می‌شود. این محفظه با تابش حرارت به اطراف خنک می‌شود؛ فرایند انجماد، تحت خلأ انجام می‌شود [۴]. در فرآیند انجماد جهت‌دار پارامترهای کلیدی در تعیین ساختار و خواص نهایی قطعه تولیدی، سرعت بیرون‌کشی (V) و گرادیان دمایی (G) در راستای حرکت رو به جلوی فصل مشترک جامد / مذاب است [۵-۷]. از جمله پارامترهایی مهمی که در توصیف ریزساختار جهت‌دار بکار برده می‌شود، فاصله بین بازوهای دندریت اولیه و ثانویه است. در ساختار جهت‌دار دندریت‌های اولیه به موازات یکدیگر و در جهت عکس انتقال حرارت رشد می‌کنند. رشد دندریت‌های ثانویه نیز تقریباً عمود بر بازوهای اولیه بوده که با افزایش سرعت انجماد، رشد آنها محدود می‌شود. با تغییر سرعت بیرون‌کشی (V) و گرادیان دمایی (G) شرایط برای ایجاد ساختار ستونی از بین رفته و ساختار هم‌محور تشکیل می‌شود، که در این ساختار، دندریت‌ها به صورت تصادفی و با جهت‌گیری‌های مختلف درون دانه‌ها تشکیل و رشد می‌کنند. مدل‌های تئوری زیادی برای توصیف رابطه بین فاصله بازوهای اولیه دندریت، G، V و ترکیب شیمیایی C_0 بیان شده است که در این میان می‌توان به روابط ارائه شده توسط هانت^۱ و کروز - فیشر^۲ به دلیل کاربرد فراوان آن اشاره کرد. مدل هانت به صورت رابطه (۱) است [۸].

$$\lambda_1 = \left\{ 2.83 \left(\frac{\gamma D_L}{\Delta S} \right)^{1/4} \left[m_L (1 - K) C_0 + \frac{K G_L D_L}{V_L} \right]^{1/4} \right\} * \frac{1}{G_L^{1/2} V_L^{1/4}} \quad (1)$$

که در آن λ_1 فاصله بین بازوهای اولیه دندریت، γ انرژی فصل مشترک مایع- جامد، D_L ضریب نفوذ در مذاب، ΔS آنتروپی ذوب، m_L شیب خط دمایی مذاب، k ضریب جدایش، C_0 ترکیب شیمیایی مذاب، G_L شیب حرارتی مذاب و V_L سرعت حرکت فصل مشترک مایع- جامد است. مدل کروز- فیشر [۹] به صورت رابطه (۲) نشان داده می‌شود.

$$\lambda_1 = 4 \cdot 3 \Delta T^{1/2} \left[\frac{D \Gamma}{\Delta T_0 K} \right]^{1/4} V^{-1/4} G^{-1/2} \quad (2)$$

² Kruz and Fisher

¹ Hunt

ریزساختار به کمک میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی مدل VEGA3 TESCAN تهیه شدند که با محلول 10 mL HNO_3 - 10 mL HCl با زمان متغیر بین ۸ تا ۱۵ دقیقه اچ شده‌اند. برای بررسی تأثیر ریزساختار بر سختی نمونه‌های ریختگی، آزمون ماکروسختی به روش ویکرز با نیروی 20 kg و زمان نگهداری ۴۵ ثانیه توسط دستگاه SEIKI OGAWA انجام شد. پروفایل سختی تمام نمونه‌های ریختگی جهت‌دار در راستای طولی تعیین شد. هر عدد سختی میانگین اندازه‌گیری سه نقطه اثر است.



شکل ۱: کوره‌ی بریجمن مورد استفاده در این پژوهش.

۳- نتایج و بحث

تصاویر درشت ساختار مقطع طولی سه نمونه جهت‌دار شده با سرعت بیرون‌کشی $1/5$ ، 3 و 6 mm/min در شکل (۲) ارائه شده است. همان‌طور که از تصاویر نیز مشخص است، در فاصله نزدیک به سطح میرد به دلیل شیب دمایی زیاد، ابتدا دانه‌های هم‌محور (پلی کریستال) تشکیل شده است. با افزایش فاصله از سطح میرد به دلیل کم شدن شیب دمایی، دانه‌های جهت‌دار در امتداد جهت انتقال حرارت تشکیل شده‌اند. شکل (۳) تصویر ریزساختار نمونه جهت‌دار شده با سرعت بیرون‌کشی 6 mm/min را نشان می‌دهد. همان‌طور که در تصویر مشاهده می‌شود، در فاصله نزدیک به سطح میرد ابتدا دانه‌ها دارای جهت‌گیری تصادفی هستند؛ که با فاصله گرفتن از سطح میرد تعدادی از دانه‌ها که در جهت مرجح هستند بر اساس پدیده رشد رقابتی، رشد می‌کنند.

شکل (۴)، تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی نمونه جهت‌دار شده با سرعت بیرون‌کشی $1/5$ ، 3 و 6 mm/min را نشان می‌دهد. نتایج حاصل از آنالیز نقطه‌ای EDS مربوط به هر کدام از نقاط که با حروف A، B، C، D و E که روی تصاویر مشخص شده است، در جدول (۲) گزارش شده است. با توجه به نتایج حاصل از آنالیز نقطه‌ای EDS و مقایسه آن با مقالات [۱۹-۲۱] به نظر می‌رسد که نقطه A ناحیه دو فاز γ/γ' تشکیل شده باشد.

شروع به رسوب‌گذاری در مراحل اول سرد کردن نموده و به‌طور پیوسته درشت می‌شود که در نهایت باعث ایجاد فاز نسبتاً درشت γ' با فواصل زیاد می‌گردد. بنابراین با افزایش سرعت بیرون‌کشی، اندازه ذرات γ' کاهش می‌یابد [۱۵].

با توجه به اهمیت سوپرآلیاژهای جهت‌دار یافته برای تولید پره‌های ثابت و متحرک، در این پژوهش، مطالعه‌ای پیرامون انجام‌دهنده جهت‌دار سوپرآلیاژهای پایه کبالت-نیکل نسل جدید در راستای به دست آوردن خواص ریزساختاری و سختی بهتر نسبت به سوپرآلیاژهای پایه نیکل انجام شد. این پژوهش با هدف مطالعه تأثیر سرعت بیرون‌کشی بر ریزساختار، فواصل بازوهای دندریتی اولیه و ثانویه و فازهای بین‌فلزی تشکیل ارائه شده است.

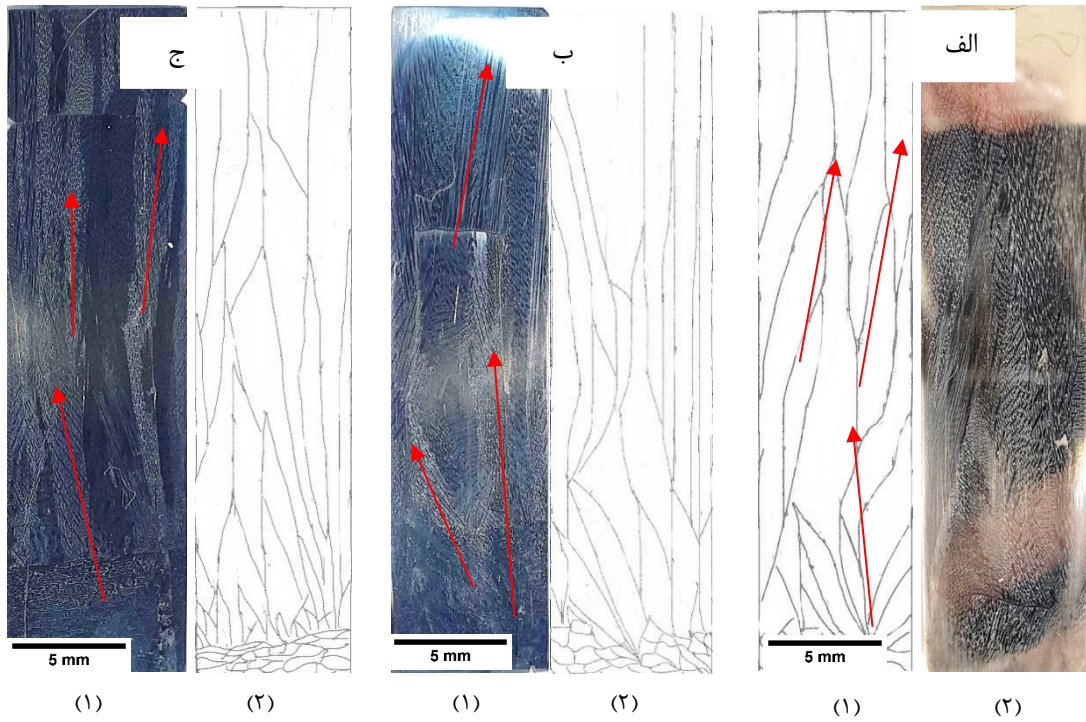
۲- روش انجام تحقیق

در این تحقیق از سوپرآلیاژ پایه کبالت-نیکل با ترکیب شیمیایی مطابق با جدول (۱) استفاده شده است. فرآیند آلیاژسازی و ریخته‌گری شمش اولیه در یک کوره‌ی VIM تحت خلأ 10^{-3} mbar انجام شد. فرآیند انجام جهت‌دار در یک کوره‌ی بریجمن آزمایشگاهی تحت خلأ و درون یک قالب آلومینایی استوانه‌ای روی یک صفحه‌ی میرد مسی خنک شونده با سیستم آبگرد انجام گرفت. شماتیک کوره بریجمن به صورت شکل (۱) است. حدود ۲ ساعت پس از بارریزی مذاب به داخل قالب و پایدار شدن مذاب، مجموعه قالب و صفحه میرد آبگرد، با سرعت پایین از ناحیه‌ی گرم با دمای 1450°C به ناحیه‌ی سرد حرکت داده شدند. قطر نمونه‌ها 14 mm و طول آن‌ها 200 mm است. سرعت بیرون‌کشی نمونه‌ها $1/5$ ، 3 و 6 mm/min در نظر گرفته شد. نمونه‌ها پس از ریخته‌گری برای بررسی ساختاری در راستای طولی و عرضی برش داده شده‌اند.

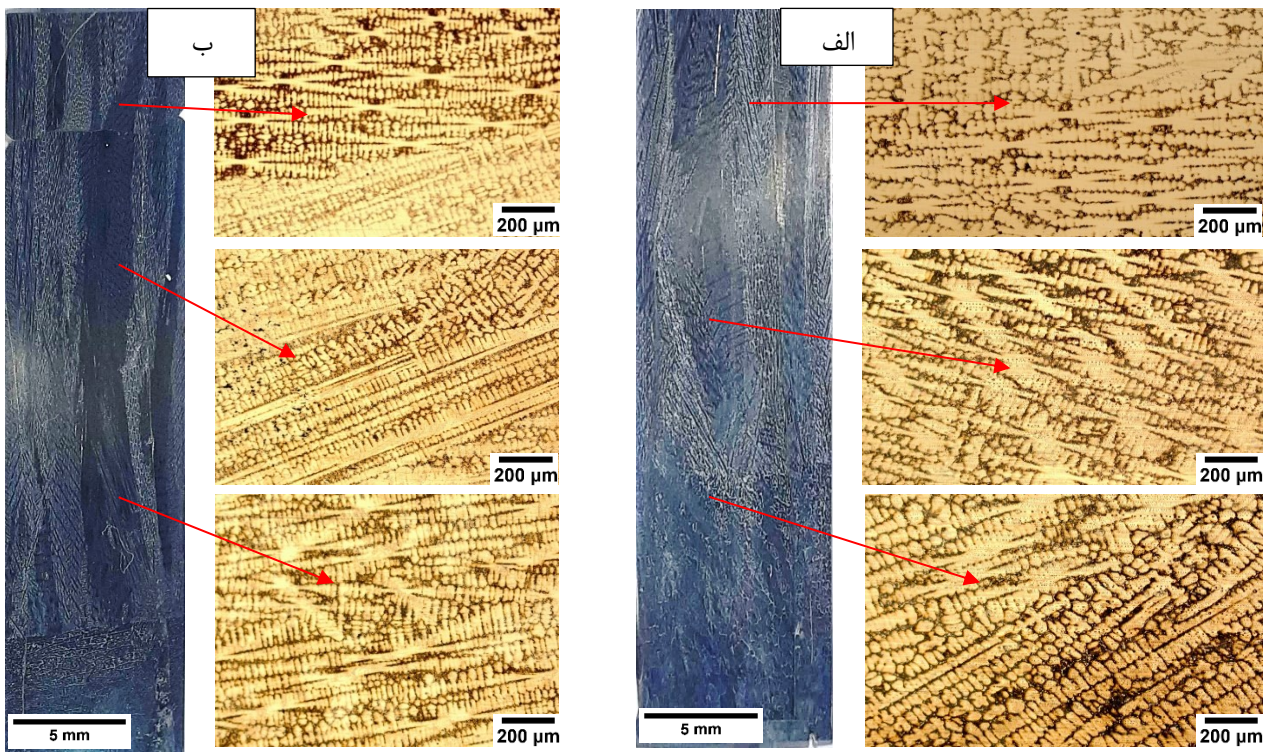
جدول ۱- ترکیب اسمی سوپرآلیاژ پایه کبالت-نیکل نسل جدید مورد استفاده در این پژوهش (wt.%).

عنصر	Cr	W	Al	Ni	Co
هدف	۸	۱۷/۱	۳/۴	۲۲/۷	۴۱/۵۵
عنصر	C	Mo	Nb	Ta	Ti
هدف	۰/۰۵۵	۱/۴۸	۱/۴۳	۲/۸	۱/۴۸

برای بررسی درشت ساختار و ریزساختار، پس از سنباده‌زنی از مش ۸۰ تا ۳۰۰ و پولیش از محلول مخصوص با ترکیب اسمی 10 mL HCl : 1 mL HNO_3 : $10 \text{ mL H}_2\text{O}_2$ به مدت ۵ تا ۸ دقیقه برای اچ استفاده شد. تصاویر میکروسکوپی به کمک میکروسکوپ نوری مدل Olympus BX51 تهیه شد. همچنین تصاویر



شکل ۲- درشت ساختار مربوط به نمونه‌های جهت دار یافته در سرعت‌های بیرون کشی (۱) تصاویر میکروسکوپ نوری (۲) تصاویر شماتیک و نشان دهنده دانه بندی سرعت بیرون کشی (الف) ۱/۵mm/min، (ب) ۳mm/min، (ج) ۶mm/min



شکل ۳- ساختار دندریتی طولی نمونه‌ی جهت دار شده با سرعت بیرون کشی: (الف) ۳mm/min، (ب) ۶mm/min

جدول ۲- نتایج آنالیز EDS از نمونه جهت‌دار شده با سرعت‌های بیرون‌کشی مختلف در شکل (۴).

Cr	Mo	Nb	Ta	Ti	W	Al	Ni	Co	درصد وزنی
۰/۰۷	۱/۸	۲/۳	۷/۲	۱/۸	۱۱/۳	۱۱/۵۳	۳۰/۶	۳۳/۴	نقطه A
۰,۱	۰/۸۶	۲/۳۰	۹/۴۷	۱/۷۵	۳۴/۷۹	۱/۱۷	۱۹/۸۵	۲۹/۷۰	نقطه B
۰/۱۵	۳/۵۳	۸/۷۵	۴/۶۱	۱/۶۱	۹/۹۱	۱/۲۲	۳۰/۹۴	۳۸/۷۷	نقطه C
۰/۲۰	۰/۳۸	۰/۷۴	۲/۰۹	۱۰/۷۱	۵/۱۶	۱۰/۷۷	۳۰/۱۳	۳۹/۸۲	نقطه D
۰/۰۸	۴/۷۳	۹/۶۱	۱۳/۶۳	۱/۲۶	۲۵/۲۷	۰/۰۷	۱۲/۱۴	۳۳/۲۱	نقطه E

کند. اندازه رسوبات γ' در سرعت‌های بیرون‌کشی ۱/۵، ۳ و ۶mm/min به ترتیب ۶/۴، ۵/۱ و ۴/۵ μm است. افزایش سرعت بیرون‌کشی منجر به کاهش اندازه رسوبات γ' شده است. رسوبات γ' تشکیل شده غالباً به صورت کروی تشکیل شده‌اند. مورفولوژی رسوبات با افزایش سرعت بیرون‌کشی تغییر چندانی نمی‌کند. اندازه و مورفولوژی رسوبات γ' تابع سرعت سرد شدن در حین انجماد است. بر اساس تئوری جوانه‌زنی کلاسیک [۲۴]، شعاع بحرانی جوانه‌زنی (r^*) رابطه (۳) و انرژی بحرانی جوانه‌زنی (ΔG^*) رابطه (۴) به صورت روابط زیر تعریف می‌شود:

$$r^* = \frac{2\rho^3 \frac{\gamma}{\gamma'}}{\Delta G_V - \Delta G_S} \quad (3)$$

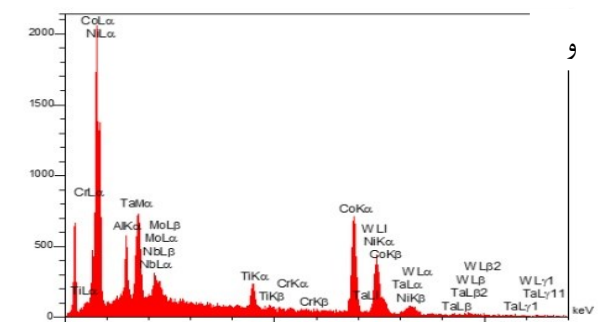
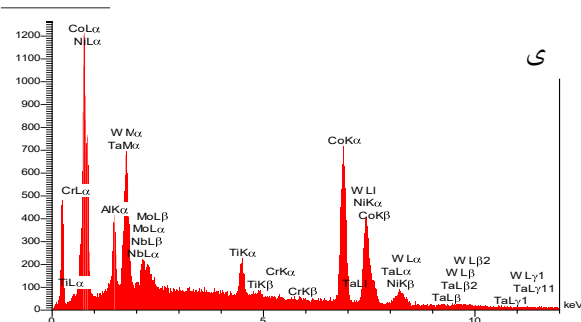
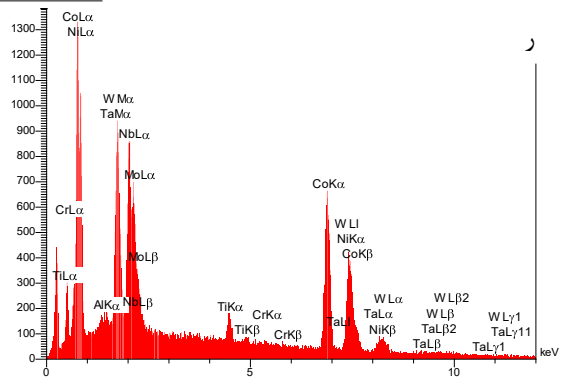
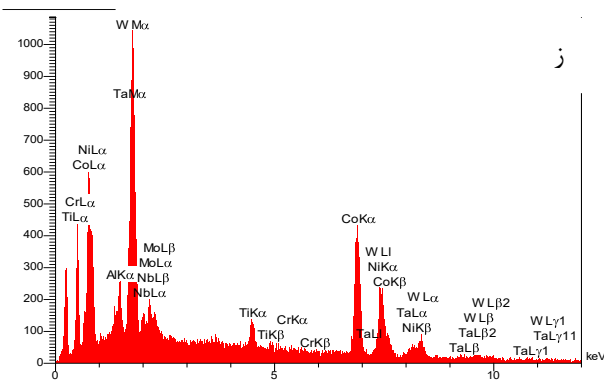
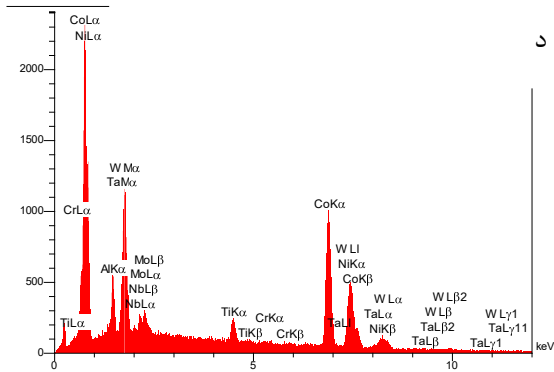
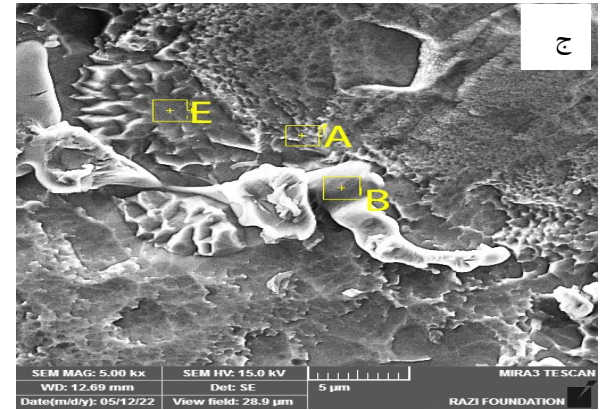
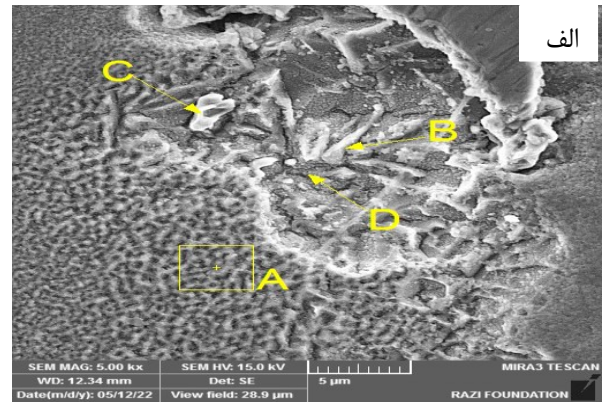
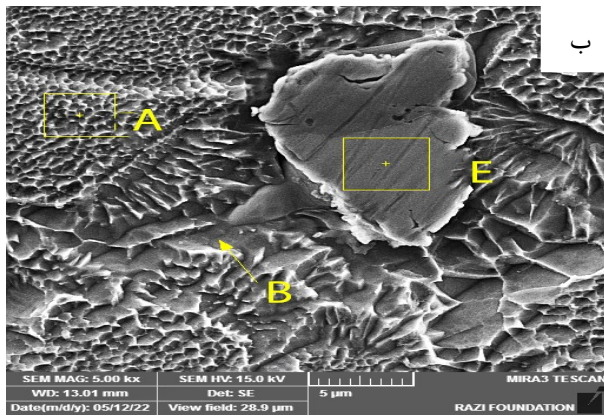
$$\Delta G^* = \frac{16\pi\rho^3 \frac{\gamma}{\gamma'}}{3(\Delta G_V - \Delta G_S)^2} \quad (4)$$

در این روابط $\rho_{\gamma/\gamma'}$ انرژی فصل مشترک بر واحد سطح، ΔG_V نیروی محرکه شیمیایی و ΔG_S انرژی کرنش عدم انطباق بر واحد حجم است. افزایش سرعت سرد شدن باعث کاهش دمای رسوب‌گذاری γ' می‌شود، که منجر به افزایش دمای تبرید (ΔT) می‌شود. ΔG^* و ΔG_V که با دو عامل ΔT و فوق اشباعیت زمینه متناسب است، می‌توان نتیجه گرفت که تحت تبرید و فوق اشباعیت بالای زمینه در نتیجه افزایش سرعت سرد شدن منجر به افزایش نیروی محرکه جوانه‌زنی و به‌طور دقیق‌تر نیروی محرکه مؤثر جوانه‌زنی ($\Delta G_V - \Delta G_S$) می‌شود. در نتیجه شعاع بحرانی جوانه‌زنی و نرخ جوانه‌زنی افزایش می‌یابد. علاوه بر این، افزایش سرعت سرد شدن منجر به توقف رشد رسوبات γ' تحت کنترل نفوذ شده و رسوبات γ' با اندازه کوچک تشکیل خواهند شد [۲۴].

در ناحیه دوفازی γ/γ' ، لازم است مقدار بالایی عنصر W باقی بماند که پایداری فاز γ' را فراهم کند. عنصر Ni به سوپرآلیاژهای پایه کبالت اضافه می‌شود تا ناحیه γ را افزایش دهد. از طرفی Ni و Co می‌توانند به‌طور کامل در یکدیگر حل شوند. بنابراین افزایش Ni به ترکیب منجر به افزایش ناحیه دوفازی γ/γ' می‌شود [۱۲]. نقطه B با توجه به درصد بالای عنصر W در این ناحیه، به نظر می‌رسد که کاربرد تنگستن باشد. آنالیز نقطه‌ای ناحیه C، تجمع عنصر Nb در این ناحیه را نشان می‌دهد. تجمع عناصری مانند Ta، Ti و Nb در یک ناحیه، پس از ترکیب شدن با Co شرایط را برای تشکیل فاز لاهه فراهم می‌کنند. فاز لاهه با ترکیب اسمی Co_2Nb و Co_3Ta ، Co_2Ta ، Co_2Ti ، Co_3Ti گزارش شده‌اند [۲۱]. با توجه به درصد عنصر Nb در این ناحیه، احتمال تشکیل فاز لاهه با ترکیب Co_2Nb محتمل است. آنالیز ناحیه D، امکان تشکیل شدن فاز β را گزارش می‌دهد. فاز β با ترکیب اسمی $\text{Co}_2(\text{Al}, \text{Ti})$ در مراجع گزارش شده است [۱۰، ۲۲]. در واقع با تجمع عناصر Ti و Al شرایط برای رسوب‌گذاری فاز β مساعد می‌شود. ناحیه E نشانگر تشکیل شدن فاز μ است. فاز μ بیشتر در مرزخانه‌ها رسوب می‌کند و حاصل ترکیب Co و W با ترکیب اسمی Co_3W است [۱۰، ۲۳]. پیک‌های مربوط به هر کدام از نواحی A، B، C، D و E را نمایش می‌دهد.

با بررسی ریزساختارهای حاصل از فرایند انجماد جهت‌دار با سرعت‌های بیرون‌کشی مختلف، مشاهده می‌شود که فقط در سرعت بیرون‌کشی ۱/۵mm/min فاز لاهه تشکیل شده است و در دیگر نمونه‌ها مشاهده نمی‌شود. که این می‌تواند به دلیل پایین بودن سرعت انجماد فاز مضر لاهه فراهم می‌کند. فازهای دیگر در هر سه نمونه تفاوت چندانی با یکدیگر ندارند.

شکل (۵)، ریزساختار دوفازی γ/γ' در نواحی بین دندریتی سوپرآلیاژ جهت‌دار پایه CoNi در حالت ریختگی را نشان می‌دهد. فاز γ' در حین ریختگی پس از سرد شدن مذاب رسوب می‌دهد.



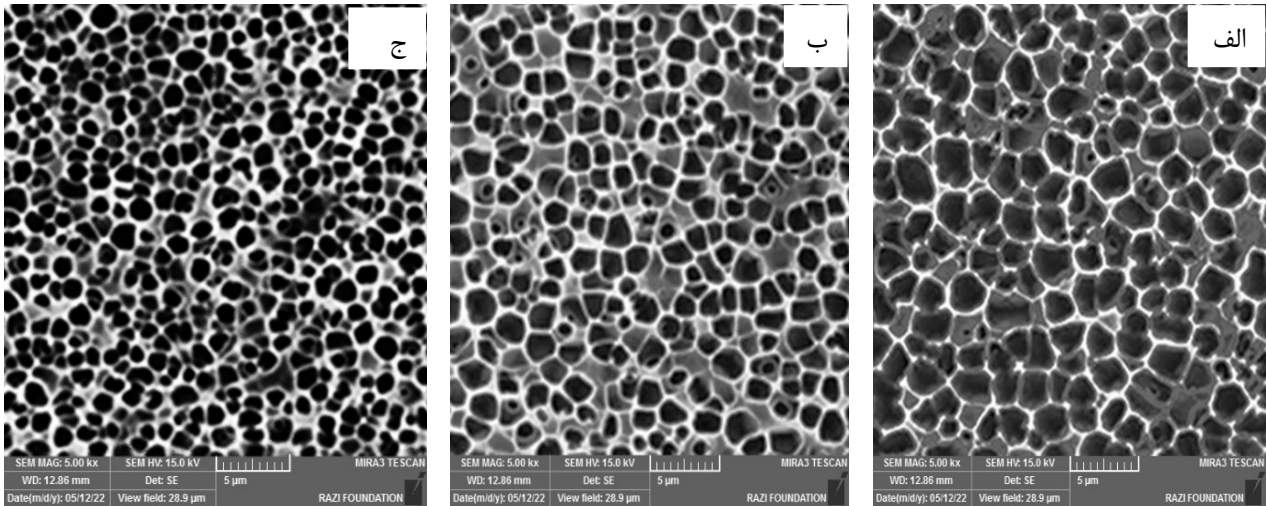
شکل ۴- تصاویر الکترونی روبشی مربوط به ریزساختار ریختگی سوپرآلیاژهای پایه کبالت- نیکل با سرعت‌های بیرون کشی (الف) ۱/۵mm/min (ب) ۳mm/min (ج) ۶mm/min و پیک‌های مربوط به ناحیه (د) A (ر) B (و) C (ز) D (ی) و E.

مبرد انجام شده است. برای اندازه‌گیری فاصله بازوی دندردیتی اولیه از رابطه $\lambda_1 = \left(\frac{A}{N}\right)^{0.5}$ [۲۵، ۴] استفاده شد. به طوری که در آن A مساحت مقطع مورد نظر و N تعداد بازوهای دندردیتی اولیه در مقطع A است. برای محاسبه فاصله بازوهای دندردیتی ثانویه، از معادله $\lambda_2 = \frac{L}{n-1}$ استفاده می‌شود. L، طول بازوهای دندردیتی

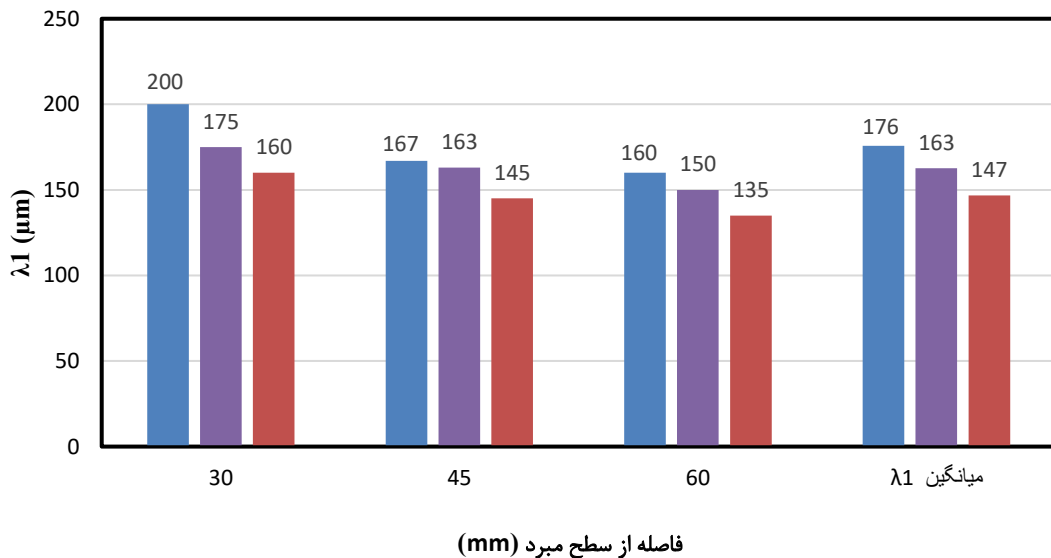
در ادامه به بررسی تأثیر سرعت بیرون کشی روی فاصله بازوهای دندردیتی اولیه (λ_1) و ثانویه (λ_2) پرداخته شده است. ساختار دندردیتی نمونه‌ها در مقاطع طولی و عرضی به وسیله میکروسکوپ نوری مورد بررسی قرار گرفت. اندازه‌گیری فاصله بازوهای دندردیتی اولیه و ثانویه در سه فاصله ۳۰، ۴۵ و ۶۰mm از سطح

مبرد، انتقال حرارت عمدتاً از طریق رسانش انجام شده و با دور شدن از صفحه مبرد، سرعت انتقال حرارت با مکانیزم رسانش کاهش یافته و انتقال حرارت از طریق تابش انجام می‌گیرد. همچنین شکل (۷) نشان می‌دهد که با افزایش سرعت بیرون‌کشی از ۱/۵ تا ۶mm/min، فاصله بازوهای دندریتی ثانویه از ۹۰ تا ۵۵ μm کاهش یافته است. دلیل این امر می‌تواند افزایش فوق تبرید و کاهش زمان انجماد در سرعت‌های بالای بیرون‌کشی باشد. به طوری که با افزایش سرعت بیرون‌کشی، دندریت‌های ثانویه نیز فرصت کمتری برای رشد داشته و فاصله آن‌ها کاهش یافته است. طبق رابطه $\lambda_2 = K_2(GV)^{-1/3}$ ، رابطه فاصله بازوهای دندریتی ثانویه و سرعت بیرون‌کشی به صورت $\lambda_2 \propto V^{-1/3}$ است که نشان‌دهنده رابطه معکوس بین سرعت بیرون‌کشی و فاصله بازوهای دندریتی ثانویه است.

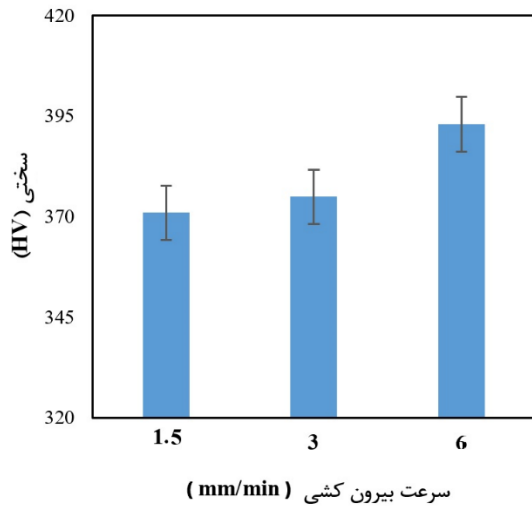
اولیه و n، تعداد بازوهای دندریتی ثانویه روی خط L است. میانگین فاصله بازوهای دندریتی اولیه و ثانویه در سه ناحیه در شکل‌های (۶) و (۷) ارائه شده است. با توجه به شکل (۶)، مشاهده می‌شود که با افزایش سرعت بیرون‌کشی از ۱/۵ تا ۶mm/min، فاصله بازوهای دندریتی اولیه از ۱۷۶ تا ۱۴۷ μm کاهش می‌یابد. این تغییرات ریزساختاری را می‌توان به معادلات مدل‌های هانت، کرزفیشر ارتباط داد. به طوری که در همه آن‌ها رابطه فاصله بازوهای دندریتی و سرعت بیرون‌کشی به صورت $\lambda_1 \propto V^{-1/4}$ است. در فاصله ۳۰ تا ۶۰mm از صفحه مبرد، با افزایش فاصله، λ_1 کاهش یافته است. به طوری که، با افزایش فاصله از صفحه مبرد، گرادیان حرارتی در روش بریجمن کاهش می‌یابد؛ تا اینکه در نهایت در ارتفاع مشخصی از نمونه، به مقدار ثابتی خواهد رسید. دلیل این امر، تغییر مکانیزم انتقال حرارت است. در فواصل نزدیک به صفحه



شکل ۵- تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از رسوبات γ در حالت انجماد جهت‌دار سوپر‌آلیاژ پایه کبالت- نیکل با سرعت‌های بیرون‌کشی (الف) ۱/۵mm/min، ۳mm/min (ج) ۶mm/min



شکل ۶- اندازه‌گیری و محاسبه فاصله بازوهای دندریتی اولیه برای نمونه‌های مورد مطالعه.



شکل ۹- نمودار سختی نمونه‌های جهت‌دار ریختگی با سرعت‌های بیرون کشی مختلف.

۴- نتیجه‌گیری

۱- با افزایش سرعت حرکت قالب از ۱/۵ تا ۶mm/min، میانگین بازوی‌های دندریتی اولیه از ۱۷۶ تا ۱۴۷ میکرومتر کاهش یافته است.

۲- با افزایش سرعت بیرون کشی از ۱/۵ تا ۶mm/min و دور شدن از صفحه مبرد، فاصله‌ی بازوهای دندریتی ثانویه از ۹۰/۵ تا ۵۵/۸ میکرومتر کاهش یافته است. این امر می‌تواند به دلیل افزایش فوق تبرید و کاهش زمان انجماد در سرعت‌های بالای بیرون کشی باشد. به طوری که با افزایش سرعت بیرون کشی، دندریتهای ثانویه نیز فرصت کمتری برای رشد داشته و فاصله آنها کاهش یافته است.

۳- اندازه رسوبات γ' با افزایش سرعت بیرون کشی از ۱/۵ تا ۶mm/min از ۶/۴ به ۴/۵ μm کاهش می‌یابد. مورفولوژی رسوبات γ' غالباً کروی است.

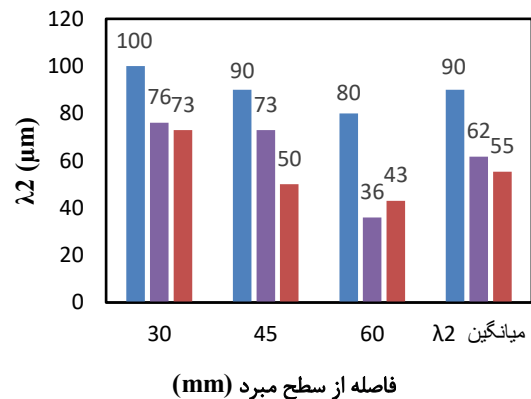
۴- افزایش مقدار سختی نمونه‌های جهت‌دار به دلیل منظم‌تر شدن ساختار و کاهش اندازه رسوبات γ' است.

مراجع

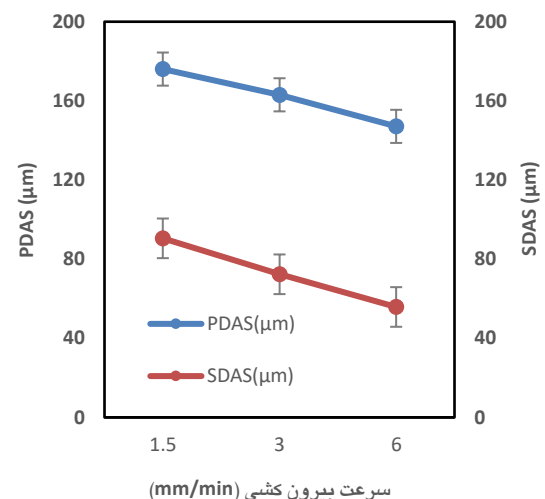
- [1] Jin M., Miao N., Zhao W., Structural stability and mechanical properties of $\text{Co}_3(\text{Al}, \text{M})(\text{M}=\text{Ti}, \text{V}, \text{Cr}, \text{Zr}, \text{Nb}, \text{Mo}, \text{Hf}, \text{Ta}, \text{W})$ compounds, Computational Materials Science, 2018, 148, 27-37.
- [2] Ding X., Mi T., Xue F., Microstructure formation in γ - γ' Co-Al-W-Ti alloys during directional solidification, Journal of Alloys and Compounds, 2014, 599, 159-63.
- [3] Yan H., Vorontsov V., Dye D., Alloying effects in polycrystalline γ' strengthened Co-Al-W base alloys, Intermetallics, 2014, 48, 44-53.
- [4] Torfeh M., Mirbagheri M., Aghazadeh J., Investigation of heat transfer coefficients effects in directional solidification of GTD111 super-alloy, Founding Research Journal, 2019, 3, 11-20.

شکل (۸) نمودار فاصله بازوهای دندریتی اولیه و ثانویه با افزایش سرعت بیرون کشی نمایش می‌دهد. همان‌طور که از نمودار نیز مشخص است، با افزایش سرعت بیرون کشی، فاصله بازوهای دندریتی اولیه و ثانویه کاهش می‌یابد که این نتیجه با نتیجه مطالعه دینگ و همکاران [۲] مطابقت دارد.

همان‌طور که در شکل (۹) مشاهده می‌شود، سختی نمونه‌ها با سرعت‌های بیرون کشی مختلف روند افزایشی داشته است. این امر می‌تواند به دلیل کاهش فاصله بازوهای دندریتی اولیه و ثانویه در نتیجه افزایش سرعت بیرون کشی باشد. همچنین با توجه به ریزتر شدن اندازه رسوبات γ' در نتیجه افزایش سرعت بیرون کشی، که در شکل (۵) نشان داده شد، می‌توان نتیجه گرفت که کاهش اندازه رسوبات γ' ، دلیلی دیگری برای افزایش سختی نمونه‌ها است.



شکل ۷- اندازه‌گیری و محاسبه فاصله بازوهای دندریتی اولیه برای نمونه‌های مورد مطالعه.



شکل ۸- نمودار تغییرات فاصله‌ی بین بازوهای دندریتی اولیه و ثانویه بر حسب سرعت بیرون کشی.

- nickel-base single crystal superalloy DD3, China Foundry, 2012, 9, 159-64.
- [17] Caron P., Ramusat C., Optimization of the homogenization and hot isostatic pressing heat treatments of a fourth generation single crystal superalloy, MATEC Web of Conferences, EDP Sciences, 2014, 13002.
- [18] Roskosz S., Staszewski M., Cwajna J., A complex procedure for describing porosity in precision cast elements of aircraft engines made of MAR-M 247 and MAR-M 509 superalloys. *Materials Characterization*, 2006, 56, 405-13.
- [19] Zhou X., Fu H., Zhang Y., Xu H., Xie J., Effect of Al and W Contents on the Solidification and Solution Microstructure of Novel γ/γ' Cobalt-Base Superalloys. *Advanced Engineering Materials*. 2019, 21, 1900641
- [20] Zhou X., Fu H., Zhang Y., Effect of Ta and Ti on the solidification characteristics of novel γ' -strengthened Co-base superalloys, *Journal of Alloys Compounds*, 2018, 768, 464-75.
- [21] Zhu L., Wei C., Jiang L., Experimental determination of the phase diagrams of the Co-Ni-X (X= W, Mo, Nb, Ta) ternary systems using diffusion multiples, *Intermetallics*, 2018, 93, 20-9.
- [22] Shi L., Yu J., Cui C., Microstructural stability and tensile properties of a Ti-containing single-crystal Co-Ni-Al-W-base alloy, *Materials Science and Engineering: A*, 2015, 646, 45-51.
- [23] Zhou X., Fu H., Zhang Y., Xu H., Xie J., Effect of Ta and Ti on the solidification characteristics of novel γ' -strengthened Co-base superalloys, *Journal of Alloys Compounds*, 2018, 768, 464-75.
- [24] Turnbull D., Formation of crystal nuclei in liquid metals, *Journal of Applied Physics*, 1950, 21, 1022-28.
- [25] Anton D., Giamei A., Porosity distribution and growth during homogenization in single crystals of a nickel-base superalloy, *Materials Science and Engineering*, 1985, 76, 173-80.
- [5] Leidermark D., Crystal plasticity and crack initiation in a single-crystal nickel-base superalloy, Ph.D. Thesis, Linköping University, Institute of Technology, 2011.
- [6] Heydari A., Mostafapour S., Kermanpur A., Design and manufacture of a laboratory directional solidification rig for superalloys via Bridgman method under vacuum, *National Vacuum Conference Iran*, Tehran, 2012.
- [7] Ghanbari M., Shabestari S., Aboutalebi M., Numerical and experimental evaluation of stray grains formation during single crystal growth, *Journal of Metallurgical and Materials Engineering*, 2017, 28, 13-26.
- [8] McCartney D., Hunt J., Measurements of cell and primary dendrite arm spacings in directionally solidified aluminium alloys, *Acta Metallurgica*, 1981, 29, 1851-63.
- [9] Kurz W., Fisher D., Dendrite growth at the limit of stability, tip radius and spacing, *Acta Metallurgica*, 1981, 29, 11-20.
- [10] Ding X., Mi T., Xue F., Microstructure formation in $\gamma-\gamma'$ Co-Al-W-Ti alloys during directional solidification, *Journal of Alloys Compounds*, 2014, 599, 159-63.
- [11] Tsunekane M., Suzuki A., Pollock T., Single-crystal solidification of new Co-Al-W-base alloys, *Intermetallics*, 2011, 19, 636-43.
- [12] Qu S., Li Y., He M., Microstructural evolution and compression property of a novel γ' -strengthened directionally solidified CoNi-base superalloy, *Materials Science and Engineering: A*, 2019, 761, 138034.
- [13] Lian Y., Gao L., Hu P., Yin Q., Wang X., Wen Z., Wang J., Effect of withdrawal rate on the microstructure and mechanical properties of a novel monocrystalline CoNi-based superalloy, *Materials Today*, 2022, 30, 103053.
- [14] Yu Z., Liu L., Zhao X., Zang W., Zang J. Fu H., Effect of solidification rate on MC-type carbide morphology in single crystal Ni-base superalloy AM3, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2010, 20, 1835-40.
- [15] Zhao X., Liu L., Yu Z., Zang W., Zang J. Fu H., Influence of directional solidification variables on the microstructure and crystal orientation of AM3 under high thermal gradient, *Journal of Materials Science*, 2010, 45, 6101-7.
- [16] Sifeng G., Lin L., Yiku X., Influences of processing parameters on microstructure during investment casting of

IRANIAN FOUNDRYMEN'S
SOCIETY

Founding Research Journal

Research Paper:

Effect of Withdrawal Rate of Directional Solidification on the Microstructure of a New Cobalt-Nickel Based Superalloy

Fatemeh Abdolmaleki ¹, Masumeh Seifollahi ², Sayed Mahdi Qazi Mirsaeid ^{3*}

1. M.Sc. Student, Faculty of Material and Manufacturing Technologies, Malek Ashtar University of Technology, Tehran, Iran.

2. Assistant Professor, Faculty of Material and Manufacturing Technologies, Malek Ashtar University of Technology, Tehran, Iran.

3. M.Sc., Researcher, Faculty of Material and Manufacturing Technologies, Malek Ashtar University of Technology, Tehran, Iran, Iran.

* Corresponding author, m_seifollahi@mut.ac.ir

Paper history:

Received: 24 August 2022

Accepted: 09 May 2023

Abstract:

The new cobalt-nickel superalloys containing γ' precipitates have been noticed due to their strength properties and higher corrosion resistance than nickel-base superalloys. The research investigates the effect of the withdrawal rate in the directional solidification process on the structure and hardness of a new cobalt-nickel base superalloy. For this purpose, Bridgman's directional solidification process was used for the directional growth of samples under vacuum at 1.5, 3, and 6 mm/min withdrawal rate. The results show that a directional structure was obtained at all speeds, and with the increase of the withdrawal rate, the distance between the primary dendritic arms increased from 176 to 147 μm , the distance between the secondary dendritic arms increased from 90 to 55 μm , and The size of γ' precipitates decreases from 6.4 to 4.5 μm . These changes are due to the change in the heat transfer mechanism near the surface of the refrigerant and at a height above the surface of the refrigerant, as well as the increase in the supercooling temperature and the decrease in the freezing time with the increase in the extrusion speed, which changes the microstructure from rough dendritic to fine dendritic. The hardness results of the samples increased from 371 to 375 and (HV) 393 by increasing the withdrawal rate from 1.5 to 3 and 6 mm/min. The increase in hardness can be due to the regularization of the structure and the decrease in the size of γ' precipitates.

Keywords:

New cobalt-based superalloy,
Directional solidification,
Withdrawal rate,
Dendritic arms,
 γ' precipitates.

[Please cite this article using:](#)

Fatemeh Abdolmaleki, Masumeh Seifollahi, Sayed Mahdi Qazi Mirsaeid, Effect of Withdrawal Rate of Directional Solidification on the Microstructure of a New Cobalt-Nickel Based Superalloy, in Persian, Founding Research Journal, 2023, 7(1) 5-14.

DOI: 10.22034/FRJ.2023.357476.1163

Journal homepage: www.foundingjournal.ir