



پژوهش‌نامه ریخته‌گری

مقاله مروری:

مروری بر مکانیسم‌های تغییر شکل و مهندسی ریزساختار در محلول‌های جامد بر پایه CoCrNi

الهه منصوری^۱، حمید خرسند^{۲*}

۱- دانشجوی دکتری مهندسی مواد، دانشکده مهندسی و علم مواد، دانشگاه صنعتی خواجه نصیرالدین طوسی، تهران.

۲- دانشیار، دانشکده مهندسی و علم مواد، دانشگاه صنعتی خواجه نصیرالدین طوسی، تهران.

* نویسنده مکاتبه کننده: Email: Hkhorsand@email.kntu.ac.ir

چکیده:

آلیاژهای بر پایه CoCrNi خواص مکانیکی قابل توجهی را به ویژه در دماهای برودتی نشان می‌دهند. این پدیده به دلیل انرژی نقص در چیده شدن کم این آلیاژها مورد توجه قرار گرفته، که احتمال تغییر شکل پیچیده و فعال شدن دوقلویی را در دمای محیط و تحت فشار افزایش می‌دهد. پدیده‌های کلیدی نظم کوتاه دامنه و استحاله بین ساختارهای (FCC) و (HCP) به بهبود خواص آلیاژ کمک می‌کنند. در حالی که تاکنون رابطه بین انرژی نقص در چیده شدن و استحاله فاز FCC به HCP در سایر مواد با نقص چیده شدن پایین ایجاد شده است، این سوال مطرح می‌شود که آیا مفاهیم متالورژی فیزیکی سنتی نیاز به تغییر برای سیستم‌های پیچیده مانند CoCrNi دارند یا خیر. در این پژوهش مروری بر مطالعات گسترده با هدف تعریف چالش‌ها و بررسی ویژگی‌های منحصربه‌فرد آلیاژهای بر پایه CoCrNi انجام شده است. مطالعات بر روی مکانیسم‌های تغییر شکل اساسی اتمی آلیاژهای بر پایه CoCrNi تمرکز می‌کند و بر زیرساخت‌های تغییر شکل و نظم کوتاه دامنه شیمیایی تاکید می‌کند. علاوه بر این، پیشرفت‌های اخیر در مهندسی ریزساختار از طریق فرایندهای حرارتی- مکانیکی و استراتژی‌هایی برای افزایش خواص کششی CoCrNi و سیستم‌های مشتق از آن با افزودنی‌های آلیاژی جزئی مورد بحث قرار گرفته است. در نهایت، این مطالعه جهت‌های تحقیقاتی آینده را با استفاده از بینش‌های فعلی در مورد مکانیسم‌های اساسی برای استراتژی‌های طراحی آلیاژ، ترسیم می‌کند.

تاریخ دریافت: ۲۷ تیر ۱۴۰۳

تاریخ بازنگری: ۱۲ شهریور ۱۴۰۳

تاریخ پذیرش: ۱۸ شهریور ۱۴۰۳

واژه‌های کلیدی:

محلول جامد، انرژی نقص چیده شدن، پیچیدگی ترکیبی، نظم کوتاه دامنه شیمیایی، مکانیسم‌های تغییر شکل،

ارجاع به این مقاله:

الهه منصوری، حمید خرسند، مروری بر مکانیسم‌های تغییر شکل و مهندسی ریزساختار در محلول‌های جامد بر پایه CoCrNi، پژوهش‌نامه ریخته‌گری، بهار و تابستان ۱۴۰۳،

جلد ۸، شماره ۱، صفحات ۵۱-۷۶.

شناسه دیجیتال: (DOI) 10.22034/frj.2024.468348.1197

۱- مقدمه

و مقاومت در برابر شکست به ویژه در دمای برودتی شناخته شده است و در این بررسی به تفصیل مورد بحث قرار خواهد گرفت. این بخش از بررسی به تشکیل CCA ها و چگونگی ظهور CoCrNi سه تایی، زیرمجموعه‌ای از آلیاژ هماتمی (Cantor) CoCrFeMnNi، به عنوان یک سیستم CCA برجسته اختصاص دارد. استراتژی‌های آلیاژسازی مرسوم، که در آن عناصر به مقدار جزئی به یک فلز پایه اضافه می‌شوند، رویکرد رایج توسعه آلیاژهای فلزی از عصر برنز بوده است. در سال ۲۰۰۴، دو گروه تحقیقاتی جداگانه [۳، ۴] آلیاژهای چند جزئی یا HEAs که از

توسعه آلیاژهای آنتروپی بالا^۱ (HEAs) یا به اصطلاح آلیاژهای غلیظ پیچیده^۲ (CCA) به یک دسته غالب در زمینه علم مواد تبدیل شده است. درک این رشته از HEAs در دو دهه اخیر به طور قابل توجهی تکامل یافته است و منجر به توسعه آلیاژهایی شده است که ممکن است جایگزین آینده برای مواد معمولی موجود مانند فولادهای با استحکام بالا و سوپرآلیاژهای پایه نیکل باشند [۱، ۲]. یکی از این CCA ها سیستم‌های بر پایه CoCrNi است که به دلیل ترکیب عالی از استحکام کششی، شکل پذیری

² Complex Concentrated Alloys

¹ High Entropy Alloy

الگوی حلال- حل شونده پیروی نمی‌کنند، را معرفی کردند. مشخص شد که ترکیب هم‌اتمی آلیاژهای چند جزئی، فازهای محلول جامد را نسبت به فازهای بین فلزی تثبیت می‌کند و منجر به تشکیل ریزساختارهای ساده‌تر از آنچه انتظار می‌رفت، می‌شود. یه و همکاران^۱ [۲] این رفتار را به آنتروپی اختلاط پیکربندی بالای آلیاژهای چند جزئی هم‌اتمی نسبت دادند. در حالی که انگیزه اصلی HEA ها کاوش در ناحیه مرکزی فضای ترکیبی بود، بیشتر تحقیقات اولیه بر روی آلیاژهایی با ترکیب هم‌اتمی متمرکز بود که ریزساختارهای نسبتاً ساده با حداقل ترکیبات بین فلزی را به وجود می‌آورد [۵]. برای جلوگیری از موانع ایجاد شده توسط تعاریف خاص، اصطلاحاتی مانند CCA و آلیاژهای چند عنصر اصلی^۲ (MPEA) ابداع شدند، بنابراین این الزام حذف شد که تعداد اجزا باید بیشتر یا مساوی با ۵ باشد، یا اینکه مقدار آنتروپی پیکربندی بزرگتر از $R \ln 5$ شده باشد [۳]. این تغییر در مطالعات اخیر دیده می‌شود که در آن تعداد زیادی از ترکیبات بدون محدودیت در حداقل تعداد عناصر، هم تک فاز و هم چند فاز در هم‌اتمی و همچنین نسبت‌های غیر هم‌اتمی مورد بررسی قرار می‌گیرند. با درک آنتروپی پیکربندی به تنهایی نمی‌توان پایداری فازها را تعیین کرد و نقش آنتالپی باید در نظر گرفته شود [۴، ۶-۱۰]. در این بررسی، اصطلاح CCAs برای پرداختن به این دسته از آلیاژهای چند جزئی استفاده خواهد شد. درک ما این است که افزایش تعداد عناصر لزوماً منجر به بهبود خواص نمی‌شود. نمونه‌ای از این آلیاژ هم‌اتمی کانتور CoCrFeMnNi و مشتقات سه تایی آن، به ویژه آلیاژ CoCrNi هم‌اتمی است. این آلیاژ بر اساس خواص مکانیکی منحصر به فردش که شامل استحکام کششی حدود ۱ GPa در کرنش شکست حدود ۷۰ درصد و چقرمگی شکست بالای $12 \text{ MPa} \cdot \text{m}$ ۲۰۰ می‌شود، مورد توجه بسیاری از تحقیقات قرار گرفته است. این ویژگی‌ها به طور هم افزایی حتی تا دمای برودتی افزایش می‌یابد که به طیف وسیعی از مکانیسم‌های زیربنایی که در بخش بعدی شرح داده شده است نسبت داده می‌شود.

CCA ها با فلزات واسطه انتقالی توسط بسیاری از محققان مورد بررسی قرار گرفته‌اند. در میان آنها، CoCrFeMnNi یکی از اولین و معروف‌ترین CCA ها بود [۱۱-۱۳]. از آن زمان، حجم قابل توجهی از تحقیقات در این سیستم انجام شده است که به بررسی افزودنی‌های آلیاژی مختلف، ترکیب غیر هم‌اتمی، رفتار مکانیکی، رفتار خوردگی و تحمل آسیب تشعشعات می‌پردازد [۱۱]. تمرکز اولیه مطالعات بر روی این آلیاژ، خواص مکانیکی بوده است که

استحکام تسلیم دمای اتاق حدود 400 MPa و استحکام کششی حدود 700 MPa با الانگیشتن تقریباً ۵۶٪ را نشان می‌دهد. گلودواتز و همکاران^۳ هم افزایی استحکام و شکل پذیری استثنایی در CoCrFeMnNi هم‌اتمی در دماهای برودتی را بیان کرد [۱۳]. گزارش شده است که با کاهش دما از ۲۹۳ کلون به ۷۷ کلون، استحکام تسلیم و استحکام کششی نهایی به ترتیب با افزایش هم‌زمان در شکل‌پذیری کششی تا ۲۵ درصد، به ترتیب ۸۵٪ و ۷۰٪ افزایش یافت. چقرمگی شکست آلیاژ چهارتایی نیز دارای چقرمگی شروع ترک $200 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ یا بیشتر بود که حتی در دماهای برودتی نیز حفظ شد. این ویژگی‌ها به فعال شدن نانو دوقلوهای ناشی از تغییر شکل [۱۴] به عنوان یک مکانیسم تغییر شکل اضافی با کاهش دما که باعث ایجاد اثر هال پیچ پویا^۴ با معرفی فصل مشترک‌های اضافی و همچنین به تأخیر انداختن شروع فرایند گلوبی به دلیل افزایش کرنش سختی، نسبت داده شد. در سال ۲۰۱۴، وو و همکاران^۵ [۱۵، ۱۶] در مجموع ده زیر مجموعه دوتایی، سه تایی و چهارتایی آلیاژ کانتور را با ترکیبات هم‌اتمی بررسی کردند تا تشکیل فاز و رفتار مکانیکی آنها را درک کنند. نتیجه گیری شد که نه تنها تعداد عناصر بلکه ماهیت عناصر است که رفتار مکانیکی CCA ها را تعیین می‌کند، با کروم که یک استحکام بخش قوی در خانواده آلیاژ Cantor است، در میان همه زیر مجموعه‌ها، این پژوهش آلیاژ CoCrNi سه تایی را با ساختار تک فاز FCC، دارای بالاترین استحکام و شکل‌پذیری در محدوده دمایی ۷۷-۶۷۳ کلون نشان داد. این آلیاژ بیشتر توسط گلودواتز و همکاران^۶ مورد مطالعه قرار گرفت [۱۷]. که فعال شدن یک حالت تغییر شکل اضافی نانو دوقلوبی را مشاهده کردند که منجر به استحکام کششی 1 GPa در کرنش $1/3$ شد در حالی که کرنش‌های شکست ۹۰٪ و چقرمگی شکست بیش از $430 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ در 77 K را نشان داد.

شکل ۱ خواص کششی CoCrFeMnNi و CoCrNi هم‌اتمی در دماهای مختلف را مقایسه می‌کند. برجسته‌ترین تفاوت بین CoCrFeMnNi هم‌اتمی و CoCrNi سه تایی، فعال شدن دوقلوبی در دمای اتاق به عنوان یک حالت اضافی تغییر شکل در دومی است. فعال سازی دوقلوبی با کاهش دما یا افزایش کرنش افزایش می‌یابد. از طریق بخش اول این بررسی، درک فعلی مکانیسم‌های اتمی CCAs CoCrNi مورد بحث قرار می‌گیرد. دانش انرژی نقص در چیده شدن (SFE) و استحاله فاز FCC \rightarrow HCP در طول سال‌ها از طریق سایر مواد نقص چیده شدن کم توسعه یافته است، با این حال، سوالی که در سیستم CoCrNi

4 Dynamic Hall-Petch effect

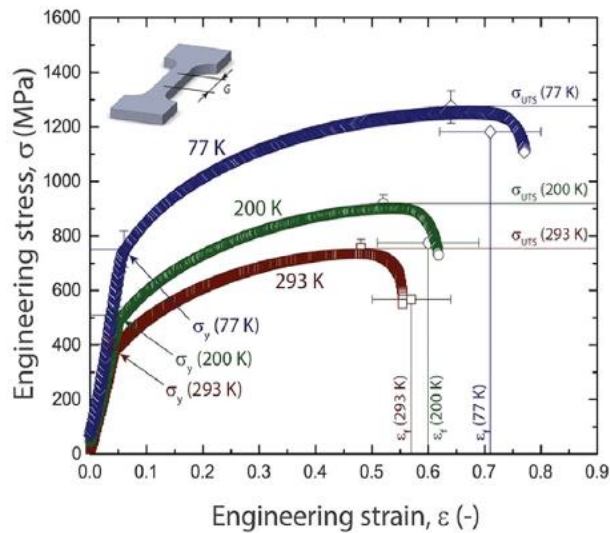
5 Wu et al.

6 Gludovatz

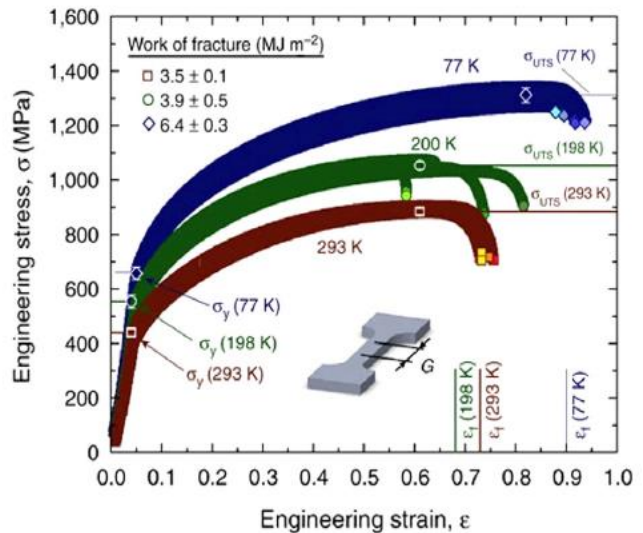
1 Yeh et al.

2 Multi principal element alloys

3 Gludovatz et al



شکل ۱. مقایسه خواص کششی CoCrFeMnNi هم‌اتمی (چپ) و CoCrNi (راست) به ترتیب از مرجع [۱۳] و [۱۷].



CoCrNi صادق است. به همین دلیل است که اثر استحکام بخشی محلول جامد در CoCrNi زیاد است. مطالعه دیگری توسط اوه و همکاران^۱ [۲۰] نشان می‌دهد که تفاوت الکترونگاتیوی نسبتاً بزرگ بین اتم‌های مجزای Co، Cr و Ni نیز به افزایش اثر استحکام بخشی محلول جامد در CoCrNi کمک می‌کند.

همه این اثرات با هم منجر به استحکام تسلیم نسبتاً بالای آلیاژ CoCrNi سه تایی می‌شود. در حالی که تأثیر عناصر منفرد قابل توجه است، رفتار مکانیکی این CCA ها به شدت به مکانیسم‌های اتمی وابسته است که در این بخش به تفصیل مشخص شده است. ما در مورد تشکیل زیرساخت‌های تغییر شکل در آلیاژ سه‌گانه CoCrNi بحث می‌کنیم که آن را قادر می‌سازد تا بر رقابت استحکام و شکل‌پذیری غلبه کند. سپس تأثیر SFE بر استحاله فاز از FCC به HCP مورد بحث قرار می‌گیرد و احتمال استحاله معکوس HCP به FCC بررسی می‌شود. در بخش آخر این بخش، وجود نظم شیمیایی کوتاه برد در آلیاژ CoCrNi با تأکید بر اینکه چگونه می‌تواند بر SFE، مکانیسم‌های تغییر شکل و در نهایت خواص مکانیکی تأثیر بگذارد، بحث شده است.

۲-۱- تشکیل زیرساخت‌های تغییر شکل

انرژی نقص در چیده شدن^۲ (SFE) یک فلز یک عامل کلیدی در تعیین مکانیسم‌های تغییر شکل غالب است. در مورد مواد FCC، زمانی که یک نابجایی کامل به دو نابجایی جزء شاکلی تقسیم می‌شود، ناحیه بین این دو عیب یک نقص در چیده شدن (SF) است و انرژی مرتبط با تشکیل آن به عنوان SFE شناخته می‌شود. عرض یک SF با SFE نسبت معکوس دارد. آلیاژ

باید به آن پاسخ داده شود نقش پیچیدگی ترکیب است. بر این اساس، نظم شیمیایی کوتاه برد و تأثیر آن بر مکانیسم‌های تغییر شکل به تفصیل مورد بحث قرار می‌گیرد. بخش بعدی بر بررسی مهندسی ریزساختار برای افزایش بیشتر خواص کششی آلیاژ CoCrNi از طریق فرایند حرارتی- مکانیکی تمرکز دارد. در نهایت، سیستم‌های مشتق به دست آمده با افزودن مقادیر جزئی آلیاژی به سیستم سه تایی پایه CoCrNi با تأکید بر تأثیر آنها بر خواص مکانیکی بررسی می‌شوند.

۲- مکانیسم‌های اتمی که هدایت کننده رفتار مکانیکی

هم‌افزایی بین استحکام و شکل‌پذیری در CCA های CoCrNi را می‌توان به مکانیسم‌های اتمی اساسی نسبت داد. علاوه بر این، عناصر تشکیل دهنده نیز در تعیین خواص مکانیکی نقش مهمی دارند. از آنجایی که عناصر منفرد در آلیاژ CoCrNi شعاع اتمی مشابهی دارند، می‌توان انتظار داشت که اعوجاج شبکه بسیار کمتر باشد. اما به طور متناقض، اثر استحکام بخشی محلول جامد در CoCrNi سه تایی بالا است [۱۸]. مشخص شده است که در مورد CCA ها، اعوجاج شبکه و در نتیجه اثر استحکام بخشی محلول جامد کمتر به شعاع اتمی مرتبط است و با حجم اتمی نامناسب و/یا مدول برشی رابطه مستقیم دارد [۱۹]. حجم اتمی محاسبه شده برای Co، Cr و Ni به ترتیب ۱۱/۱۲، ۱۲/۲۷ و ۱۰/۹۴ A³ است [۱۹]. از این رو، عدم تناسب حجمی قابل توجهی وجود دارد که منجر به استحکام بخشی محلول جامد می‌شود. علاوه بر این، همچنین مشخص شده است که از آنجایی که کروم مدول الاستیک بزرگتری در ساختارهای FCC دارد، آلیاژهای حاوی کروم مدول برشی بالاتری دارند، که در مورد

² Stacking fault energy

¹ Oh et al

در محدوده $4 \pm 18 \text{ mJ m}^{-2}$ [۲۷] تا $4 \pm 22 \text{ mJ m}^{-2}$ [۲۵] تخمین زده می‌شود، مقادیر محاسبه شده از طریق محاسبات اصل اول به طور کلی منفی هستند: -24 mJ m^{-2} یا -41^2 [۲۴].

شبیه‌سازی‌ها و محاسبات عموماً در دمای صفر کلوین انجام می‌شوند، جایی که می‌توان مشارکت‌های آنروپی را نادیده گرفت، اما در دمای محدود، به عنوان مثال، دمای اتاق، ارتعاشات اتمی به اندازه‌ای قابل توجه هستند که در هنگام محاسبه مقادیر SFE در نظر گرفته شوند. این می‌تواند توضیحی برای تفاوت در مقادیر تجربی و شبیه‌سازی شده باشد [۲۸]. همچنین، شایان ذکر است که اندازه‌گیری‌های تجربی نمی‌توانند منفی باشند، زیرا SFهای مشاهده شده در طول تصویربرداری باید در فاصله محدودی از یکدیگر باشند که همیشه به مقادیر SFE مثبت منجر می‌شود. علیرغم محدودیت‌های ذاتی رویکردهای تجربی و نظری، چنین تغییراتی نشان می‌دهد که پیچیدگی ترکیبی CCAها باید در نظر گرفته شود، زیرا تغییر در پیکربندی اتمی محلی بر SFs و SFE مربوطه تأثیر می‌گذارد.

در اساسی‌ترین سطح، SFE به برهمکنش‌های مدار الکترون و چگالی الکترون آزاد بستگی دارد. برای یک فلز FCC خالص، از طریق محاسبات ab-initio [۲۹] نشان داده شد که برای فلزی مانند مس، توزیع بار تقریباً کروی است که توزیع مجدد الکترون‌ها را پس از برش صفحه بسته بسته برای تشکیل SF آسان می‌کند. از این رو جریمه انرژی را کاهش می‌دهد و منجر به یک مقدار SFE پایین می‌شود. از سوی دیگر، AI دارای توزیع بار زاویه‌ای است که در توزیع مجدد الکترون مشکل ایجاد می‌کند و باعث ایجاد مقدار SFE بالایی می‌شود. همچنین، چگالی الکترون d در برش ناشی از تشکیل SF نقش مهمی ایفا می‌کند و از این رو نقش مهمی در تعیین SFE ایفا می‌کند [۳۰].

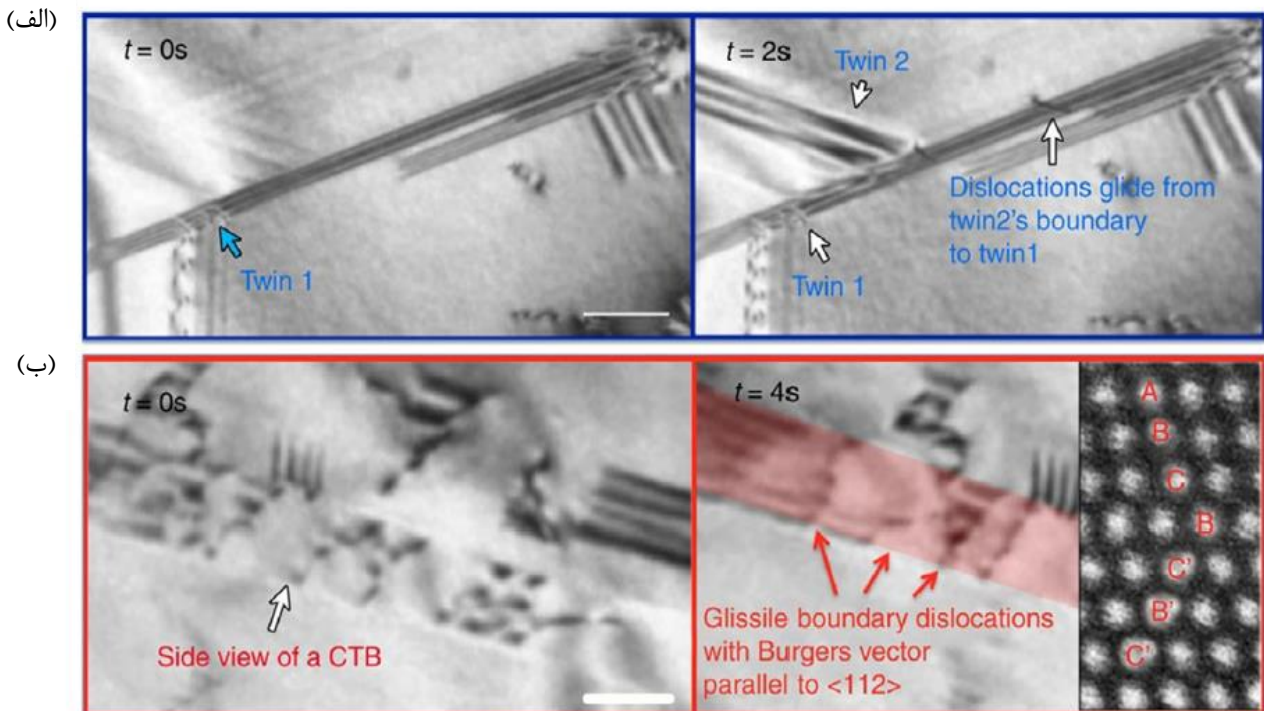
با حرکت از فلز خالص به آلیاژهای معمولی، افزودن عنصر دیگری به عنصر پایه نیز تأثیر خود را بر توزیع چگالی بار و پیوند اتمی خواهد داشت. اگر یک عنصر آلیاژی باعث تجمع بار بیشتر شود، جهت پیوند فلزی کاهش می‌یابد که منجر به کاهش SFE و بالعکس می‌شود. در مورد آلیاژهای Co-based [۳۱] مشاهده شد که افزودن کروم، W و Mo منجر به پیوند اتمی ضعیف‌تر به دلیل افزایش توزیع بار در نواحی بینابینی می‌شود که به نوبه خود باعث کاهش SFE تعمیم‌یافته Co می‌شود. در حالی که Ni، Mn، Al و Fe اثر معکوس دارند و SFE تعمیم یافته Co را افزایش می‌دهند. بنابراین، هر عنصر منفرد اثر منحصر به فردی بر SFE آلیاژ دارد و همین امر برای آلیاژ CoCrNi صادق است. علاوه بر

CoCrNi یک ماده SFE کم با SFE بین ۱۸ تا 45 mJ m^{-2} است، شبیه به آلیاژهای MP35N/MP159، فولادهای آستنیتی منگنز بالا با انعطاف پذیری دوقلویی (TWIP) و SFE پایین آلیاژهای CoCrFeMnNi باعث می‌شود که SFها بین جزء شاکلی عریض باشند که لغزش متقاطع را به شدت دشوار می‌کند و منجر به فعال شدن دوقلویی به عنوان یک مکانیسم تغییر شکل ثانویه می‌شود. انتظار می‌رود که با کاهش SFE، مکانیسم‌های تغییر شکل از لغزش نابجایی به حرکت نابجایی، نابجایی + دوقلویی و سپس به لغزش نابجایی + استحاله فاز FCC \rightarrow HCP یا استحاله ϵ -مارتنزیتی در مورد فولادها تغییر کند [۲۱، ۲۲]، جالب است که دوقلویی در CCAها منجر به افزایش همزمان استحکام کششی و شکل پذیری می‌شود [۲۳-۲۶].

دوقلویی منجر به تشکیل یک فصل مشترک جدید می‌شود که به عنوان مانعی برای حرکت نابجایی عمل می‌کند، در حالی که با به تاخیر انداختن ناپایداری گلوبی شدن به کار سختی کمک می‌کند. شکل ۲ (الف) فعال شدن چندین دوقلویی را در جهات مختلف و با عرض‌های مختلف در CoCrNi در طی آزمایش‌های کرنش درجا نشان می‌دهد. کورتز و کوکالا^۱ [۲۲] تشکیل یک معماری دوقلویی ۳ بعدی را در داخل دانه‌های منفرد (در محدوده اندازه ۵-۵۰ میکرون) از یک آلیاژ هم‌اتمی CoCrNi پیشنهاد کردند که مرزهای دوقلویی را تثبیت می‌کند، حتی زمانی که نابجایی‌ها از میان آن می‌لغزند (همانطور در شکل ۲ (ب) که نشان داده شده است). از این رو این دوقلویی‌ها به تغییر شکل پلاستیک کمک می‌کنند و در عین حال به شدت مانع نابجایی می‌شوند بنابراین استحکام ماده را افزایش می‌دهند. تمایل به تشکیل دوقلویی با کاهش دما و افزایش کرنش افزایش می‌یابد. به همین دلیل است که دوقلویی‌سازی به عنوان یک مکانیسم تغییر شکل ثانویه در فولادهای آستنیتی TWIP و آلیاژهای کانتور در دماهای پایین‌تر (بین ۷۷ K تا زیر RT) و در مقادیر کرنش بالاتر فعال می‌شود [۱۴، ۲۲].

از سوی دیگر، CoCrNi سه تایی تشکیل دوقلویی را حتی در دمای اتاق نشان می‌دهد که بیشتر به سمت دماهای برودتی تشدید می‌شود. این رفتار به این نسبت داده شد که SFE در CoCrNi هم‌اتمی ۲۵٪ کمتر از CrMnFeCoNi هم‌اتمی است و منعکس کننده خواص مکانیکی CoCrNi است که استحکام، شکل پذیری و چقرمگی شکست بالاتری نسبت به CrMnFeCoNi در دمای اتاق و دمای برودتی نشان می‌دهد. تفاوت فاحشی در مقادیر تجربی و پیش بینی شده SFE در آلیاژ سه تایی CoCrNi وجود دارد. در حالی که به طور تجربی SFE

¹ Curtze and Kuokkala



شکل ۲- (الف) آزمایش کرنش کردن میکروسکوپ الکترونی عبوری در جا (TEM) که فعال شدن چندین دوقلو و برهمکنش آن‌ها با نابی‌ها را نشان می‌دهد، (ب) تصویر TEM از یک مرز دوقلوی پایدار که از طریق آن نابی‌های جزئی می‌لغزند. نوار مقیاس در هر دو تصویر: ۲۰۰ نانومتر [۲۴].

دیگر تثبیت می‌کنند. استحاله فاز ناشی از تغییر شکل، مشابه اثر پلاستیسیته ناشی از استحاله (TRIP) در فولادها [۳۵]، در سایر CCAها نیز مشاهده شده است [۳۶-۳۹]. در مقایسه با CoCrFeMnNi، که در آن استحاله فاز FCC → HCP در فشار بالا القا شد [۴۰]، به نظر می‌رسد تشکیل فاز HCP در CoCrNi راحت‌تر باشد. با استفاده از محاسبات تئوری تابعی چگالی (DFT) [۴۱]، پیش‌بینی شد که در صفر کلوبین، فاز HCP انرژی کمتری نسبت به فاز FCC در CoCrNi دارد. می‌توان استدلال کرد که محتوای بیشتر Co (که یک فاز HCP است) در آلیاژ CoCrNi در مقایسه با CoCrFeMnNi، فاز HCP را تثبیت می‌کند. مشاهده مشابهی توسط ژائو و همکاران^۲ انجام شد [۴۲]. در آلیاژهای CoCrNi x که در آن ساختار FCC تک فاز برای x = 1 تا 0.8 تشکیل شد، اما با کاهش محتوای Ni از x = 0.7 به 0.5، در نهایت محتوای Co افزایش یافت، هر دو فاز FCC و HCP با هم وجود داشتند. احتمال تشکیل فاز HCP در CoCrNi سه تایی هم‌اتمی بیشتر از CoCrFeMnNi وجود دارد. نیو و همکاران^۳ [۲۸] این رفتار را با در نظر گرفتن سرخوردگی مغناطیسی^۴ که در مورد CoCrFeMnNi قوی است و در نتیجه انرژی‌های FCC و HCP قابل مقایسه است و نتیجه گرفت هیچ نیروی محرکه‌ای برای استحاله HCP وجود ندارد، منطقی کردند.

تنظیمات الکترونی، حجم و اثرات مغناطیسی نیز به تعیین SFE کمک می‌کنند و همان عنصر ممکن است تأثیر متفاوتی بر روی آلیاژ پایه متفاوت داشته باشد [۳۲]. با این حال، این بررسی به تأثیر عناصر آلیاژی در سه تایی پایه CoCrNi مربوط می‌شود که در بخش بعدی به تفصیل مورد بحث قرار می‌گیرد.

۲-۲- استحاله فاز FCC → HCP

لغزش جزئی شاکلی روی یک صفحه بسته (closed pack plane) در نقص چیده شدن FCC یک نقص چیده شدن ذاتی (ISF) ایجاد می‌کند در حالی که وقتی نابی‌های جزئی روی دو صفحه بسته^۱ متوالی می‌لغزند، یک نقص در چیده شدن بیرونی (ESF) تولید می‌شود [۳۳]. شکل ۳ نشان می‌دهد که چگونه ESF منجر به تشکیل دوقلوهای تغییر شکل می‌شود در حالی که ISF به عنوان یک جوانه برای فاز HCP عمل می‌کند [۳۴]. بنابراین، یک دنباله ISF FCC را می‌توان به عنوان لایه‌ای از چیدمان HCP دید که می‌تواند به عنوان یک مکان مطلوب برای رشد فاز HCP عمل کند. تفاوت در انرژی تشکیل فازهای FCC و HCP می‌تواند مربوط به SFE باشد. SFE پایین نشان می‌دهد که انرژی تشکیل هر دو فاز FCC و HCP کاملاً به یکدیگر نزدیک خواهد بود و عوامل دیگری مانند دما و کرنش یک فاز را بر فاز

³ Niu et al

⁴ Magnetic frustration

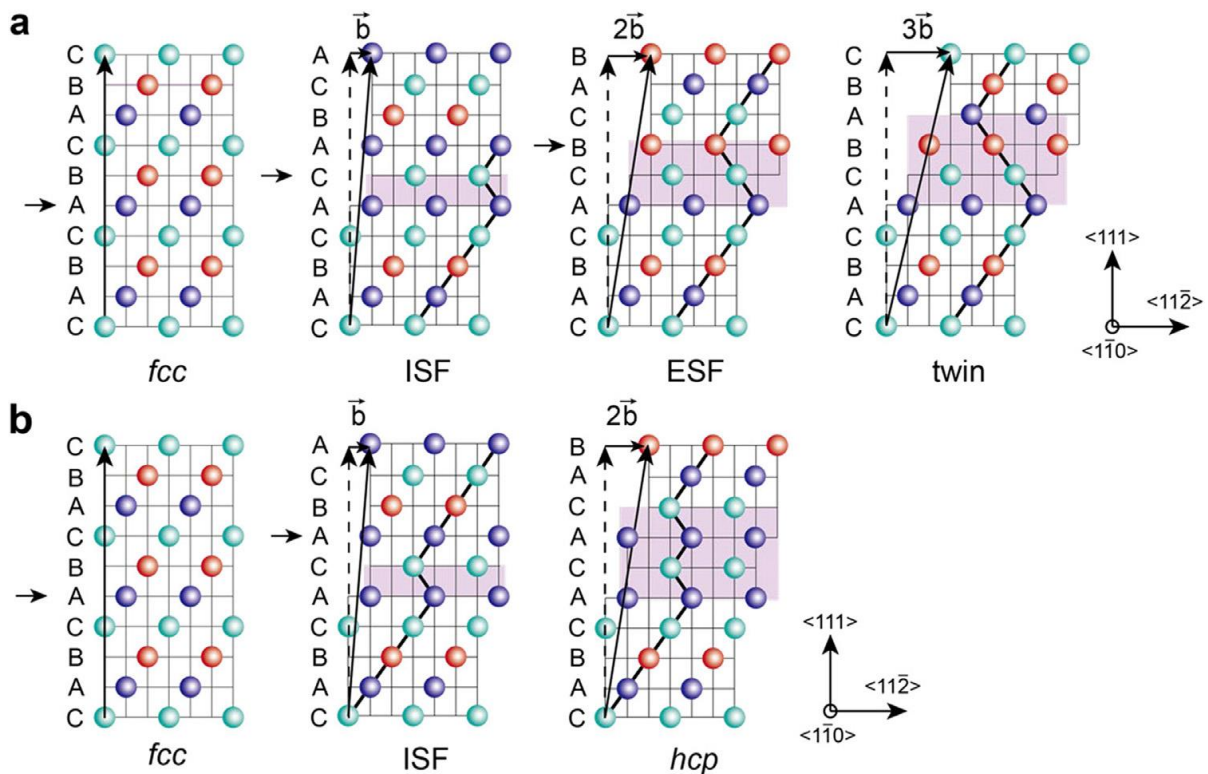
¹ Two consecutive closed packed planes

² Zhao et al

یک مکانیسم استحکام بخش اضافی در آلیاژهای پایه CoCrNi باشد و می‌تواند یک اثر هم افزایی در بهبود خواص مکانیکی داشته باشد [۴۴].

برخلاف فولادهای TRIP، که در آن بخش بزرگی از آستنیت FCC به HCP-مارتنزیت [۴۵] تبدیل می‌شود (در اثر استحاله)، حجم فاز HCP تبدیل شده در آلیاژ سه تایی CoCrNi بسیار کم است. این اتفاق با وجود نیروی محرکه کافی به دلیل ترکیب ترکیبی SFE پایین، دما و کرنش بالا رخ می‌دهد. نیو و همکاران [۲۸] در کار خود، پیشنهاد می‌کند که نابجایی‌های مختلط به دام افتاده در فصل مشترک ناحیه HCP ممکن است تشکیل جزءهای جدید شاکلی را تسهیل کند و باعث شود ساختار به شکل اصلی FCC خود بهبود یابد. این توضیح باید با مطالعه بیشتر تأیید شود. پیش از این، چنین استحاله فاز معکوس از HCP به FCC در سیستم CCA دیگری پیشنهاد شده بود [۳۸] $Fe_{50}Mn_{30}Co_{10}Cr_{10}$ ، که در آن استحاله فاز دو طرفه به گرمای موضعی و میدان‌های تنش-کرنش نسبت داده شد که به عنوان نیروی محرکه استحاله HCP به FCC در حالی که هیچ گزارشی مبنی بر استحاله HCP به FCC در CoCrNi وجود ندارد، لایه‌های نازک پراکنده شده با مگنترون از CoCrNi تحت یک استحاله معکوس از HCP به FCC [۴۶، ۴۷] در آزمایش کشش درجا قرار می‌گیرند.

با این حال، در مورد CoCrNi، حتی اگر اثرات مغناطیسی را در نظر بگیریم، فاز HCP پایدارتر از FCC در دماهای پایین‌تر باقی می‌ماند. برای آلیاژ CoCrNi هم اتمی، میاو و همکاران [۴۱] یک استحاله فاز FCC مشابه به HCP را در سطوح کرنش بالاتر هم در دمای اتاق و هم در دمای برودتی گزارش کردند. زیرساخت تغییر شکل از یک الگوی مورد انتظار پیروی می‌کند که در کرنش پایین‌تر، لغزش نابجایی عمدتاً مسطح وجود دارد و با افزایش کرنش، نانو دوقلوها و فاز HCP تشکیل شده و بر تغییر شکل غالب می‌شوند. این کار شکل‌گیری تیغه‌های نانودوقلویی HCP را همانطور که در شکل ۴ نشان داده شده است بیان می‌کند، که نشان می‌دهد فاز HCP به دلیل برهمکنش SFs و نانو دوقلوها شکل می‌گیرد. فاز HCP رشد می‌کند و در سراسر این منطقه تعامل موضعی باقی می‌ماند. حتی اگر کسر حجمی فاز HCP با افزایش کرنش افزایش می‌یابد، بیشتر در دمای برودتی نسبت به RT، باید توجه داشت که بالاترین مقدار فاز HCP شناسایی شده توسط این کار تنها ۳٪ در نمونه تا ۵۳٪ درصد کرنش واقعی در دمای برودتی تغییر شکل یافته است. یکی دیگر از مطالعات شبیه‌سازی دینامیک مولکولی در مقیاس بزرگ توسط یوان و همکاران [۴۳] نشان داد که فاز HCP به دلیل هسته زایی و نفوذ SF های متعدد در صفحات لغزش مجاور از همان مرز دانه تشکیل شده است. فاز HCP در CCA های CoCrNi می‌تواند



شکل ۴. شماتیک تشکیل فاز دوقلو و HCP از (الف) ESF و (ب) ISF را نشان می‌دهد [۳۴].

³ Niu et al

¹ Miao et al

² Yuan et al.

که CCA های تک فازی که قبلاً در نظر گرفته شده بودند، تجزیه فاز (جدایش) را در دماهای میانی نشان می‌دهند، که تأیید می‌کند که حالت تک فاز، حالت دمای بالای آلیاژ است، که در دمای اتاق از طریق کوانچ شدن از دمای بالا، غیرپایدار است. همچنین پیش‌بینی شد که در CCA ها، به جای توزیع تصادفی عناصر، مناطقی وجود دارد که یک عنصر ترجیح بیشتری برای پیوند شیمیایی با برخی از عناصر نسبت به سایرین دارد. انحراف از توزیع تصادفی محلول جامد ممکن است منجر به تشکیل نانوخوشه‌ها، نظم بلند دامنه یا نظم کوتاه دامنه شود. به طور کلی، نانوخوشه‌بندی به تفکیک ترجیحی عناصر مشابه با هم به صورت محلی در قالب نانو رسوبات اشاره دارد [۴۸]. نظم بلند دامنه به نظمی اشاره دارد که در آن برخی از عناصر یک زیرشبکه را اشغال می‌کنند در حالی که برخی دیگر زیرشبکه را با تمایز دقیق بین دو زیرشبکه اشغال می‌کنند. رسوبات ثانویه با ساختار شبکه منظم B₂, L₁2، و غیره با نظم بلند دامنه در CCA ها مطابقت دارد. از سوی دیگر، نظم کوتاه دامنه شیمیایی (CSRO) زمانی اتفاق می‌افتد که یک عنصر عناصر دیگر را به عنوان نزدیک‌ترین یا دومین همسایه ترجیح دهد (یا اجتناب کند) [۴۹، ۵۰] CSRO^۴ اساساً یک نوسان در آرایش اتمی محلی است که از حالت تصادفی منحرف می‌شود. چیدمان ماتریس CCA، و هیچ ساختار شبکه‌ای مجزایی تشکیل نمی‌شود. SFE در CSRO می‌تواند، مکانیسم‌های تغییر شکل و خواص مکانیکی CCA ها را تحت تاثیر قرار دهد که در این بخش با تمرکز بر آلیاژ سه تایی CoCrNi مورد بحث قرار خواهد گرفت.

یکی از تلاش‌های اولیه برای تشخیص CSRO در آلیاژ سه تایی CoCrNi توسط ژانگ و همکاران^۵ [۵۱] انجام شد که با استفاده از اندازه‌گیری‌های EXAFS، جایی که این نویسندگان مشاهده کردند که پیوندهای Ni-Cr و Co-Cr دارای فاکتور دبی-والر^۶ کوچک‌تری هستند. این پژوهش نشان می‌دهد که این پیوندها مطلوب هستند و می‌توانند منجر به نظم کوتاه دامنه در سیستم شوند. مطالعه دیگری توسط ژانگ و همکاران^۷ [۵۲]، با استفاده از TEM فیلتر شده با انرژی، تأیید کرد که CSRO در آلیاژ CoCrNi وجود دارد که در دمای ۱۲۰۰ °C همگن شده و در دمای ۱۰۰۰ °C عملیات ایجینگ انجام شده و به دنبال آن خنک سازی کوره انجام می‌شود. چنین نظمی در مورد آلیاژ همگن و کوانچ تا دمای اتاق یافت نشد. به طور مشابه، CSRO توسط ژو و همکاران^۸ مشاهده شد [۵۰].

چن و همکاران [۴۶] این استحاله FCC → HCP → FCC دوطرفه را به SFE کوچک آلیاژ CoCrNi و از این رو توالی چیده شدن انعطاف پذیر که قابلیت منحصر به فرد لغزش آسان را در FCC {۱۱۱} || HCP^۱ (۰ ۰ ۰) در هر دو فاز FCC و HCP از آلیاژ CoCrNi. لازم به ذکر است که استحاله فاز برگشت پذیر بیشتر در نزدیکی ناحیه مرکزی میکرو ستون‌ها^۲ رخ می‌دهد که در طول آزمایش درجا از طریق نوار برشی بیشترین تغییر شکل را متحمل می‌شود. در کار مشابه دیگری چن و همکاران^۳ [۴۷] وابستگی تغییر شکل به اندازه ستون‌ها را نشان داد که در آن تنش برشی بالا در ستون زیر میکرونی می‌تواند برای تسهیل چرخش شبکه در امتداد صفحه پایه فاز HCP کافی باشد که باعث افزایش تنش برشی حل‌شده و لغزش می‌شود. در هر صفحه پایه دیگر انباشته شدن HCP که استحاله فاز FCC را در داخل نوار برشی ارتقا می‌دهد. در حالی که استحاله فاز در لایه نازک CoCrNi روشن‌تر است و منجر به استحکام تسلیم برتر تا حدود ۴ GPa می‌شود، نمی‌توان بین لایه نازک و نمونه‌های بالک یکسان قضاوت کرد زیرا تفاوت ذاتی بین آنها وجود دارد، یعنی: (۱) اندازه دانه اولیه در لایه‌های نازک کوچک است و یکی از دلایل استحکام تسلیم بالا است، (۲) لایه‌های نازک پراکنده دارای بافت قوی هستند که معمولاً در نمونه‌های بالک دیده نمی‌شود، (۳) سطح لایه در نظر گرفته شده در این لایه‌ها شامل ۶۰٪ HCP و ۴۰٪ فاز FCC برای شروع بود. چگالی بالای SF های موجود در فاز HCP همچنین استحاله HCP به FCC را ارتقا می‌دهد، در حالی که در مورد نمونه بالک، ریزساختار اولیه اساساً FCC تک فازی است. نیاز به بررسی این استحاله‌های متوالی FCC → HCP → FCC با توجه به آلیاژهای مربوط به CoCrNi در نمونه‌های بالک وجود دارد. دانش محدود حاصل از کار لایه نازک را می‌توان به نمونه‌های بالک نانوکریستالی اعمال کرد و برون‌یابی کرد و امکان و همچنین شرایط، استحاله‌های دو جهته باید بررسی شود.

۲-۳- نظم کوتاه دامنه شیمیایی

اکثر تحقیقات اولیه فرض می‌کردند که CCA ها فازهای محلول جامد کاملاً تصادفی را نشان می‌دهند که در آن هر عنصر احتمال یکسانی برای اشغال هر مکان شبکه مشخصی دارد [۲]. در طول سال‌ها، اهمیت برهم‌کنش‌های آنتالپی در تعیین پایداری فاز در دماهای پایین‌تر شناخته شده است. شواهد تجربی نشان می‌دهد

⁵ Zhang et al

⁶ Debye-Waller factors

⁷ Zhang et al

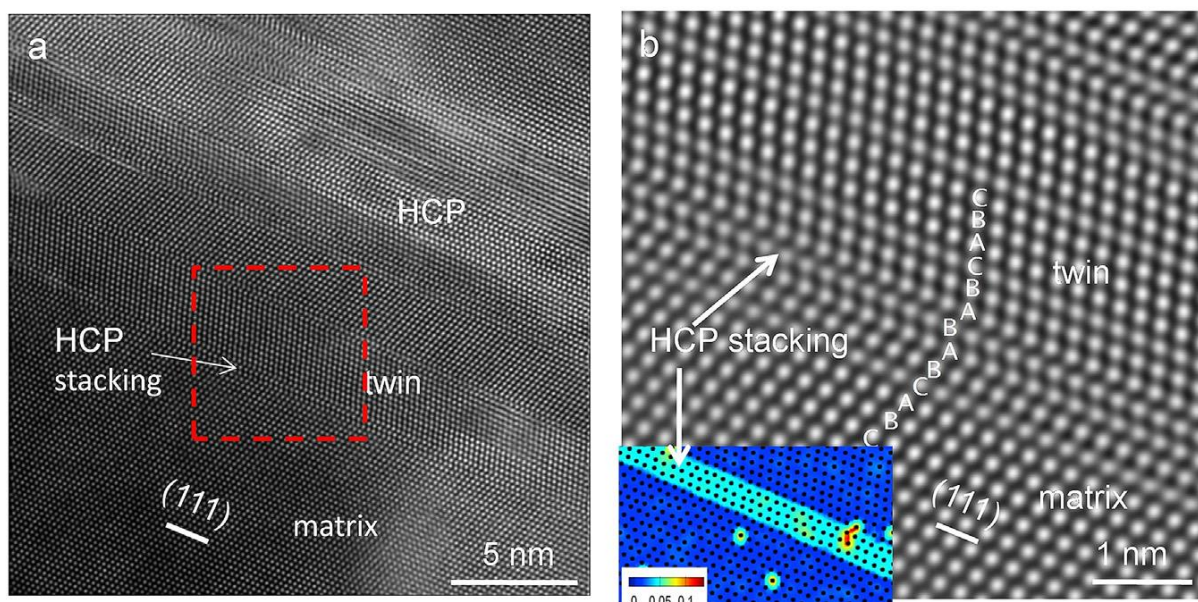
⁸ Zhou et al.

¹ Close-packed {111} FCC || (0 0 01) HCP planes

² Micropillars

³ Chen et al

⁴ Chemical short-range order



شکل ۴. میدان تاریک حلقوی (ADF) - تصویر میکروسکوپ الکترونی عبوری روبشی (STEM) از نمونه CoCrNi که با ۵۳٪ کرنش واقعی در دمای پروتی آزمایش شده است که نوار HCP را در نزدیکی مرز دوقلو تشکیل می‌دهد. ورودی در (b) نقشه مرکز تقارن (COS) است که چیده شدن HCP را نمایش می‌دهد [۴۱].

در آلیاژهای همگن در دمای 1100°C و تبلور مجدد در دمای 600°C و 1000°C آنیل شده است. مشخص کردن CSRO به دلیل نیاز به کسب اطلاعات دقیق در مقیاس اتمی، یک کار چالش برانگیز برای سیستم‌های CCA بوده است. تلاش‌های تجربی برای درک CSRO در سیستم CoCrNi در حال انجام است. مطالعات نظری همچنین شکل گیری CSRO را در این سیستم پیش بینی می‌کند [۵۳-۵۵]. والش و همکاران^۱ [۵۴] ترجیحات پیوند را با استفاده از تعامل مغناطیسی در سیستم CoCrNi که بر CSRO غالب است، توضیح داد. با توجه به محاسبات DFT: (۱) سرخوردگی گشتاور مغناطیسی در مورد جفت کروم آنها را نامطلوب می‌کند. (۲) ترازهای مخالف اسپین‌های Co و Cr ترجیح داده می‌شود که با تمایل به تشکیل جفت‌های Co-Cr موافق است و (۳) جایگزینی Co با نیکل به کاهش Co-Cr با همان اسپین کمک کرد، از این رو از پیوندهای نیکل-کروم مطلوبی که قبلاً پیش‌بینی شده بود حمایت کرد.

دینگ و همکاران^۲ [۵۵] نظم مشابهی را از طریق شبیه‌سازی مونت کارلو با استفاده از $\Delta\delta_{kij}$ ($i, j = \text{Cr/Co/Ni}$) یک پارامتر برای تعیین کمیت نظم شیمیایی محلی اطراف اتم‌های منفرد در CoCrNi نشان داد. مقادیر مثبت این پارامتر همانطور که در شکل ۵ نشان داده شده است (الف) مربوط به جفت‌های نامطلوب است در حالی که مقادیر منفی مربوط به جفت‌های مطلوب است. برای اولین نزدیکترین همسایه، $\Delta\delta^1_{\text{Cr-Cr}} \sim 1.58$ است، در حالی که

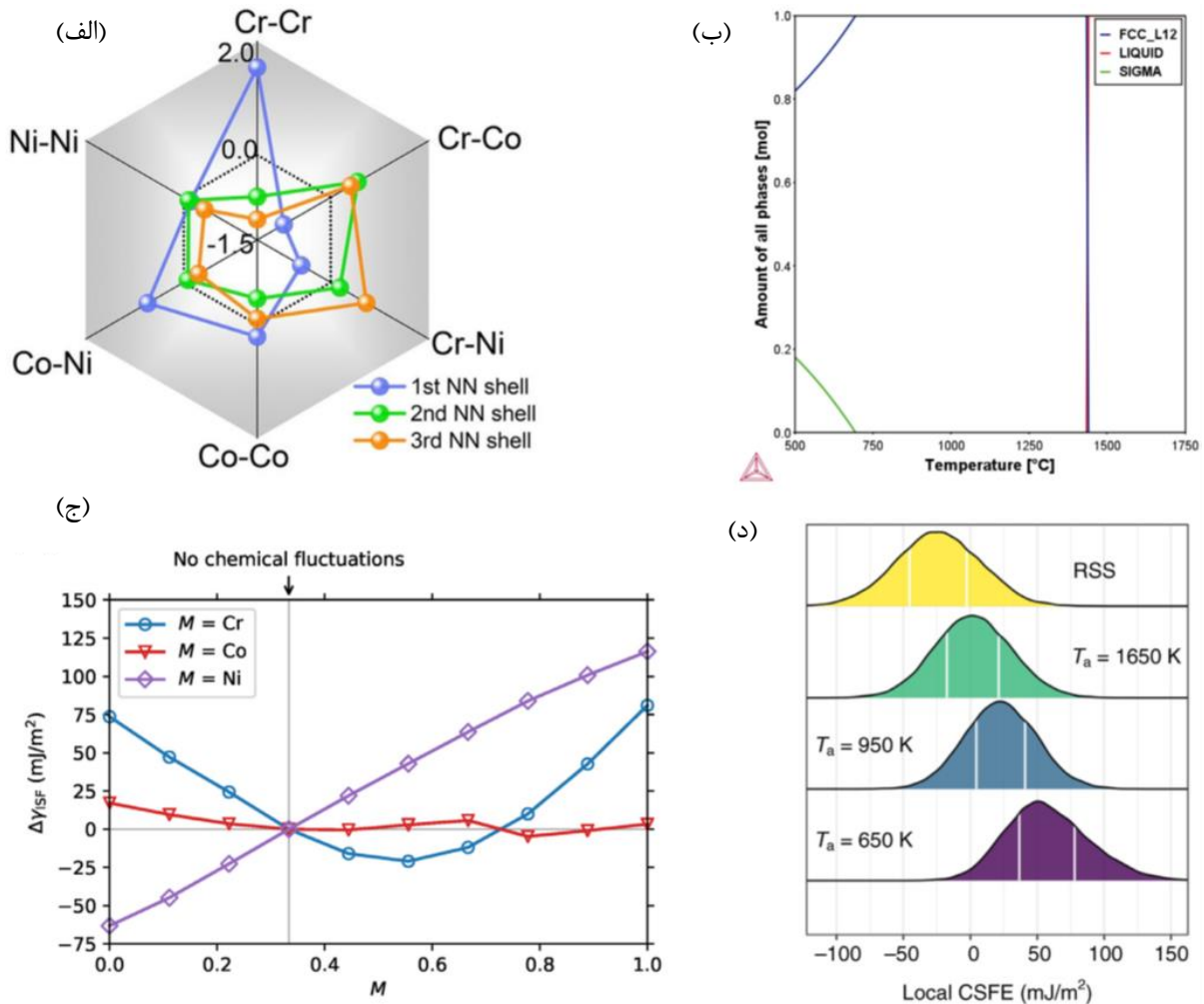
برای داشتن Co یا Ni به عنوان نزدیکترین همسایه نشان می‌دهد. برای داشتن Cr قبلی موافق است که Cr-Cr نامطلوب و ترجیح Cr برای داشتن Co یا Ni به عنوان نزدیکترین همسایه نشان می‌دهد. دهنده.

وقوع CSRO در آلیاژ CoCrNi قابل بررسی است و به طور شهودی پیش‌بینی نمی‌شود، زیرا هر سه عنصر دارای شعاع اتمی مشابه هستند و گرمای اختلاط کمی را نشان می‌دهند. به همین ترتیب، CoCrNi سه تایی هم‌اتمی ماده FCC تک فاز پایدار است. اگرچه زمانی که آلیاژ به طور معمول ریخته‌گری می‌شود، هیچ فاز ثانویه‌ای به طور تجربی شناسایی نشده است، این احتمال وجود دارد که فاز FCC می‌تواند یک فاز ناپایدار باشد. سایر فازها ممکن است در شرایط تعادل ایده‌آل در دمای متوسط ظاهر شوند که توسط ThermoCalc پیش‌بینی شده است (نشان داده شده در شکل ۵ (ب)). از این رو، آرایش اتم‌های منتهی به CSRO می‌تواند مصنوع از تشکیل فاز ثانویه بالقوه باشد. این فرضیه باید توسط مطالعات تجربی و نظری پشتیبانی شود. اگرچه دلیل CSRO در CoCrNi به بررسی بیشتری نیاز دارد، چندین مطالعه اخیر وجود آن را در آلیاژ سه تایی تایید می‌کنند و درک عواملی که می‌توانند CSRO را متناسب کنند، مهم است. محیط شیمیایی محلی در CoCrNi و همچنین سایر CCA ها نه تنها با پیکربندی ترمودینامیکی کمترین انرژی، بلکه توسط عملیات حرارتی و سینتیک فرایند حرارتی تعیین می‌شود.

که

² Ding et al.

¹ Walsh et al.



شکل ۵. (الف) محاسبه پارامتر $\Delta\delta k_{ij}$ MC برای اولین، دومین و سومین پوسته نزدیکترین همسایه [۵۳]؛ (ب) نقشه پایداری فاز آلیاژ CoCrNi هم‌اتمی محاسبه شده با استفاده از پایگاه داده ThermoCalc TCHEA5. (ج) تغییر SFE بر اساس نوسانات شیمیایی محلی درون ماده [۵۴]. (د) توزیع‌های چگالی احتمال انرژی SF محلی محلول جامد تصادفی (بدون نظم کوتاه دامنه) و برای نمونه‌هایی که به ترتیب در دمای ۹۵۰، ۶۵۰ و ۱۶۵۰ کلوین بازپخت شده‌اند [۵۶].

عملیات حرارتی، سرعت خنک کردن و CSRO را در آلیاژ CoCrNi ایجاد کند.

چنین رابطه فرایند- ساختار فرصت‌هایی را می‌دهد تا نه تنها CSRO را متناسب کنیم، بلکه بر زیرساختارهای SFE و تغییر شکل نیز تأثیر می‌گذارد. این نوع CSRO، اگر در مجاورت SF باشد، SFE را به صورت محلی تحت تأثیر قرار می‌دهد. یکدا و همکاران^۳ [۵۹] نشان داد که چگونه SFE ذاتی می‌تواند بر اساس غلظت محلی عناصر منفرد متفاوت باشد که در شکل ۵ (c) نشان داده شده است. چنین وابستگی SFE به شیمی محلی یکی از دلایل تفاوت گسترده حتی در SFE‌های محاسبه شده برای سه تایی هم‌اتمی CoCrNi است [۲۴، ۲۷، ۲۸، ۳۰] از طریق شبیه سازی MC مبتنی بر DFT (در صفر کلوین)، دینگ و همکاران [۵۳] نشان داد که توزیع زیادی در مقادیر SFE پیش‌بینی شده وجود دارد که با ناهمگنی در نظم شیمیایی محلی در نمونه مورد

به طور کلی، دمای بازپخت (آنیل) پایین‌تر می‌تواند اثرات آنتروپیک را کاهش دهد و آن را برای جفت‌های اتمی با انرژی پایین‌تر برای پیوند مطلوب‌تر کند و در نتیجه باعث نظم شیمیایی در سیستم شود [۵۶، ۵۷]. علاوه بر دمای عملیات حرارتی، نرخ سرمایش نیز می‌تواند یک عامل تعیین کننده باشد. به عنوان مثال، در کار انجام شده توسط ژانگ و همکاران^۱ [۵۲]، CSRO در آلیاژی که کهنه شده و در کوره خنک می‌شود، رخ می‌دهد. در مقابل، در مطالعه انجام شده توسط بین و همکاران^۲ [۵۸] آلیاژها به آرامی سرد نشدند و هیچ CSRO در آلیاژ CoCrNi یافت نشد. به همان اندازه که دمای ایجینگ (پیرسازی) مهم است، سرعت خنک‌شدن کوره می‌تواند به نمونه اجازه دهد تا آرایش CSRO از نظر انرژی مطلوب را به دست آورد. از این رو، سینتیک خنک کننده فرایند می‌تواند نقش مهمی در ترویج / سرکوب CSRO ایفا کند. شواهد تجربی بیشتر می‌تواند ارتباط بین دمای

³ Ikeda et al.

¹ Zhang et al

² Yin et al

که این نتایج نشان دهنده اثرات بالقوه تقویت کننده CSRO در این سیستم آلیاژی است، یک مطالعه نظری انجام شده توسط یین و همکاران [۵۸] تأکید کرد که CSRO ممکن است تأثیر زیادی بر استحکام و سختی آلیاژ CoCrNi نداشته باشد، در عوض اثرات استحکام بخشی عمدتاً از بالک نامناسب است. نتیجه‌گیری اثر CSRO بر خواص مکانیکی آلیاژ CoCrNi با داده‌های تجربی محدود دشوار است. تلاش‌های بیشتری در جهت مشخص کردن CSRO. تأیید پیش‌بینی‌های انجام شده توسط شبیه‌سازی و درک تأثیر CSRO بر خواص مکانیکی آلیاژ CoCrNi مورد نیاز است. به طور خلاصه، در حالی که SFE ممکن است در مرکز همه مکانیسم‌های اساسی آلیاژ CoCrNi قرار داشته باشد و به راحتی تعمیم داده شود، مهم است که درک کنیم که می‌تواند تحت تأثیر عوامل دیگری مانند ترکیب و نظم شیمیایی محلی قرار گیرد که منجر به به تغییرات محلی SFE در این ماده می‌شود. محاسبات تجربی و نظری هر دو دارای مزایا و معایب خود هستند و از این رو باید بر اساس آن تحلیل شوند. در حالی که دوقلویی و استحاله فاز در CoCrNi مشابه فولادهای موجود است، تفاوت اساسی بین CCA و آلیاژ معمولی باید در هنگام مقایسه در نظر گرفته شود. علاوه بر این، CSRO باید با توجه به توانایی آن در تغییر اساس همه مکانیسم‌ها اهمیت ویژه‌ای داشته باشد. کنترل دقیق ترمودینامیک و سینتیک فرایند این آلیاژها می‌تواند در تنظیم CSRO مفید باشد. علیرغم ماهیت پیچیده آنها، باید تلاش‌هایی برای توصیف CSRO، هم از نظر کیفی و هم از نظر کمی، همراه با ایجاد رابطه بین نظم کوتاه دامنه و خواص مکانیکی انجام شود.

۳- ویژگی‌های ریزساختاری و نقش آن‌ها در اصلاح مکانیسم‌ها

ویژگی‌های ریزساختاری و مکانیسم‌های اتمی در آلیاژهای CoCrNi به یکدیگر وابسته هستند و به محققان این امکان را می‌دهد تا از مهندسی ریزساختار برای بهبود بیشتر خواص مکانیکی استفاده کنند. به عنوان مثال، آلیاژ CoCrNi equiatomic ترکیبی عالی از استحکام کششی نهایی، شکل پذیری و چقرمگی شکست در اندازه دانه در سطح میکرومتر را نشان می‌دهد، با این حال، استحکام تسلیم آن در دمای اتاق هنوز قابل بهبود است. در این بخش، روش‌هایی را که در آن ریزساختار می‌تواند برای تأثیرگذاری بر مکانیسم‌های تغییر شکل و همچنین خواص مکانیکی طراحی شود، بررسی و بحث می‌کنیم. در ابتدا، تکنیک‌هایی مانند فرایندهای حرارتی-

بررسی مطابقت دارد. همچنین مشاهده شد که SFE با افزایش CSRO [۵۰] افزایش می‌یابد که می‌تواند با افزایش نیاز به انرژی ارتباط داشته باشد تا نه تنها یک خطا در ساختار FCC ایجاد کند، بلکه وضعیت نظم نزدیک آن را نیز مختل کند [۲۴]. این پدیده می‌تواند بیشتر به تغییر در SFE‌های محاسبه شده و تجربی مرتبط باشد که در آن SFE‌های محاسبه شده عموماً منفی هستند در حالی که SFE تجربی حدود 22 mJ m^{-2} بود. تأثیر دما قبلاً ذکر شده است، اما به همان اندازه مهم است که در هنگام شبیه‌سازی یا محاسبه SFE، ادغام نظم کوتاه دامنه احتمالی را در نظر بگیریم. به عنوان مثال، لی و همکاران^۱ [۵۵] نشان دادند که در محاسبات آنها SFE مختلط در مورد CoCrNi به عنوان محلول جامد تصادفی 24 mJ m^{-2} است، اما با در نظر گرفتن نظم شیمیایی محلی، CSFE از $1/4 \sim$ تا 57 mJ m^{-2} متغیر است. همانطور که در شکل ۵ (د) نشان داده شده است، دمای بازپخت از 1650 تا 650 کلون متغیر است.

تغییر در CSRO، از این رو تغییر در SFE، بر طیف وسیعی از پدیده‌ها در آلیاژ CoCrNi از جمله مکانیسم‌های تغییر شکل، استحاله فاز و سینتیک نقص تأثیر می‌گذارد. همانطور که قبلاً ذکر شد، تشکیل نظم برد کوتاه مستلزم صرف انرژی اضافی برای حرکت نابجایی‌ها است که حرکت آنها را دشوار می‌کند. علاوه بر این، دوقلویی تغییر شکل و تبدیل فاز FCC \rightarrow HCP در CoCrNi به تولید SF وابسته است که می‌تواند نظم را مختل کند و در نتیجه باعث افزایش انرژی شود و این اثر در سراسر نمونه به دلیل ماهیت ناهمگنی نظم و SFE متفاوت خواهد بود و آن را به رقابتی پیچیده بین لغزش نابجایی، دوقلویی و استحاله فاز تبدیل می‌کند. علاوه بر مکانیسم‌های تغییر شکل، CSRO همچنین می‌تواند ناهمگونی را در نفوذ بین جای خالی و بینابینی تشدید کند و پُرش آنها را به دلیل موانع انرژی اضافه شده محدود می‌کند. CSRO همچنین مهاجرت مرز دانه را به همین دلیل دشوار خواهد کرد. این اثرات با محدود کردن حرکات عیوبی مانند جاهای خالی، بینابینی و مرز دانه‌ها را تثبیت می‌کند، که برای ایجاد مقاومت در برابر آسیب تشعشع در آلیاژهای CoCrNi مورد استفاده قرار گرفته است [۶۰]. CSRO در CoCrNi همچنین می‌تواند بر خواص مکانیکی سیستم تأثیر بگذارد. مشخص شد که سختی آلیاژ کهنه شده با مرتبه برد کوتاه حدود 0.3 GPa بیشتر از آلیاژ خاموش شده بود، در حالی که آزمایش‌های کششی افزایش تقریبی 25% در استحکام تسلیم آلیاژ با SRO را نشان می‌دهد. علاوه بر این، سرعت کارسختی اولیه در نمونه پیر شده دو برابر از نمونه در آب کوئنچ شده است. در حالی

¹ Li et al.

ناهمگن ترکیبی بهینه از هر دو استحکام و شکل پذیری را می‌دهد. علاوه بر این، چنین ساختارهای ناهمگن نیز تحت بارگذاری ضربه‌ای عملکرد خوبی دارند [۶۸]. جدا از نورد سرد، cryo-rolling و بازپخت نیز مسیرهای حرارتی-مکانیکی بالقوه برای CoCrNi هستند زیرا دمای برودتی مکانیسم‌های تغییر شکل در سیستم را تشدید می‌کند. در امتداد این موضوع، ژنگ و همکاران^۲ [۶۹] مشاهده کردند که CoCrNi تغییر شکل یافته با cryo-rolling متشکل از ساختارهای نابجایی، twin bundles تغییر شکل در مقیاس نانو، و دانه‌هایی در اندازه نانو بود که تا حدی در بازپخت در دمای ۹۷۳ K به مدت ۱۰ دقیقه تبلور مجدد یافتند که منجر به استحکام تسلیم حدود ۱۱۲۳ MPa شد و الانگیشن یکنواخت ۳۱/۲٪ گرادیان در ساختارهای تغییر شکل یکی دیگر از روش‌های مفید برای دستیابی به یک ریزساختار ناهمگن برای آلیاژ تک فاز، تغییر شکل پیچشی است. هنگامی که یک آلیاژ CoCrNi در معرض پیچش با فشار بالا (HPT) قرار می‌گیرد، سطح میله که دچار تغییر شکل پیچشی شدید می‌شود، چگالی بالایی از چگالی دوقلویی و نابجایی ایجاد می‌کند در حالی که مرکز میله تغییر شکل داده است. حداقل چگالی کم ساختارهای تغییر شکل را نشان می‌دهد. HPT در ترکیب با بازپخت [۷۰-۷۳] می‌تواند برای تنظیم اندازه دانه و همچنین به دست آوردن ساختار تغییر شکل ناهمگن استفاده شود. لیو و همکاران^۳ [۷۴] از طریق مطالعه تجربی و نظری، ناهمگنی ناشی از پیچش فشار بالا در ریزساختار و از این رو خواصی را که در شکل ۷ نشان داده شده است، توصیف کرد. زاویه پیچشی بهینه برای HPT که ترکیب خوبی از استحکام و شکل پذیری می‌دهد باید تعیین شود. در این مورد برای زاویه 20π ، استحکام کششی تسلیم از ۲۴۵ MPa (برای نمونه تغییرشکل اولیه) به ۷۶۰ MPa افزایش یافت در حالی که $\sim 31\%$ الانگیشن یکنواخت حفظ می‌شود. سایر فرآیندهای تغییر شکل پیچشی مانند نوسان داغ^۴ برای همان هدف ایجاد یک گرادیان ریزساختار استفاده شده است [۷۵، ۷۶].

۳-۲- اصلاح سطح

اصلاح ریزساختارهای سطحی با استفاده از تکنیک‌های تغییر شکل پلاستیک شدید^۵ (SPD) مانند شات‌پینگ و اصلاح سطح نانو کریستال اولتراسونیک^۶ (UNSM) نه تنها خواص مکانیکی، بلکه مقاومت در برابر خستگی و خوردگی را نیز افزایش می‌دهد. تکنیک‌های SPD عموماً یک سطح گرادیان نانو ساختار را تشکیل

مکانیکی و فرایندهای تغییر شکل پیچشی برای بهبود رفتار مکانیکی آلیاژهای CoCrNi مورد بحث قرار می‌گیرند. علاوه بر این، فرآیندهای اصلاح سطح و اثرات اندازه دانه در قسمت آخر بخش مورد بحث قرار می‌گیرند.

۳-۱- گرادیان ریزساختار

یکی از راه‌های بهبود استحکام تسلیم آلیاژ سه تایی، بدون تغییر ترکیب، تنظیم ناهمگونی در ریزساختار است به گونه‌ای که ترکیبی از نواحی سخت‌تر باشد که استحکام و نواحی نرم‌تر را ایجاد کند. که کرنش را تطبیق می‌دهند، از این رو تعادل استحکام - شکل پذیری را کاهش می‌دهند. در مورد سیستم آلیاژ CoCrNi، گرادیان لزوماً به اندازه دانه مربوط نمی‌شود، بلکه به زیرساختارهای تغییر شکل نیز مربوط می‌شود: نابجایی، SFs، دوقلویی‌ها و فاز HCP. بخش خوبی از تحقیقات مربوط به CoCrNi بر دستیابی به ریزساختار ناهمگن از طریق گرادیان در دانه‌های تبلور مجدد/ تا حدی تبلور مجدد یا گرادیان در کرنش/ تغییر شکل متمرکز شده است. هر دو رویکرد در زیر مورد بحث قرار می‌گیرند.

۳-۱-۱- گرادیان تبلور مجدد

یکی از متداول‌ترین تکنیک‌ها برای دستیابی به ریزساختار گرادیان، قرار دادن آلیاژ در معرض نورد سرد و بازپخت است به گونه‌ای که بتوان یک ریزساختار تا حدی تبلور مجدد به دست آورد [۶۱-۶۶]. اسلون و همکاران^۱ [۶۷] آلیاژ CoCrNi نورد سرد را پس از بازپخت در دمای ۸۷۳ K به مدت ۱ ساعت و ۴ ساعت بررسی کردند که ساختار تا حدی تبلور مجدد را نشان داد و به ترتیب ۳۹٪ و ۷۶٪ از حجم آن تبلور مجدد شد و ساختار غیر تبلور مجدد دوقلویی‌ها و نابجایی‌ها را تحت فشار قرار داد. در طول نورد سرد نمونه بازپخت شده در دمای ۸۷۳ K به مدت ۴ ساعت، استحکام تسلیم افزایش یافته در حدود ۷۹۷ MPa با الانگیشن یکنواخت ۱۹٪ درصد نشان داد که می‌تواند به تغییر در کرنش موضعی در طول نمونه نسبت داده شود همانطور که در شکل ۶ نشان داده شده است که در آن مناطق تبلور مجدد، بیشتر از غیر متبلور تغییر شکل می‌دهند. دانه‌های تبلور مجدد، نرم‌تر هستند، می‌توانند کرنش بیشتری را تحمل کنند و انعطاف‌پذیر هستند، در حالی که نواحی متبلور نشده، با چگالی نابجایی بالا و دوقلویی، به سخت شدن و استحکام مواد کمک می‌کنند. هنگامی که با هم ترکیب می‌شوند، چنین ریزساختار

⁴ Hot swaging

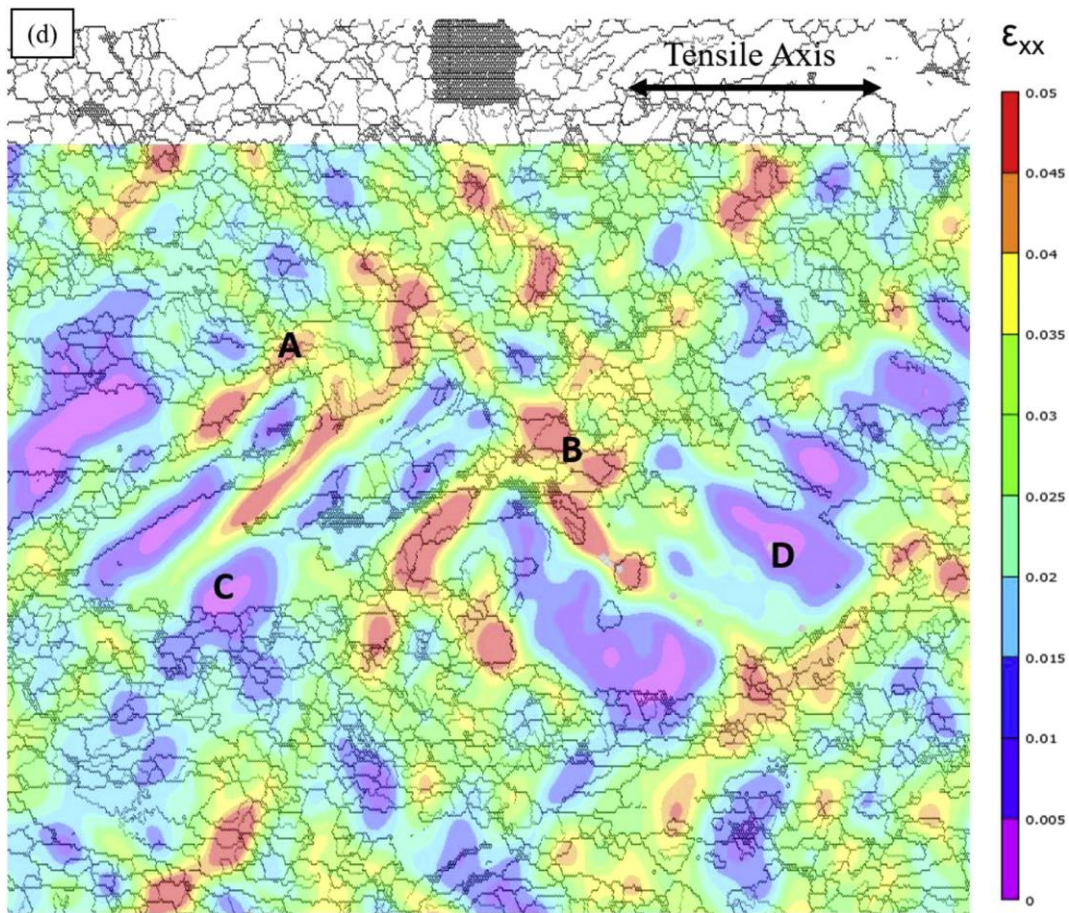
⁵ Severe plastic deformation

⁶ Ultrasonic nanocrystal surface modification

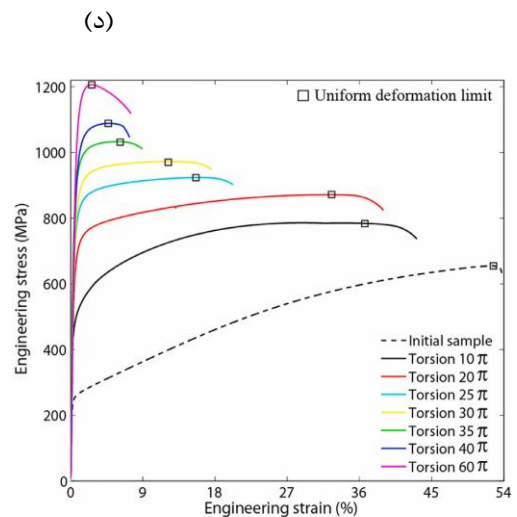
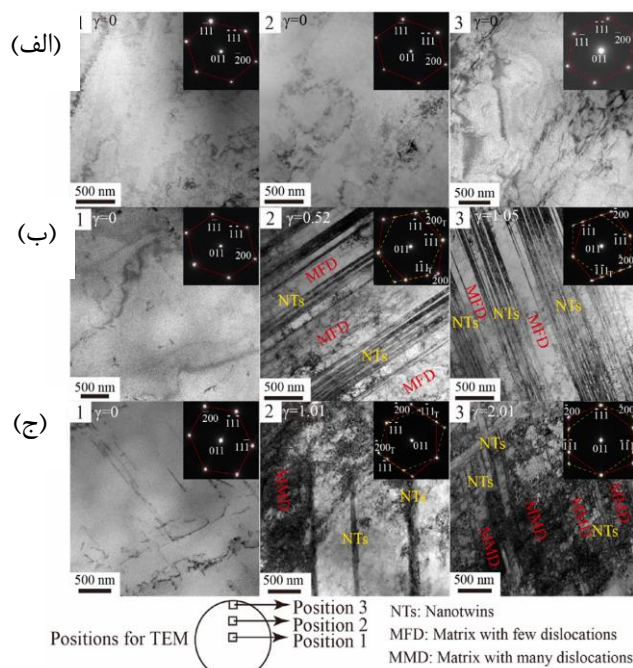
¹ Slone et al.

² Zheng et al.

³ Liu et al.



شکل ۶. نقشه کرنش همبستگی تصویر میکرو دیجیتال (DIC) که تنوع در کرنش موضعی بین تبلور مجدد (دانه کوچکتر در بالا و پایین) و غیر تبلور مجدد (دانه‌های افزایش طول بزرگتر در مرکز) را نشان می‌دهد [۶۷].



شکل ۷. میکروگراف های TEM (الف) نمونه اولیه به عنوان ریخته‌گری (ب) تغییر شکل نمونه از طریق HPT در زاویه پیشگی ۲۰° (ج) تغییر شکل نمونه از طریق HPT در زاویه پیشگی ۴۰° (د) رفتار کششی نمونه‌های مختلف تغییر شکل داده شده در زوایای پیشگی مختلف [۷۴].

می‌یابد، زیرا تنش دوقلویی با دما تغییر چندانی نمی‌کند، در حالی که تنش جریان با کاهش دما به سرعت افزایش می‌یابد و رسیدن به حد بحرانی دوقلویی در دماهای پایین‌تر را آسان‌تر می‌کند که منجر به وسعت بیشتر تشکیل دوقلویی می‌شود [۲۲]. در حالی که تنش دوقلویی وابستگی ضعیفی به دما نشان می‌دهد، می‌تواند به طور قابل توجهی تحت تأثیر اندازه دانه قرار گیرد. به عنوان مثال، در مورد فولاد TWIP با ترکیب Mn-2Al-2Si-۱۵-0.7C (وزنی درصد)، مشخص شد که تنش بحرانی دوقلویی با کاهش اندازه دانه افزایش می‌یابد [۸۳]. این رابطه تنش دوقلویی اندازه دانه دو پیامد عمده دارد. اول، نشان می‌دهد که دوقلوهای ضخیم‌تر (یا پهن‌تر) در دانه‌های درشت‌تر تشکیل می‌شوند در حالی که دانه‌های ریز دوقلوهای نازک‌تری خواهند داشت.

بنابراین، دانه‌های درشت قادر به تحمل کرنش پلاستیک بیشتری در طول بارگذاری چرخه‌ای خواهند بود. دوم، در مورد توزیع اندازه دانه گسترده‌تر، دوقلویی‌ها فقط در برخی از دانه‌ها یافت می‌شوند در حالی که بقیه دارای لغزش مسطح هستند [۸۴]. اگرچه هیچ رابطه مستقیمی برای تنش بحرانی دوقلویی و اندازه دانه برای آلیاژ CoCrNi تا کنون بررسی نشده است، اما ممکن است این احتمال وجود داشته باشد که اثرات اندازه دانه مشابه برای CoCrNi نیز مشاهده شود و اندازه دانه بهینه ممکن است به نوعی تنش دوقلویی بحرانی CoCrNi را تعیین کند. که دوقلوها و دررفتگی‌ها می‌توانند به طور هم‌افزایی به عملکرد مکانیکی آلیاژ CoCrNi کمک کنند. به طور خلاصه، وجود یک گرادیان در ریزساختار، چه از طریق اصلاح سطح و یا به شکل اندازه دانه، میزان تبلور مجدد، یا چگالی ساختارهای تغییر شکل، می‌تواند از طریق یک سری فرایندهای تغییر شکل - حرارتی معرفی شود. همچنین بوسیله عملیات حرارتی اگر به درستی مهندسی شود، می‌توان تعارض استحکام و شکل‌پذیری را کاهش داد. یکی دیگر از ویژگی‌های مهمی که باید در هنگام قرار دادن این آلیاژها تحت فرایندهای حرارتی - مکانیکی در نظر گرفت، تأثیر آنها بر چقرمگی شکست CoCrNi است که در حالت کاملاً تبلور مجدد بسیار خوب است. کار پژوهشی بیشتر در این راستا مورد نیاز است. همچنین بررسی اثر چنین ریزساختار ناهمگنی بر خواص بروندی این ماده مفید خواهد بود.

۴- سیستم‌های تفکیک شده

این بخش یافته‌های سیستم‌هایی از مطالعات را پوشش می‌دهد که از طریق برخی آلیاژهای جزئی به یک سیستم سه‌تایی پایه برای افزایش استحکام بخشی محلول جامد و در برخی موارد،

می‌دهند تا تنش‌های فشاری باقی‌مانده را ایجاد کنند که به جلوگیری از شروع شکست کمک می‌کند [۷۷]. فضای داخلی ماده نسبتاً بدون تغییر شکل می‌ماند که منجر به تغییر تدریجی اندازه دانه و کرنش از سطح به داخل می‌شود. تجمع نابجایی‌های هندسی ضروری در فصل مشترک دانه‌های درشت و ریز، افزایش استحکام بعد تنش را فعال می‌کند^۱ [۷۸]. این تکنیک‌ها برای بهبود استحکام آلیاژهای فلزی و در عین حال حفظ شکل پذیری آنها مورد استفاده قرار گرفته است [۷۸-۸۲]. به عنوان مثال، آلیاژ آنترپی متوسط UNSM $90-x \text{ Cr}_{10} \text{ Fe}(\text{CoNi})$ [۸۲] دو برابر بیشتر از نمونه‌های آنیل شده استحکام تسلیم نشان داد. استحکام تسلیم و استحکام کششی $\text{Fe}_{57.5}(\text{CoNi})_{32.5}\text{Cr}_{10}$ عملیات حرارتی شده با UNSM به ترتیب 528 MPa و 676 MPa است در مقایسه با 223 MPa و 513 MPa از مواد آنیل شده. مشاهدات مشابهی برای آلیاژ CoCrFeMnNi [۸۰] انجام شد که در آن عملیات UNSM به افزایش استحکام منجر شد و کاهش شکل‌پذیری مستقیماً با بار UNSM متناسب بود. علاوه بر این، تمایل به دوقلوی تغییر شکل در اندازه نانو در مناطق نزدیک به سطح و این اثر با افزایش بار اعمال شده در طول عملیات UNSM افزایش می‌یابد. سیستم‌های آلیاژ CoCrNi می‌توانند شیب‌های مشابه و بالقوه افزایش یافته ساختار تغییر شکل و در نتیجه افزایش هم‌افزایی بین استحکام و شکل‌پذیری را نشان دهند. همچنین، درک این نکته مهم است که آیا چنین تکنیک‌های SPD می‌تواند منجر به هر گونه انتقال فاز احتمالی در سیستم شود و چگونه بر خواص مکانیکی تأثیر می‌گذارد.

۳-۳- اصلاح تنش دوقلویی

با تغییر اندازه دانه علاوه بر یک SFE مطلوب، برای جوانه‌زنی و رشد دوقلویی‌ها، مهم است که تنش‌های درون مواد از تنش بحرانی مورد نیاز برای ایجاد دوقلویی بیشتر شود. از آنجایی که هسته‌های دوقلوها، یعنی SFها، از قبل در مواد کم وجود دارند، این تنش عمدتاً با رشد دوقلوها مطابقت دارد. اگر تنش بحرانی دوقلویی بالاتر از مقاومت کششی نهایی باشد، دوقلوزایی فعال نخواهد شد. لاپلانن و همکاران [۲۵] تنش دوقلویی را برای CoCrNi و CrMnFeCoNi هم‌اومی به ترتیب $30 \text{ MPa} \pm$ و $260 \pm 10 \text{ MPa}$ محاسبه کرد و تأکید کرد که رسیدن به تنش دوقلویی در مورد آلیاژهای سه‌تایی به دلیل استحکام تسلیم بالاتر آن آسان‌تر است. و میزان سخت شدن کار لازم به ذکر است که این محاسبه در اندازه دانه ثابت انجام شده است. همانطور که قبلاً ذکر شد، میزان دوقلویی با کاهش دما افزایش

¹ Coarse-fine grain interface activates back-stress hardening

فاز FCC نشان داد. مشاهده شد که تمایل به تشکیل دوقلویی در نمونه کاهش یافته است. اگرچه اثر Al بر روی SFE مشخص نبود، اما Al منجر به ریزشدن دانه‌ها شد و مشخص شد که تنش لازم دوقلویی را افزایش می‌دهد و هسته‌زایی را برای دوقلویی دشوار می‌کند. افزایش ثابت شبکه در این مورد نیز مشاهده شد. اثر ترکیبی محلول جامد، مرز دانه و استحکام بخشی رسوب منجر به افزایش استحکام کششی $53/73$ MPa در مقایسه با CoCrNi می‌شود. در مطالعه دیگری، لو و همکاران^۴ [۹۱] آلیاژها Alx CoCrNi را مورد مطالعه قرار دادند و دریافتند که در غلظت کم که به ساختار دو فاز FCC + BCC برای $x > 12$ ٪ تشکیل شدند. در $12 \text{ at.} \% < x < 22 \text{ at.} \%$ به یک ساختار فاز BCC دوگانه برای $22 \text{ at.} \% < x < 32 \text{ at.} \%$ این مشاهدات نقش Al را به عنوان تثبیت کننده فاز BCC برجسته می‌کند. استحکام تسلیم افزایش می‌یابد، اما به قیمت کاهش شکل پذیری، با افزایش محتوای Al که به تشکیل فازهای سخت BCC کمک می‌کند. همچنین باید به این نکته اشاره کرد که برای غلظت Al بیشتر از ۲۲ درصد، آلیاژ دارای ترکیبی شبیه به آلیاژ چهارتایی نسبت به آلیاژ سه تایی است و نتایج را نمی‌توان مستقیماً با مواردی که افزوده‌های آلیاژی جزئی دارند مقایسه کرد. با این وجود، روند کلی مشاهده شده با افزودن Al شامل تشکیل فاز BCC بالاتر از غلظت معین Al است که با افزایش استحکام تسلیم و کاهش الانگیشن همراه است. در حالی که آگوستیان اینگروم و همکاران [۸۷] هیچ فاز ثانویه‌ای را زیر ۷ درصد Al مشاهده نکردند، پژوهش انجام شده توسط Sathiyamoorthi و همکاران [۹۲] یک فاز $FCC + B2 + \sigma$ را برای سیستم $Al_{0.3}$ CoCrNi نشان می‌دهد. یکی از تفاوت‌های اساسی در هر دو مورد، بین فرایند و عملیات حرارتی آلیاژ است که تأثیر قابل توجهی بر شرایط ریزساختاری اولیه و پایداری فاز دارد. جزئیات فرایند و نتایج به دست آمده در مطالعات ذکر شده در بالا در جدول ۲ فهرست شده است.

استحکام بخشی رسوب نیز به دست می‌آیند. این بخش بر روی پنج افزودنی مهم آلیاژی ساخته شده به سیستم‌های CoCrNi تمرکز دارد: آلومینیوم، تیتانیوم، مولیبدن، تنگستن و سیلیکون. تأثیر این عناصر بر ساختار فاز و خواص مکانیکی آلیاژ مشتق شده برای سیستم‌های خاص و همچنین در زمینه تأثیر کلی اضافات آلیاژی بر مکانیسم‌های اتمی روی CoCrNi مورد بحث قرار گرفته است. برخی از خواص مرتبط عناصر پایه و افزودنی های آلیاژی در جدول ۱ فهرست شده است. اگر فاز/های اضافی ظاهر شود، ممکن است بین استحکام بخشی محلول جامد، استحکام بخشی رسوب و استحکام بخشی مرز دانه هم‌افزایی وجود داشته باشد. در مطالعات مرتبط، هو و همکاران^۱ [۸۵] به اهمیت انرژی فعال سازی نفوذ در خود^۲ (SDQ) عناصر آلیاژی اشاره کرد که حول این ایده می‌چرخد که تنش کشش بالاتری توسط املاح با سرعت نفوذ کم به سیستم تحمیل می‌شود که به نوبه خود از درشت شدن دانه‌ها جلوگیری می‌کند و بالعکس. عناصر آلیاژی همچنین ممکن است تبلور مجدد را به تأخیر بیندازند که منجر به اندازه دانه ریزتر می‌شود. این اثرات برای آلیاژهای معمولی و سایر CCAها نیز رایج است. در مورد CoCrNi، همچنین مهم است که تأثیر این عناصر آلیاژی بر CSRO، SFE و در نتیجه تشکیل دوقلویی تغییر شکل و استحاله فاز $FCC \rightarrow HCP$ داشته باشند.

۴-۱- آلومینیوم

یکی از افزودنی‌های آلیاژی مهمی که به CoCrNi سه تایی پایه اضافه می‌شود، Al است. Al یک تشکیل دهنده فاز BCC قوی است و به دلیل تفاوت اندازه اتمی باعث اعوجاج شبکه می‌شود. نشان داده شده است که یک ساختار FCC تک فاز با تا ۷ درصد افزودن Al پایدار است [۸۷-۸۹]. اعوجاج شبکه در ماتریس افزایش می‌یابد و در نتیجه، با افزایش محتوای Al از ۰ به ۷ درصد، استحکام تسلیم افزایش می‌یابد. Al همچنین چگالی جرمی آلیاژ را کاهش می‌دهد. لی و همکاران^۳ [۹۰] آلیاژ را با ترکیب CoCrNi 7.5 Al بررسی کردند که فاز B2 اضافی را در

جدول ۱ شعاع اتمی [۸۶] ساختار بلوری و نقطه ذوب [۵] عناصر تشکیل دهنده در CCA های بر پایه CoCrNi

Elements	Cr	Co	Ni	Al	Ti	Mo	W	Si
Atomic Radii (nm)	0.12491	0.12510	0.12459	0.14317	0.14615	0.13626	0.13670	0.11530
Crystal structure	BCC	HCP	FCC	FCC	HCP	BCC	BCC	Diamond
Melting point (K)	2180	1768	1728	933	1941	2896	3695	1687

³ Lee et al.

⁴ Lu et al.

¹ Hu et al.

² Self-diffusion activation energy

جدول ۲ ساختار فاز و خواص کششی آلیاژهای CoCrNi با افزودن Al (H: هموژنیزاسیون، CR: نورد سرد، A: آنیلینگ)

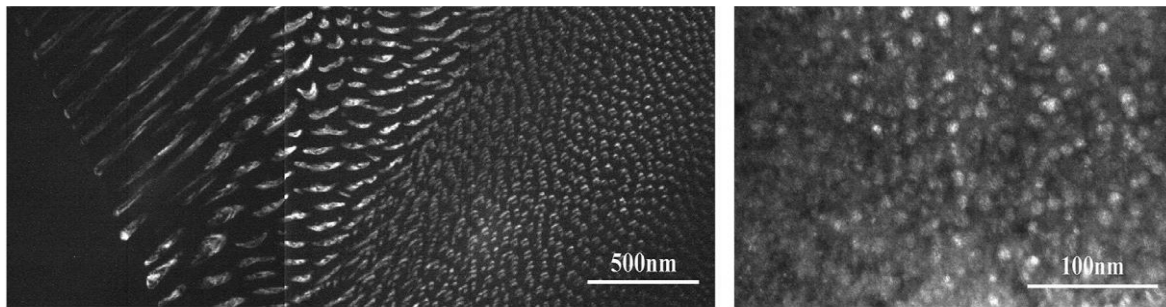
Alloy	Processing steps	Phase(s) formed	Yield Strength (MPa)	Tensile Strength (MPa)	Tensile Strength	Elongation (%)	Ref.
Al, CoCrNi	Arc-melting	Single-phase FCC	250.3	759.5		73.2	[87]
Al, CoCrNi	H: 1000 °C 24 h		260.7	763.0		75.3	
Al, CoCrNi	CR: 90%		281.0	771.7		73.8	
Al, CoCrNi	A: 1100 °C 5 min		305.9	794.9		67.9	
Al, CoCrNi	Arc-melting H: 1000 °C 24 h CR: 90% A: 900 °C 30 min	Single phase FCC+NiAl-rich B2 precipitate	680	1044		48	[90]
Al, CoCrNi	Arc-melting	Single FCC	-	-		-	[91]
Al, CoCrNi		Single FCC	219.38			>50	
Al, CoCrNi		Single FCC	236.66			>50	
		FCC+BCC	760.52			34.57	
Al ₂ , CoCrNi		Double BCC	1531.79			18.16	
Al30 CoCrNi		Double BCC	1765.48			10.24	
Al ₄ CoCrNi	Induction Melting H: 1200 °C 6 h CR: 78% A: 800 °C 60 min	FCC+NiAl-rich B2+ CrCo rich Sigma	945	1230		38	[92]

۴-۲- تیتانیوم

CoCrNi، الانگیشن ۴۴٪. یکی دیگر از مشاهدات مهم انجام شده توسط این مطالعه این است که دوقلوی تغییر شکل در آلیاژ با Al و Ti شیوع کمتری داشت و تغییر شکل عمدتاً توسط SFها غالب بود. در حالی که اثر آلیاژسازی بر SFE محاسبه نشده بود، تاکید شد که عرض کم فاز گاما، وجود رسوبات بسیار ریز و ناهمسانگردی تحرک نابجایی، ممکن است مانع از جوانه زنی دوقلوهای مکانیکی شده باشد. همین ترکیب توسط گروه دیگری از محققان [۲۳] که تشکیل فاز L₂ را نیز مشاهده کردند، مورد مطالعه قرار گرفت، اگرچه تنها رسوبات کروی پیوسته و اثرات مشابهی بر خواص مکانیکی مشاهده شد. مطالعه آنها سرعت درشت شدن آهسته رسوبات را در زمان‌های مختلف در دمای ۸۰۰ °C نشان داد. ذرات رسوب مورفولوژی کروی و اندازه نانو مقیاس خود را در طول تمام زمان پیرسازی حفظ کردند که به انرژی سطحی کوچک این رسوبات هم‌دوس و رفتار نفوذ آهسته احتمالی در CCA ها به طور کلی کمک کرد. در مطالعه ترکیب آلیاژهای مختلف (CoCrNi)₉₄Al_{1.5}Ti_{1.5} توسط گائو و همکاران^۱ [۹۵] هیچ رسوب یا فاز ثانویه مشاهده نشد، اما مشخص شد که وقتی آلیاژ تحت دو درجه پیچش متفاوت در دمای اتاق و ۷۷ K

یکی دیگر از افزودنی‌های آلیاژی پرمصرف تیتانیوم است. به طور خاص، هنگامی که Al و Ti به سیستم CrCoNi اضافه می‌شوند، به نسبت مناسب، فاز γ تشکیل می‌شود که پرواضح است که خواص عالی در سوپرآلیاژهای پایه نیکل دارد [۹۳]. فاز دارای یک ساختار FCC مرتبه L₂ است که به طور کلی با زمینه FCC نامنظم هم‌دوس است و به استحکام آلیاژ بدون به خطر انداختن شکل پذیری کمک می‌کند. با همین درک، Al و Ti عموماً به نسبت متقابل به آلیاژ پایه CoCrNi اضافه می‌شوند که باعث ایجاد ساختار دو فازی L₂ + FCC می‌شود. ژائو و همکاران [۹۴] آلیاژ (CoCrNi)₉₄Al₃Ti₃ را مورد مطالعه قرار دادند و دو توزیع مختلف رسوب را همانطور که در شکل ۸ نشان داده شده است، یافتند. یکی از مرزهای دانه سرچشمه می‌گیرد و به صورت ناپیوسته رسوب می‌کند و دیگری در داخل دانه‌ها که در آن رسوبات پیوسته با مورفولوژی کروی مشاهده می‌شود. هر دو نوع رسوب سرشار از Al، Ni، و Ti بودند. (CoCrNi)₉₄Al₃Ti₃ استحکام تسلیم ۷۵۰ MPa را نشان داد در حالی که الانگیشن ۴۵٪ را حفظ کرد، در مقابل استحکام تسلیم ۴۳۰ MPa در

¹. Guo et al.



شکل ۸. میکروگراف‌های TEM میدان تاریک که رسوب پیوسته (در سمت چپ) و رسوب ناپیوسته (در سمت راست) را در CoCrNi 94 Al 3 Ti 3 نشان می‌دهد [۹۴].

را مهار می‌کند که منجر به استحکام بخشی مرز دانه در آلیاژهای CoCrNi-Mo می‌شود [۸۵]. بسته به غلظت Mo و شرایط فرایند، Mo تمایل به تشکیل فاز سیگما دارد که غنی از Mo و Cr است. چانگ و همکاران^۲ [۹۸] نشان دادند که تنها پس از ۵ درصد مولیبدن، فاز سیگما را می‌توان در آلیاژهای CoCrNiMo_x مشاهده کرد. از آنجایی که فاز سیگما سخت و شکننده است، ممکن است به استحکام کمک کند، اما تأثیر مضر بر شکل‌پذیری آلیاژ دارد. به همین دلیل است که در این کار بهترین هم‌افزایی استحکام - شکل‌پذیری برای آلیاژ CoCrNiMo₃ به دست آمد. لی و همکاران^۳ [۱۰۰] روند مشابهی را برای CoCrNiMo_x مشاهده کردند (x = 0 و ۰.۱ و ۰.۲ در نسبت مولی) که در آن آنها متوجه شدند که اندازه دانه کاهش یافته و محتوای فاز سیگما با افزایش محتوای Mo افزایش یافته است. از طریق محاسبات DFT (در صفر کلوین) مشخص شد که SFE CoCrNiMo₃ مشابه CoCrNi است و هر دو، دوقلویی و نابجایی، به تغییر شکل کمک می‌کنند. از سویی دیگر چانگ و همکاران [۹۹]، دریافتند که برای یک آلیاژ با ترکیب (CoCrNi)₉₃Mo₇، تفاوتی در نحوه توزیع رسوب در نمونه‌های ریخته‌گری + نورد سرد + آنیل وجود دارد، جایی که یک منطقه غنی از در مقایسه با رسوب مرزی یکنواخت در نمونه‌های هموزن + نورد سرد + آنیل شده، رسوب می‌کند در حالی که دیگری از آن تهی می‌شود. نمونه ریخته‌گری شده استحکام و شکل‌پذیری بهتری نسبت به نمونه همگن نشان داد، زیرا وجود رسوب‌های شکننده در مرز دانه‌ها (در مورد نمونه‌های همگن) منجر به ضعیف شدن سطح مشترک و در نتیجه شروع زود هنگام ناپایداری می‌شود. چنین رفتار رسوب ناهمگن اهمیت هر مرحله فرایند را در تشکیل ریزساختاری و خواص مکانیکی به وضوح بیان می‌کند. جدول ۳ نتایج حاصل از مطالعات منتشر شده روی آلیاژهای CoCrNi-Mo را فهرست می‌کند.

قرار می‌گیرد، تشکیل دوقلویی کاهش می‌یابد. (اثر خمشی پیچش بر روی مرز دوقلو که باعث می‌شود مرز دوقلو از زاویه ایده آل منحرف شود و در نهایت آنها را به مرزهای زاویه کم تبدیل می‌کند.) اسلون و همکاران^۱ [۹۶] همچنین غیرفعال‌سازی مشابهی از تشکیل دوقلویی را در آلیاژ پایه CoCrNi با ۴/۱ درصد Al، ۲/۳ درصد Ti و ۰/۹ درصد Nb مشاهده کردند. اسلون از طریق محاسبات DFT نشان داد که پیوندهای Al-Al در فاز HCP بسیار نامطلوب هستند و این می‌تواند دلیل جلوگیری فرایند برشی از طریق نابجایی جزئی باشد زیرا منجر به تشکیل نقص چیده شدن HCP محلی و همچنین لغزش a/2 < 110 > نابجایی ترجیح داده می‌شود. از آنجایی که نابجایی جزئی، یا به عبارتی تشکیل SF ها پیشروی تشکیل دوقلویی است، دوقلویی نیز به دلیل افزودن Al و Ti کاهش می‌یابد. افزودن این دو عنصر باعث ایجاد یک تبادل بین نابجایی و دوقلویی می‌شود، اما تشکیل رسوبات همدوس L1₂ تأثیر مثبتی بر استحکام با کاهش جزئی شکل‌پذیری دارد. وقتی Ti با C [۹۷] اضافه شد، مشخص شد که مورفولوژی نمونه ریخته‌گری شده را از ستونی به هم محور حتی در مناطق نزدیک به قالب تغییر می‌دهد. اعتقاد بر این است که اگرچه Ti و C یک کاربرد تشکیل نمی‌دهند، اما ممکن است قبل از فصل مشترک جامد - مایع به داخل مایع رسوب کرده و باعث ابرسرد شدن و بی‌ثبات شدن جبهه انجماد مسطح شوند. سیستم (CoCrNi)_{99.2}Ti_{0.4}C_{0.4} بهترین اندازه دانه و همچنین خواص مکانیکی را نشان داد که بیشتر از CoCrNi سه تایی پایه بود.

۴-۳- مولیبدن

مولیبدن، علاوه بر القای رسوب و استحکام بخشی محلول جامد در ماتریس CoCrNi [۹۸-۱۰۲]، تأثیر بسیار مهمی بر سینتیک رشد دانه آلیاژی دارد. Mo دارای انرژی فعال سازی خود نفوذی بالایی است که اثر کشش محلول را تشدید می‌کند و رشد دانه

³ Li et al.

¹ Slone et al.

² Chang et al.

۴-۴- تنگستن

۳٪ اتمی پیدا نکردند، دو ترکیب دیگر دارای فازهای ثانویه غنی از W بودند که با پیش‌بینی‌های ThermoCalc که تشکیل فاز ثانویه را در W at% ۴~ نشان می‌داد مطابقت دارد. آزمون مکانیکی با تغییر دما از ۲۹۳ به ۷۷ کلوین، هم در استحکام و هم شکل‌پذیری W ۳ at.% CoCrNi افزایش نشان داد و همچنین مشاهده شد که تشکیل دوقلوبی تغییر شکل در دمای ۷۷ K شایع بود در حالی که در دمای ۲۹۳ K، فقط لغزش نابجایی و لغزش متقاطع بر استحاله تسلط داشت. بنابراین W منجر به محلول جامد و استحکام بخشی مرز دانه در آلیاژها می‌شود. رفتار مکانیکی CCA های CoCrNi آلیاژی W در جدول ۴ فهرست شده است. به یک معنا، پیش‌بینی افزایش SFE با داپینگ W [۱۰۴] با حضور غالب لغزش متقاطع در دمای اتاق در کار وو و همکارانش همسو است [۱۰۳]. از آنجایی که عرض SFها با افزایش SFE کاهش می‌یابد که لغزش متقاطع را آسان‌تر می‌کند، اما این فرضیه باید توسط داده‌های مربوطه پشتیبانی شود تا قابل اعتمادتر شود.

مشابه W، Mo همچنین دارای انرژی فعال‌سازی خود نفوذی بالایی است که منجر به سینتیک آهسته رشد دانه می‌شود که به مکانیسم‌های استحکام بخشی ناشی از شبکه بزرگ و عدم تطابق مدول تنگستن با کروم، کبالت و نیکل می‌افزاید. گوو و همکاران^۱ [۹۵] مشاهده کردند که با افزایش محتوای تنگستن، تبلور مجدد به تعویق افتاد و اندازه دانه کاهش یافت. با افزودن تا ۳ درصد W، هیچ فاز ثانویه مشاهده نشد. آنها انرژی فعال‌سازی رشد دانه را محاسبه کردند که 301.0 ± 7.1 kJ/mol، 314.3 ± 5.8 kJ/mol، and 393.3 ± 9.2 kJ/mol برای صفر، ۱، و ۳ درصد تنگستن به ترتیب اثر کشش در محلول جامد را بیان می‌کند که منجر به رشد کندتر دانه می‌شود. اگرچه این پژوهش تأثیر W بر SFE CoCrNi را محاسبه نکرد، با استفاده از پژوهش‌های قبلی، پیش‌بینی کرد که SFE با داپینگ W افزایش می‌یابد. این ادعا مستلزم مطالعه نظری و تجربی بیشتر است. وو و همکاران^۲ [۱۰۳] همچنین آلیاژ CoCrNi-W را با داپینگ ۳، ۶ و ۹ درصد W مورد مطالعه قرار داد. اگرچه آنها هیچ فاز ثانویه با

جدول ۳- ساختار فاز و خواص کششی آلیاژهای CoCrNi با افزودن Mo (H: هموزئیزاسیون، CR: نورد سرد، A: آنیلینگ)

Alloy	Processing steps	Phase(s) formed	Yield Strength (MPa)	Tensile Strength (MPa)88u	Elongation (%)	Ref.
CoCrNi-3wt%Mo	Arc melting H: 1100 °C 48 h CR: 88% A: (1) 850 °C 2 h (2) 900 °C 2 h	Single FCC	(1)535 (2)435	(1)963 (2)901	(1)73 (2)74	[85]
(CoCrNiMo)	Arc melting	Single FCC	412	914	63	[98]
(CoCrNi)97M03	H: 1200 °C 4h	Single FCC	475	983	69	
(CoCrNi)95 Mos	CR: 66% A: 900 °C 1 h	FCC+CrMo-rich Sigma phase	528	1026	47	
CoCrNi Al0.1 M00.1	Arc melting H: 1200 °C 2 h CR: 80% A: 725 °C 1 h	FCC + Cr-rich μ precipitates	1100	1304	22	[۱۰۲]
(CoCrNi) 93 Mo	Arc melting H: 1200 °C 5h CR: 60%	FCC+CrMo-rich Sigma precipitates	560	1135	35	[99]

² Wu et al.¹ Guo et al.

۴-۵- سیلیکون

سیلیکون یکی دیگر از عناصر آلیاژی است که در صورت اضافه شدن به سه تایی CoCrNi، هم افزایی استحکام - شکل پذیری را حفظ کرده است. در مورد فولاد TWIP، مشخص شد که Si تنش بحرانی دوقلویی و SFE را کاهش می‌دهد، در نتیجه شکل‌پذیری و کار سختی را افزایش می‌دهد [۱۰۵]. چانگ و همکاران^۱ [۱۰۶] آلیاژ CoCrNiSi_x را برای ۰/۱، ۰/۲ و ۰/۳ بررسی کرد. لازم به ذکر است که x در اینجا نسبت مولی است و نه درصد اتمی. این نویسندگان مشاهده کردند که برای نمونه‌های هموزن، نورد سرد و آنیل شده، Si باعث تبلور مجدد می‌شود (که برخلاف دیگر عناصر آلیاژی است که آن را به تعویق می‌اندازند) که در نهایت منجر به افزایش اندازه دانه با افزایش محتوای Si می‌شود که امکان استحکام بخشی مرز دانه را رد می‌کند. علاوه بر این، دوقلویی‌های متعدد در CoCrNiSi_{0.2} و CoCrNiSi_{0.3} مشاهده شد، که کسر حجمی دوقلویی با افزایش Si افزایش یافت. علاوه بر این، برای CoCrNiSi_{0.3}، یک فاز HCP در مقدار کرنش ۶۵٪ مشاهده شد. افزایش دوقلویی و استحاله فاز FCC → HCP به سمت SFE پایین نشان می‌دهد و از طریق محاسبات ترمودینامیکی، SFE‌های موثر (x = 0) CoCrNiSi_x (0.1, 0.2) که به ترتیب ۱۷/۴، ۱۲/۹ و ۷/۶ mJ m⁻² محاسبه شد. این محاسبه اثر مثبت Si را در کاهش SFE آلیاژهای CoCrNi نشان می‌دهد. در مطالعه دیگری توسط لیو و همکاران^۲ [۱۰۷] برای همان ترکیبات آلیاژی، افزودن Si به پایه سه تایی SFE را نشان داد. آنها همچنین دو نوع تشکیل رسوب را برای آلیاژ CoCrNiSi 0.3 پیدا کردند که در این مورد فاز σ غنی شده با کروم و Si بود و دیگری با کروم با ساختار کریستالی ناشناس

غنی شده بود. انتظار می‌رود که تفاوت در دمای آنیل در دو مطالعه فوق ممکن است مسئول تشکیل فازهای مختلف در محتوای Si بالاتر باشد، اما به راحتی می‌توان گفت که به نظر نمی‌رسد Si باعث افزایش SFE آلیاژ CoCrNi شود. در مطالعه دیگری روی CoCrNiSi_x ریختگی (۰/۱، ۰/۲، ۰/۳، ۰/۴) [۱۰۸]، ریزدانه شدن شدید و ایجاد فاز FCC دیگری برای CoCrNiSi 0.3 و CoCrNiSi 0.4 مشاهده شد. این فاز، غنی از Si و تهی شده از Co، به سختی و استحکام تسلیم آلیاژهای ریختگی کمک کرد. یافته‌های حاصل از مطالعه CoCrNi داپ شده با Si در جدول ۵ فهرست شده است. به طور خلاصه، افزودن یک عنصر آلیاژی برای بهینه سازی مکانیسم‌های استحکام بخش مختلف مانند استحکام بخشی محلول جامد، استحکام رسوبی، استحکام بخشی مرز دانه و غیره قطعاً به افزایش خواص آلیاژ سه تایی پایه CoCrNi کمک می‌کند. همچنین اگر بتوان از مفاهیم طراحی آلیاژ در هنگام تنظیم ترکیب استفاده کرد، راندمان بالاتر خواهد بود. در حالی که تلاش‌های کمی برای درک اینکه چگونه SFE با افزودن جزئی عناصر دیگر تغییر می‌کند، انجام شده است، حوزه دیگری که هنوز باید مورد بررسی قرار گیرد، تأثیر آلیاژسازی بر نظم کوتاه دامنه آلیاژهای CoCrNi است. همانطور که در بسیاری از کارها مشاهده شده است، می‌توان انتظار داشت که ترتیب همسایگی در سیستم و در نتیجه نظم کوتاه دامنه را نیز مختل کند. اگر تأثیر آلیاژسازی بر روی SFE و نظم کوتاه دامنه مطالعه و با تحقیقات تا به این مرحله همسو شود، روشنگر ادامه مسیر خواهد بود.

جدول ۴- ساختار فاز و خواص کششی آلیاژهای CoCrNi با افزودن W (H: هموزنیزاسیون، WR: نورد گرم، CR: نورد سرد، A: آنیلینگ)

Alloy	Processing steps	Phase(s) formed	Yield Strength (MPa)	Tensile Strength (MPa)	Elongation (%)	Ref.
(CoCrNiOgWi)	Arc melting H: 1200 °C 1 h WR: 70% at 500 °C A: 900 °C 60 min	Single-phase FCC	398	7	62	[104]
(CoCrNi) ₉₇ W ₃			484	948	52	
(CoCrNi) ₉₇ W ₃	Arc melting H: 1200 °C 24 h CR: 90% A: 800 °C 1 h	Single-phase FCC	1000 MPa	~1300 MPa	~45	[104]

² Liu et al.¹ Chang et al.

۵- مقایسه CCA های CoCrNi با آلیاژهای FCC معمولی

معمولی

در حالی که خواص نشان داده شده توسط CCA ها قابل توجه است، سایر آلیاژهای فلزات انتقالی رفتار مشابهی را در دماهای پایین نشان می‌دهند. قبل از کشف CCA ها، آلیاژهای مختلف از جمله فولادهای برودتی و سوپرآلیاژهای پایه نیکل و پایه کبالت به دلیل عملکرد برودتی خود شناخته شده بودند [۱۰۹-۱۲۲]. ترکیبات برخی از این آلیاژها در جدول ۶ و ضمیمه الف فهرست شده است. در میان این آلیاژها، آلیاژ MP35N از استحاله فاز مارتنزیتی FCC → HCP که مشابه آلیاژ CoCrNi است برای نمایش خواص مکانیکی عالی استفاده می‌کند. به عنوان مثال، آلیاژ MP35N کار سرد شده و پیر نشده استحکام کششی تا ۲/۴۱ با الانگیشن ۷۷٪ در ۷۷ K نشان داده است [۱۱۴]. MP35N همچنین مقاومت در برابر خوردگی قابل توجهی از خود نشان می‌دهد و به عنوان سیم رسانا در دستگاه‌های پزشکی [۱۲۳] و همچنین مواد تقویت کننده برای آهنرباهای پالسی میدان بالا کاربرد دارد [۲۲]. MP35N با حداکثر دمای سرویس

محدود شده و آنها را برای دماهای بالاتر از ۵۷۳ K نامناسب اعلام شده‌اند و از این رو یک آلیاژ جدید MP159 با افزودن آلیاژ بیشتر به زمینه پایه Co-Ni-Cr ایجاد شد. افزودن عناصر Ti, Al, Nb و Ni 3 (Al,Ti)γ به زمینه می‌تواند منجر به تشکیل فاز پس از عملیات آنیل شود [۱۲۴]. هر دو آلیاژ MP انرژی نقص چیده شدن پابینی را به دلیل محتوای زیاد Co نشان می‌دهند که تشکیل دوقلوبی را همانطور که در بخش ۲-۱ توضیح داده شد تسهیل می‌کند. این موضوع دوقلوبی تغییر شکل می‌تواند به طور مثبت به کرنش سختی کمک کند و منجر به استحکام بخشی این آلیاژها شود. یکی دیگر از اعضای این خانواده، آلیاژ AEREX350 است که علاوه بر نشان دادن فاز γ در مواد، ممکن است فازی با ساختار D024 نیز در مرزهای دانه در دمای بالا ظاهر شود [۱۲۵]. هر دو فاز به کرنش سختی آلیاژ کمک می‌کنند و همچنین مشخص شد که کار سرد قبل از عملیات پیرسازی می‌تواند برای تغییر جوانه زنی و رشد هر دو فاز γ و η برای اطمینان از توزیع یکنواخت و افزایش خواص مکانیکی استفاده شود [۱۱۵].

جدول ۵- ساختار فاز و خواص کششی آلیاژهای CoCrNi با افزودن Si (H: هموژنیزاسیون، CR: نورد سرد، A: آنیلینگ)

Alloy	Processing steps	Phase(s) formed	Yield Strength (MPa)	Tensile Strength (MPa)	Elongation (%)	Ref.
CoCrNiSi0.1	Arc melting H: 1100 °C 5 h CR: 90% A: 900 °C 1 h	Single FCC Note: FCC To HCP transition takes place during tensile testing in CoCrNiSi 0.2 and CoCrNiSi 0.3	-	856	75	[106]
CoCrNiSi0.2				926	86	
CoCrNiSi0.3				950	92	
CoCrNiSi0.2	Arc melting			1032	50.5	[107]
CoCrNiSi0.3	H: 1200 °C 2 h CR: 70% A: 800 °C 1 h	Single FCC FCC + CrSi-rich Sigma type phase + Cr-rich unidentified phase	599 899	1285	15	
Si 0.3CoCrNi Sio 0.4 CoCrNi	Arc melting only	Dual-phase FCC	-	-	-	[۱۰۸]

جدول ۶- ترکیب (درصد وزنی) آلیاژهای MP35N, MP159 و AEREX 350 [۱۲۵]

Alloy	Co	Ni	Cr	Mo	Al	Ti	Nb	Ta	W	Fe	C	B
MP35N	35	35	20	10	-	<1	-	-	-	<1	<0.02	<0.02
MP159	35.5	25.5	19	7	0.2	3.2	0.5	-	-	9	<0.02	<0.02
AEREX 350	25	44.5	17	3	1	2.2	1.2	4	2	<0.01	<0.02	<0.02

سایت (موقعیت اتمی)، SFE محلی منفی بود در حالی که میانگین SFE مثبت بود. شی و همکاران^۱ [۱۲۷] همچنین به فعل و انفعالات زیاد افزودنی و نابجایی در CCA اشاره کرد که باید در هنگام محاسبه تجربی SFE در نظر گرفته شود. با استفاده از مدل Ni-Co، وجود یک نیروی استحکام بخش اضافی را به دلیل برهمکنش نابجایی‌ها با غلظت املاح زیاد در آلیاژ کشف کردند، که نیروها را به گونه‌ای متعادل می‌کند که فاصله جدایی تعادلی بین نابجایی جزئی حتی در صفر یا محدود باقی بماند. مقادیر منفی SFE حتی با کار محدود در این راستا، می‌توان تاکید کرد که ارزش SFE نباید به عنوان یک ارزش کلی واحد برای CoCrNi و سایر CCA ها در نظر گرفته شود. ارتباط بین پیچیدگی ترکیبی و SFE محلی باید بیشتر مورد بررسی قرار گیرد. دلیل دیگر چنین تفاوتی بین مقادیر SFE محاسبه شده و تجربی می‌تواند وجود نظم شیمیایی کوتاه دامنه در این آلیاژها باشد. همچنین باید توجه داشت که برخی از مکانیسم‌های اساسی مانند نظم کوتاه دامنه شیمیایی که در حال حاضر در زمینه CCA بسیار مهم هستند ممکن است هنگام مطالعه آلیاژهای معمولی در نظر گرفته نشده باشند. مطالعه فعلی در مورد آلیاژهای پایه CoCrNi می‌تواند پیشرفتی در مورد آنچه قبلاً شناخته شده است و همچنین پر کردن هر گونه شکاف در درک آلیاژهای پایه CoCrNi باشد.

واضح است که آلیاژهایی که خواص مکانیکی عالی را در دماهای پایین ۷۷ کلوین نشان می‌دهند، در اوایل دهه ۱۹۸۰ توسعه یافته‌اند و کاربردهای مناسب زیادی از صنعت هوافضا تا ایمپلنت‌های ارتوپدی پیدا کرده‌اند. با چنین ترکیب مشابهی از آلیاژهای MP و سه تایی CoCrNi هم‌اتمی، مهم است که از کارهایی که قبلاً در این مواد انجام شده است برای پیشبرد تحقیقات در CCAs بکار رود. در حالی که ویژگی‌های اساسی دوقلویی، لغزش و استحاله فاز FCC به HCP یکسان باقی می‌ماند، مهم‌ترین تفاوت بین آلیاژهای FCC معمولی و CCA ها پیچیدگی ترکیبی در دومی است. این چشم‌انداز ترکیبی پیچیده و یک شبکه بسیار تحریف شده منجر به برهم‌کنش‌های غیریکنواخت بین اتم‌ها و ساختارهای تغییر شکل مانند دوقلویی، SFs و نابجایی‌ها می‌شود. برخلاف آلیاژهای معمولی، پیوندها در مورد سه تایی هم‌اتمی پایه CoCrNi و سایر CCA ها یکنواخت نخواهند بود، بنابراین، شکستن برخی از پیوندها سخت‌تر یا آسان‌تر از سایرین خواهد بود. چنین تغییراتی منجر به تفکیک غیر یکنواخت نابجایی شاکلی و در نتیجه تغییر موضعی در مقادیر SFE خواهد شد. اسمیت و همکاران [۱۲۶] آلیاژ هم‌اتمی CrMnFeCoNi را بررسی کردند و دریافتند که در فواصل جدایش تفاوت زیادی وجود دارد که در آن میانگین عرض SF ۴/۸۲ نانومتر با انحراف استاندارد ۱/۹۳ نانومتر بود. با استفاده از روش‌های محاسباتی، همچنین نشان داده شد که در چندین

پیوست (الف)

Alloy	Co	Cr	Ni	Mo	Si	Mn	Fe	Al	Ti	w
Elgiloy [128]	39-41	19-21	14-16	6-8%	<1.2	1.5-2.5	Balance	-	-	-
HS 188 [129]	Balance	20-24	20-24	-	0.2-0.5	<1.25	<3	-	-	13-16
X-40 [130]	Balance	24.5-26.5	9.5-11.5	-	<1	<1	<2	-	-	7-8%
Haynes C263 [131]	20	20	52	6	0.2	0.4	<0.7	<0.6	<2.4	-
MAR-M 432 [132]	20	15.5	Balance					2.8	4.3	3
Nimonic 105 [133]	18-22	14-15.7	Balance	4.5-5.5	<1	<1	<1	4.5-4.9	0.9-1.5	
Udimet 500 [134]	16.5	17.5	53	4	-	-	4	2.9	3.9	-
Udimet 700 [135]	18.5	15.1	53	5	-	-	<1	4.3	3.4	-
IN 939 [136]	18-20	22-23	Balance		0.5	0.5		1.00-3.00	3-4.5	1-3.0
Nimonic 90 [137]	15-21	18-21	Balance	-	1	1	1.5	1-2.0	2-3.0	-
Nimonic 115 [138]	13-15.5	14-16	54	3-5.0-	1	1	1	4.5-5.5	3.5-4.5	
Nimonic PK33 [139]	12-16.0	16-20	54	5-9.0	0.5	0.5	1	1.7-2.5	1.5-3	-
Inconel 617 [140]	10-15.0	20-24	55 min	8-10.0	<1	<1	3	0.8-1.5	<0.66	-
Rene 41[141]	10-12.0	18-20.0	Balance	9-10.5	<0.5	<0.1	<5	<1.8	<3.3	-

¹ Shih et al.

multicomponent metallic solid solutions. Scientific Reports. 2018, 8(1) 8600.

منابع:

19. Varvenne C, Luque A, Curtin WA. Theory of strengthening in fcc high entropy alloys. *Acta Materialia*. 2016, 118:164-76.
20. Oh HS, Kim SJ, Odbadrakh K, Ryu WH, Yoon KN, Mu S, et al. Engineering atomic-level complexity in high-entropy and complex concentrated alloys. *Nature communications*. 2019, 10(1) 2090.
21. Pierce DT, Jiménez JA, Bentley J, Raabe D, Wittig JE. The influence of stacking fault energy on the microstructural and strain-hardening evolution of Fe-Mn-Al-Si steels during tensile deformation. *Acta Materialia*. 2015, 100, 178-90.
22. Curtze S, Kuokkala V-T. Dependence of tensile deformation behavior of TWIP steels on stacking fault energy, temperature and strain rate. *Acta Materialia*. 2010, 58(15) 5129-41.
23. Zhao Y, Yang T, Han B, Luan J, Chen D, Kai W, et al. Exceptional nanostructure stability and its origins in the CoCrNi-based precipitation-strengthened medium-entropy alloy. *Materials Research Letters*. 2019, 7(4) 152-8.
24. Zhang Z, Sheng H, Wang Z, Gludovatz B, Zhang Z, George EP, et al. Dislocation mechanisms and 3D twin architectures generate exceptional strength-ductility-toughness combination in CrCoNi medium-entropy alloy. *Nature communications*. 2017, 8(1) 14390.
25. Laplanche G, Kostka A, Reinhart C, Hunfeld J, Eggeler G, George E. Reasons for the superior mechanical properties of medium-entropy CrCoNi compared to high-entropy CrMnFeCoNi. *Acta Materialia*. 2017, , 128, 292-303.
26. Deng Y, Tasan CC, Pradeep KG, Springer H, Kostka A, Raabe D. Design of a twinning-induced plasticity high entropy alloy. *Acta Materialia*. 2015, 94, 124-33.
27. Liu S, Wu Y, Wang H, He J, Liu J, Chen C, et al. Stacking fault energy of face-centered-cubic high entropy alloys. *Intermetallics*. 2018, 93, 269-73.
28. Niu C, LaRosa CR, Miao J, Mills MJ, Ghazisaeidi M. Magnetically-driven phase transformation strengthening in high entropy alloys. *Nature communications*. 2018, 9(1) 1363.
29. Ogata S, Li J, Yip S. Ideal pure shear strength of aluminum and copper. *Science*. 2002, 298(5594) 807-11.
30. Zhang Y, Zhuang Y, Hu A, Kai J-J, Liu CT. The origin of negative stacking fault energies and nano-twin formation in face-centered cubic high entropy alloys. *Scripta Materialia*. 2017, 130, 96-9.
31. Achmad TL, Fu W, Chen H, Zhang C, Yang Z-G. First-principles calculations of generalized-stacking-fault-energy of Co-based alloys. *Computational Materials Science*. 2016, 121, 86-96.
32. Vitos L, Nilsson J-O, Johansson B. Alloying effects on the stacking fault energy in austenitic stainless steels from first-principles theory. *Acta Materialia*. 2006, 54(14) 3821-6.
33. Olson GB, Cohen M. A general mechanism of martensitic nucleation, Part I. General concepts and the FCC \rightarrow HCP transformation. *Metallurgical Transactions A*. 1976, 7, 1897-904.
1. Cantor B, Chang I, Knight P, Vincent A. Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys. *Materials Science and Engineering: A*. 2004, 375, 213-8.
2. Yeh JW, Chen SK, Lin SJ, Gan JY, Chin TS, Shun TT, et al. Nanostructured high-entropy alloys with multiple principal elements: novel alloy design concepts and outcomes. *Advanced Engineering Materials*. 2004, 6(5) 299-303.
3. Gorsse S, Miracle DB, Senkov ON. Mapping the world of complex concentrated alloys. *Acta Materialia*. 2017, 135, 177-87.
4. George EP, Raabe D, Ritchie RO. High-entropy alloys. *Nature reviews materials*. 2019, 4(8) 515-34.
5. Mansouri E, Khorsand H. Similar jointing of Inconel 600 super alloy using nano structure powder filler with high entropy design. *Journal of Welding Science and Technology of Iran*. 2024, 9(2) 77-92.
6. Miracle DB, Senkov ON. A critical review of high entropy alloys and related concepts. *Acta Materialia*. 2017, 122, 448-511.
7. MacDonald B, Fu Z, Zheng B, Chen W, Lin Y, Chen F, et al. Recent progress in high entropy alloy research. *JOM*. 2017, 69, 2024-31.
8. Miracle D. High entropy alloys as a bold step forward in alloy development. *Nature communications*. 2019, 10(1) 1805.
9. George EP, Curtin WA, Tasan CC. High entropy alloys: A focused review of mechanical properties and deformation mechanisms. *Acta Materialia*. 2020, 188, 435-74.
۱۰. منصوری ا، خرسند ح. سنتز آلیاژ انتروپی بالا FeCoNiCuAl و بررسی اثر آنتالپی در جدایش فازی. مواد پیشرفته و پوشش های نوین. ۲۰۲۳، ۱۱(۴۴) ۳۳۳۳-۳۲۲۰.
11. Cantor B. Multicomponent high-entropy Cantor alloys. *Progress in Materials Science*. 2021, 120, 100754.
12. Bajpai S, MacDonald BE, Rupert TJ, Hahn H, Lavernia EJ, Apelian D. Recent progress in the CoCrNi alloy system. *Materialia*. 2022, 24, 101476.
13. Gludovatz B, Hohenwarter A, Catoor D, Chang EH, George EP, Ritchie RO. A fracture-resistant high-entropy alloy for cryogenic applications. *Science*. 2014, 345(6201) 1153-8.
14. Otto F, Dlouhý A, Somsen C, Bei H, Eggeler G, George EP. The influences of temperature and microstructure on the tensile properties of a CoCrFeMnNi high-entropy alloy. *Acta Materialia*. 2013, 61(15) 5743-55.
15. Wu Z, Bei H, Otto F, Pharr GM, George EP. Recovery, recrystallization, grain growth and phase stability of a family of FCC-structured multi-component equiatomic solid solution alloys. *Intermetallics*. 2014, 46, 131-40.
16. Wu Z, Bei H, Pharr GM, George EP. Temperature dependence of the mechanical properties of equiatomic solid solution alloys with face-centered cubic crystal structures. *Acta Materialia*. 2014, 81, 428-41.
17. Gludovatz B, Hohenwarter A, Thurston KV, Bei H, Wu Z, George EP, Ritchie RO. Exceptional damage-tolerance of a medium-entropy alloy CrCoNi at cryogenic temperatures. *Nature communications*. 2016, 7(1) 10602.
18. Coury FG, Clarke KD, Kiminami CS, Kaufman MJ, Clarke AJ. High throughput discovery and design of strong

50. Zhou L, Wang Q, Wang J, Chen X, Jiang P, Zhou H, et al. Atomic-scale evidence of chemical short-range order in CrCoNi medium-entropy alloy. *Acta Materialia*. 2022, 224, 117490.
51. Zhang F, Zhao S, Jin K, Xue H, Velisa G, Bei H, et al. Local structure and short-range order in a NiCoCr solid solution alloy. *Physical review letters*. 2017, 118(20) 205501.
52. Zhang R, Zhao S, Ding J, Chong Y, Jia T, Ophus C, et al. Short-range order and its impact on the CrCoNi medium-entropy alloy. *Nature*. 2020, 581(7808) 283-7.
53. Tamm A, Aabloo A, Klintonberg M, Stocks M, Caro A. Atomic-scale properties of Ni-based FCC ternary, and quaternary alloys. *Acta Materialia*. 2015, 99, 307-12.
54. Walsh F, Asta M, Ritchie RO. Magnetically driven short-range order can explain anomalous measurements in CrCoNi. *Proceedings of the National Academy of Sciences*. 2021, 118(13) e2020540118.
55. Ding J, Yu Q, Asta M, Ritchie RO. Tunable stacking fault energies by tailoring local chemical order in CrCoNi medium-entropy alloys. *Proceedings of the National Academy of Sciences*. 2018, 115(36) 8919-24.
56. Li Q-J, Sheng H, Ma E. Strengthening in multi-principal element alloys with local-chemical-order roughened dislocation pathways. *Nature communications*. 2019, 10(1) 3563.
57. Antillon E, Woodward C, Rao S, Akdim B, Parthasarathy T. Chemical short range order strengthening in a model FCC high entropy alloy. *Acta Materialia*. 2020, 190, 29-42.
58. Yin B, Yoshida S, Tsuji N, Curtin W. Yield strength and misfit volumes of NiCoCr and implications for short-range-order. *Nature communications*. 2020, 11(1) 2507.
59. Ikeda Y, Körmann F, Tanaka I, Neugebauer J. Impact of chemical fluctuations on stacking fault energies of CrCoNi and CrMnFeCoNi high entropy alloys from first principles. *Entropy*. 2018, 20(9) 655.
60. Cao P. How Does Short-Range Order Impact Defect Kinetics in Irradiated Multiprincipal Element Alloys? *Accounts of Materials Research*. 2021, 2(2) 71-4.
61. Yang M, Yan D, Yuan F, Jiang P, Ma E, Wu X. Dynamically reinforced heterogeneous grain structure prolongs ductility in a medium-entropy alloy with gigapascal yield strength. *Proceedings of the National Academy of Sciences*. 2018, 115(28) 7224-9.
62. Zhang L, Du X, Zhang L, Li W, Liang Y, Yu J, et al. Achieving ultra-high strength in a precipitation-hardened CoCrNi-based medium-entropy alloy with partially recrystallized microstructure and heterogeneous grains. *Vacuum*. 2021, 188, 110169.
63. Ma Y, Yang M, Yuan F, Wu X. Deformation induced hcp nano-lamella and its size effect on the strengthening in a CoCrNi medium-entropy alloy. *Journal of Materials Science & Technology*. 2021, 82, 122-34.
64. Dan Sathiaraj G, Skrotzki W, Pukenas A, Schaarschuch R, Jose Immanuel R, Panigrahi SK, et al. Effect of annealing on the microstructure and texture of cold rolled CrCoNi medium-entropy alloy. *Intermetallics*. 2018, 101, 87-98.
65. Sathiyamoorthi P, Asghari-Rad P, Bae JW, Kim HS. Fine tuning of tensile properties in CrCoNi medium entropy alloy through cold rolling and annealing. *Intermetallics*. 2019, 113, 106578.
34. He H, Naeem M, Zhang F, Zhao Y, Harjo S, Kawasaki T, et al. Stacking fault driven phase transformation in CrCoNi medium entropy alloy. *Nano letters*. 2021, 21(3) 1419-26.
35. Olson GB, Azrin M. Transformation behavior of TRIP steels. *Metallurgical Transactions A*. 1978, 9, 713-21.
36. Li Z, Tasan CC, Pradeep KG, Raabe D. A TRIP-assisted dual-phase high-entropy alloy: grain size and phase fraction effects on deformation behavior. *Acta Materialia*. 2017, 131, 323-35.
37. Li Z, Pradeep KG, Deng Y, Raabe D, Tasan CC. Metastable high-entropy dual-phase alloys overcome the strength-ductility trade-off. *Nature*. 2016, 534(7606) 227-30.
38. Lu W, Liebscher CH, Dehm G, Raabe D, Li Z. Bidirectional transformation enables hierarchical nanolaminate dual-phase high-entropy alloys. *Advanced Materials*. 2018, 30(44) 1804727.
39. He ZF, Jia N, Ma D, Yan HL, Li ZM, Raabe D. Joint contribution of transformation and twinning to the high strength-ductility combination of a FeMnCoCr high entropy alloy at cryogenic temperatures. *Materials Science and Engineering: A*. 2019, 759, 437-47.
40. Zhang F, Lou H, Cheng B, Zeng Z, Zeng Q. High-Pressure Induced Phase Transitions in High-Entropy Alloys: A Review. *Entropy*. 2019, 21.۲۳۹ (۳)
41. Miao J, Slone CE, Smith TM, Niu C, Bei H, Ghazisaeidi M, et al. The evolution of the deformation substructure in a Ni-Co-Cr equiatomic solid solution alloy. *Acta Materialia*. 2017, 132, 35-48.
42. Zhao J-Q, Tian H, Wang Z, Wang X-J, Qiao J-W. FCC-to-HCP Phase Transformation in CoCrNi_x Medium-Entropy Alloys. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*. 2020, 33(8) 1151-8.
43. Yuan F, Cheng W, Zhang S, Liu X, Wu X. Atomistic simulations of tensile deformation in a CrCoNi medium-entropy alloy with heterogeneous grain structures. *Materialia*. 2020, 9, 100565.
44. Slone C, Chakraborty S, Miao J, George EP, Mills MJ, Niezgoda S. Influence of deformation induced nanoscale twinning and FCC-HCP transformation on hardening and texture development in medium-entropy CrCoNi alloy. *Acta Materialia*. 2018, 158, 38-52.
45. Grässel O, Krüger L, Frommeyer G, Meyer L. High strength Fe–Mn–(Al, Si) TRIP/TWIP steels development—properties—application. *International Journal of plasticity*. 2000, 16(10-11) 1391-409.
46. Chen Y, Chen D, An X, Zhang Y, Zhou Z, Lu S, et al. Unraveling dual phase transformations in a CrCoNi medium-entropy alloy. *Acta Materialia*. 2021, 215, 117112.
47. Chen Y, An X, Zhou Z, Munroe P, Zhang S, Liao X, Xie Z. Size-dependent deformation behavior of dual-phase, nanostructured CrCoNi medium-entropy alloy. *Sci China Mater*. 2021, 64, 209-22.
48. Santodonato LJ, Zhang Y, Feygenson M, Parish CM, Gao MC, Weber RJ, et al. Deviation from high-entropy configurations in the atomic distributions of a multi-principal-element alloy. *Nature communications*. 2015, 6(1) 5964.
49. Wu Y, Zhang F, Yuan X, Huang H, Wen X, Wang Y, et al. Short-range ordering and its effects on mechanical properties of high-entropy alloys. *Journal of Materials Science & Technology*. 2021, 62, 214-20.

79. Ye C, Telang A, Gill AS, Suslov S, Idell Y, Zwiack K, et al. Gradient nanostructure and residual stresses induced by Ultrasonic Nano-crystal Surface Modification in 304 austenitic stainless steel for high strength and high ductility. *Materials Science and Engineering: A*. 2014, 613, 274-88.
80. Listyawan TA, Lee H, Park N, Lee U. Microstructure and mechanical properties of CoCrFeMnNi high entropy alloy with ultrasonic nanocrystal surface modification process. *Journal of Materials Science & Technology*. 2020, 57, 123-30.
81. Lee HH, Park HK, Jung J, Amanov A, Kim HS. Multi-layered gradient structure manufactured by single-roll angular-rolling and ultrasonic nanocrystalline surface modification. *Scripta Materialia*. 2020, 186, 52-60.
82. Bae JW, Asghari-Rad P, Amanov A, Kim HS. Gradient-structured ferrous medium-entropy alloys with enhanced strength-ductility synergy by ultrasonic nanocrystalline surface modification. *Materials Science and Engineering: A*. 2021, 826, 141966.
83. Rahman KM, Vorontsov VA, Dye D. The effect of grain size on the twin initiation stress in a TWIP steel. *Acta Materialia*. 2015, 89, 247-57.
84. Han WZ, Zhang ZF, Wu SD, Li SX. Combined effects of crystallographic orientation, stacking fault energy and grain size on deformation twinning in fcc crystals. *Philosophical Magazine*. 2008, 88(24) 3011-29.
85. Hu GW, Zeng LC, Du H, Liu XW, Wu Y, Gong P, et al. Tailoring grain growth and solid solution strengthening of single-phase CrCoNi medium-entropy alloys by solute selection. *Journal of Materials Science & Technology*. 2020, 54, 196-205.
86. Senkov ON, Miracle DB. Effect of the atomic size distribution on glass forming ability of amorphous metallic alloys. *Materials Research Bulletin*. 2001, 36(12) 2183-98.
87. Agustianingrum MP, Yoshida S, Tsuji N, Park N. Effect of aluminum addition on solid solution strengthening in CoCrNi medium-entropy alloy. *Journal of Alloys and Compounds*. 2019, 781, 866-72.
88. Mansouri E, Khorsand H. Fabrication and characterization of FeCoNiCuCr nano structured high entropy alloy using wet mechanical alloying. *Iranian Journal of Manufacturing Engineering*. 2022, 9(6) 1-10.
89. Mansouri E, Khorsand H. Synthesis of dual-phase face-centered cubic crystal structure in nanocrystalline AlCoCuFeNi high-entropy alloy. *Journal of Ultrafine Grained and Nanostructured Materials*. 2023, 56(2) 233-46.
90. Lee D, Agustianingrum MP, Park N, Tsuji N. Synergistic effect by Al addition in improving mechanical performance of CoCrNi medium-entropy alloy. *Journal of Alloys and Compounds*. 2019, 800, 372-8.
91. Lu W, Luo X, Yang Y, Zhang J, Huang B. Effects of Al addition on structural evolution and mechanical properties of the CrCoNi medium-entropy alloy. *Materials Chemistry and Physics*. 2019, 238, 121841.
92. Sathiyamoorthi P, Park JM, Moon J, Bae JW, Asghari-Rad P, Zargar A, Seop Kim H. Achieving high strength and high ductility in Al_{0.3}CoCrNi medium-entropy alloy
66. Saha J, Bhattacharjee PP. Influences of Thermomechanical Processing by Severe Cold and Warm Rolling on the Microstructure, Texture, and Mechanical Properties of an Equiatomic CoCrNi Medium-Entropy Alloy. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2021, 30(12) 8.956-71
67. Slone CE, Miao J, George EP, Mills MJ. Achieving ultra-high strength and ductility in equiatomic CrCoNi with partially recrystallized microstructures. *Acta Materialia*. 2019, 165, 496-507.
68. Yan Ma FY, Muxin Yang, Ping Jiang, Evan Ma, Xiaolei Wu. Dynamic Shear Deformation of a CrCoNi Medium-Entropy Alloy with Heterogeneous Grain Structures 2021.
69. Zheng X, Xie W, Zeng L, Wei H, Zhang X, Wang H. Achieving high strength and ductility in a heterogeneous-grain-structured CrCoNi alloy processed by cryorolling and subsequent short-annealing. *Materials Science and Engineering: A*. 2021, 821, 141610.
70. Praveen S, Bae JW, Asghari-Rad P, Park JM, Kim HS. Annealing-induced hardening in high-pressure torsion processed CoCrNi medium entropy alloy. *Materials Science and Engineering: A*. 2018, 734, 338-40.
71. Sathiyamoorthi P, Bae JW, Asghari-Rad P, Park JM, Kim JG, Kim HS. Effect of Annealing on Microstructure and Tensile Behavior of CoCrNi Medium Entropy Alloy Processed by High-Pressure Torsion. *Entropy*. 2018, ۲۰(۱۱) ۸۴۹.
72. Yoshida S, Bhattacharjee T, Bai Y, Tsuji N. Friction stress and Hall-Petch relationship in CoCrNi equi-atomic medium entropy alloy processed by severe plastic deformation and subsequent annealing. *Scripta Materialia*. 2017, 134, 33-6.
73. Schuh B, Pippin R, Hohenwarter A. Tailoring bimodal grain size structures in nanocrystalline compositionally complex alloys to improve ductility. *Materials Science and Engineering: A*. 2019, 748, 379-85.
74. Liu Y, He Y, Cai S. Effect of gradient microstructure on the strength and ductility of medium-entropy alloy processed by severe torsion deformation. *Materials Science and Engineering: A*. 2021, 801, 140429.
75. Liu Y, He G, Yang Y, Li K, Gong H, Gan B, Huang C. Revealing the microstructural evolution and mechanism during the thermomechanical treatment of polycrystalline CrCoNi medium-entropy alloy. *Journal of Alloys and Compounds*. 2021, 870, 159518.
76. Gan B, Wheeler JM, Bi Z, Liu L, Zhang J, Fu H. Superb cryogenic strength of equiatomic CrCoNi derived from gradient hierarchical microstructure. *Journal of Materials Science & Technology*. 2019, 35(6) 957-61.
77. Kishore A, John M, Ralls AM, Jose SA, Kuruveri UB, Menezes PL. Ultrasonic Nanocrystal Surface Modification: Processes, Characterization, Properties, and Applications. *Nanomaterials*. 2022, 12(9) 1415.
78. Kim JG, Moon JH, Amanov A, Kim HS. Strength and ductility enhancement in the gradient structured twinning-induced plasticity steel by ultrasonic nanocrystalline surface modification. *Materials Science and Engineering: A*. 2019, 739, 105-8.

106. Chang H, Zhang TW, Ma SG, Zhao D, Xiong RL, Wang T, et al. Novel Si-added CrCoNi medium entropy alloys achieving the breakthrough of strength-ductility trade-off. *Materials & Design*. 2021, 197, 109202.
107. Liu S, Lin W, Zhao Y, Chen D, Yeli G, He F, et al. Effect of silicon addition on the microstructures, mechanical properties and helium irradiation resistance of NiCoCr-based medium-entropy alloys. *Journal of Alloys and Compounds*. 2020, 844, 156162.
108. Yi H, Bi M, Yang K, Zhang B. Significant Improvement the Mechanical Properties of CoCrNi Alloy by Tailoring a Dual FCC-Phase Structure. *Materials*. 2020, 13(21) 4909.
109. Asgari S. Age-hardening behavior and phase identification in solution-treated AEREX 350 superalloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2006, 37(7) 2051-7.
110. Kermajani M. Influence of double aging on microstructure and yield strength of AEREX™ 350. *Materials Science and Engineering: A*. 2012, 534, 547-51.
111. Cosimati R, Mari D. Secondary hardening in Co-Ni-Cr super-alloy investigated by Mechanical Spectroscopy. *Materials Science and Engineering: A*. 2016, 662, 426-31.
112. Lu S, Shang B, Luo Z, Wang R, Zeng F. Investigation on the cold deformation strengthening mechanism in MP159 alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2000, 31(1) 5-13.
113. Gu J, Gan B, Bi Z, Song M. Microstructure and Mechanical Properties of a MP159 Superalloy after Pre-tensile Deformation and Subsequent Annealing. *Advanced Engineering Materials*. 2022, 24(4) 2100920.
114. Fultz B, DuBois A, Kim HJ, Morris JW. Cryogenic mechanical properties of superalloy MP35N. *Cryogenics*. 1984, 24(12) 687-90.
115. Farvizi M, Asgari S. Effects of cold work prior to aging on microstructure of AEREX™350 superalloy. *Materials Science and Engineering: A*, 2008, 434, 438.
116. Koizumi Y, Suzuki S, Yamanaka K, Lee B-S, Sato K, Li Y, et al. Strain-induced martensitic transformation near twin boundaries in a biomedical Co–Cr–Mo alloy with negative stacking fault energy. *Acta Materialia*. 2013, 61(5) 1648-61.
117. Shaji EM, Kalidindi SR, Doherty RD. Influence of cold-work and aging heat treatment on strength and ductility of MP35N. *Materials Science and Engineering: A*. 1999, 272(2) 371-9.
118. Sorensen D, Li BQ, Gerberich WW, Mkhoyan KA. Investigation of secondary hardening in Co–35Ni–20Cr–10Mo alloy using analytical scanning transmission electron microscopy. *Acta Materialia*. 2014, 63, 63-72.
119. Toplosky VJ, Han K. Mechanical properties of cold-rolled and aged MP35N alloys for cryogenic magnet applications. *AIP Conference Proceedings*. 2012, 1435(1) 125-32.
- through multi-phase hierarchical microstructure. *Materialia*. 2019, 8, 100442.
93. Superalloys: a primer and history, (n.d.). https://www.tms.org/meetings/specialty/superalloys_2000/superalloyshistory.html (accessed October 4, 2021).
94. Zhao YL, Yang T, Tong Y, Wang J, Luan JH, Jiao ZB, et al. Heterogeneous precipitation behavior and stacking-fault-mediated deformation in a CoCrNi-based medium-entropy alloy. *Acta Materialia*. 2017, 138, 72-82.
95. Guo N, Zhao Y, Long S, Song B, Hu J, Gan B, et al. Microstructure and mechanical properties of (CrCoNi)₉₇Al_{1.5}Ti_{1.5} medium entropy alloy twisted by free-end-torsion at room and cryogenic temperatures. *Materials Science and Engineering: A*. 2020, 797, 140101.
96. Slone CE, LaRosa CR, Zenk CH, George EP, Ghazisaeidi M, Mills MJ. Deactivating deformation twinning in medium-entropy CrCoNi with small additions of aluminum and titanium. *Scripta Materialia*. 2020, 178, 295-300.
97. Liu XW, Laplanche G, Kostka A, Fries SG, Pfetzinger-Micklich J, Liu G, George EP. Columnar to equiaxed transition and grain refinement of cast CrCoNi medium-entropy alloy by microalloying with titanium and carbon. *Journal of Alloys and Compounds*. 2019, 775, 1068-76.
98. Chang R, Fang W, Yan J, Yu H, Bai X, Li J, et al. Microstructure and mechanical properties of CoCrNi-Mo medium entropy alloys: Experiments and first-principle calculations. *Journal of Materials Science & Technology*. 2021, 62, 25-33.
99. Chang R, Fang W, Yu H, Bai X, Zhang X, Liu B, Yin F. Heterogeneous banded precipitation of (CoCrNi)₉₃Mo₇ medium entropy alloys towards strength–ductility synergy utilizing compositional inhomogeneity. *Scripta Materialia*. 2019, 172, 144-8.
100. Li N, Gu J, Gan B, Qiao Q, Ni S, Song M. Effects of Mo-doping on the microstructure and mechanical properties of CoCrNi medium entropy alloy. *Journal of Materials Research*. 2020, 35(20) 2726-36.
101. Miao J, Guo T, Ren J, Zhang A, Su B, Meng J. Optimization of mechanical and tribological properties of FCC CrCoNi multi-principal element alloy with Mo addition. *Vacuum*. 2018, 149, 324-330.
102. Liu X, Zhang M, Ma Y, Dong W, Li R, Lu Y, et al. Achieving ultrahigh strength in CoCrNi-based medium-entropy alloys with synergistic strengthening effect. *Materials Science and Engineering: A*. 2020, 776, 139028.
103. Wu Z, Guo W, Jin K, Poplawsky JD, Gao Y, Bei H. Enhanced strength and ductility of a tungsten-doped CoCrNi medium-entropy alloy. *Journal of Materials Research*. 2018, 33(19) 3301-9.
104. Chang R, Fang W, Bai X, Xia C, Zhang X, Yu H, et al. Effects of tungsten additions on the microstructure and mechanical properties of CoCrNi medium entropy alloys. *Journal of Alloys and Compounds*. 2019, 790, 732-43.
105. Lee S-M, Lee S-J, Lee S, Nam J-H, Lee Y-K. Tensile properties and deformation mode of Si-added Fe-18Mn-0.6C steels. *Acta Materialia*, 2018, 144, 738-747.

- /High-temperature-Alloys/HAYNES263alloyportfolio/principal-features.aspx (accessed June 21, 2022).
132. MAR-M 432 Valve M-Mf, MAR-M 432 Pipe Fitting, MAR-M432 Reducer, MAR-M 432 Angle Bar, MAR-M 432 Pipe, Pipe Tee, (n.d.). <https://www.yaang.com/data-center/High-alloy/mar-m-432.html> (accessed March 27, 2022).
 133. NIMONIC® alloy 105 <https://www.specialmetals.com/documents/technical-bulletins/nimonic-alloy-105.pdf> (accessed March 27, 2022).
 134. Super alloy Udimet 500TM (UNS N07500) NS N07500), (n.d.). <https://www.azom.com/article.aspx?ArticleID = 7738> (accessed March 27, 2022).
 135. Special metals Udimet® 700 nickel alloy (n.d.). <https://www.matweb.com/search/datasheet.aspx?matguid=42b0db30b54e4e46aed918c32cab0b26&ckck=1> (accessed March 27, 2022).
 136. Nickel-based IN939 (n.d.). https://www.slm-solutions.com/fileadmin/Content/Powder/MDS/MDS_Ni-Alloy_IN939_0219_EN.pdf
 137. Nimonic 90 data sheet (n.d.). <https://www.quest4alloys.com/product-range/nickel-alloys/2-content/163-nimonic-90-data-sheet> (accessed March 27, 2022).
 138. Super alloy Nimonic 115TM (n.d.). <https://www.azom.com/article.aspx?ArticleID = 7841> (accessed March 27, 2022).
 139. Super alloy Nimonic PK33TM (n.d.). <https://www.azom.com/article.aspx?ArticleID = 7706> (accessed March 27, 2022).
 140. INCONEL® alloy 617 (n.d.). <https://www.specialmetals.com/documents/technical-bulletins/inconel/inconel-alloy-617.pdf>.
 141. Rene 41 - Premium Cobalt Alloys from NeoNickel, (n.d.). <https://www.neonickel.com/alloys/nickel-alloys/rene-41/> (accessed June 21, 2022).
 120. Ishmaku A, Han K. Deformation induced Nanostructure and texture in MP35N alloys. *Journal of Materials Science*. 2004, 39(16) 5417-20.
 121. Shaji EM, Kalidindi SR, Doherty RD, Sedmak AS. Fracture properties of multiphase alloy MP35N. *Materials Science and Engineering: A*. 2003, 349(1) 313-7.
 122. Luo Q, Wang HH, Li GQ, Sun C, Li DH, Wan XL. On mechanical properties of novel high-Mn cryogenic steel in terms of SFE and microstructural evolution. *Materials Science and Engineering: A*. 2019, 753, 91-8.
 123. Prasad MJNV, Reiterer MW, Kumar KS. Microstructure and mechanical behavior of annealed MP35N alloy wire. *Materials Science and Engineering: A*. 2015, 636, 340-51.
 124. Han GW, Jones IP, Smallman RE. Direct evidence for Suzuki segregation and Cottrell pinning in MP159 superalloy obtained by FEG(S)TEM/EDX. *Acta Materialia*. 2003, 51(10) 2731-42.
 125. Samiee M, Asgari S., A TEM investigation on precipitation behavior of AEREX350 superalloy2008. 549-52 p.
 126. Smith TM, Hooshmand MS, Esser BD, Otto F, McComb DW, George EP, et al. Atomic-scale characterization and modeling of 60° dislocations in a high-entropy alloy. *Acta Materialia*. 2016, 110, 352-63.
 127. Shih M, Miao J, Mills M, Ghazisaeidi M. Stacking fault energy in concentrated alloys. *Nature communications*. 2021, 12(1) 3590.
 128. Elgiloy alloy - strip division | elgiloy specialty metals nd, <https://www.elgiloy.com/strip-elgiloy-alloy/> (accessed March 27).
 129. Haynes alloy 188 nd, https://www.americanspecialmetals.com/Haynes188_Alloy.html (accessed March 27).
 130. AISI HS31-X40-X45 cobalt alloys: chemical composition & other alloy properties ndhacafgp-aa, March 27.
 131. Haynes International- Principal Features, (nd)https://www.haynesintl.com/alloys/alloy-portfolio_

IRANIAN FOUNDRYMEN'S
SOCIETY

Founding Research Journal

Review Paper:

A Review of Deformation Mechanisms and Microstructure Engineering in Solid Solutions Based on CoCrNi

Elahe Mansouri ¹, Hamid Khorsand ^{2*}

1. Ph.D. Candidate, Faculty of Materials Science and Engineering, K. N. Toosi University of Technology, Tehran, Iran.

2. Associate Professor, Faculty of Materials Science and Engineering, K. N. Toosi University of Technology, Tehran, Iran.

* Corresponding Author: 470, Mirdamad Ave. West, Tehran, Iran. P.O. Box: 15875-4416. Tel.: +98 2188674747; fax: +98 2188674747, Email: Hkhorsand@kntu.ac.ir

Paper history:

Receive Date: 17 July 2024

Revise Date: 02 September 2024

Accept Date: 08 September 2024

Keywords:

Solid Solution

Stacking fault energy

Compositional complexity

Chemical short-range order

Deformation mechanisms

Abstract:

CoCrNi-based alloys show significant mechanical properties, especially at cryogenic temperatures. This phenomenon has been noticed due to the low stacking defect energy of these alloys, which increases the possibility of complex deformation and twinning activation at ambient temperature and under pressure. The key phenomena of short-range order and transformation between (FCC) and (HCP) structures contribute to the improvement of alloy properties. While the relationship between stacking defect energy and the FCC to HCP phase transformation has been established in other materials with low stacking defects, the question arises whether traditional physical metallurgical concepts need to be modified for complex systems such as CoCrNi. In this research, a review of extensive studies has been done with the aim of defining the challenges and investigating the unique characteristics of CoCrNi-based alloys. Studies focus on the fundamental atomic deformation mechanisms of CoCrNi-based alloys, emphasizing deformation substructures and short-range chemical order. In addition, recent advances in microstructure engineering through thermo-mechanical processes and strategies to enhance the tensile properties of CoCrNi and its derivative systems with minor alloying additions are discussed. Finally, this study outlines future research directions using current insights into the underlying mechanisms for alloy design strategies.

Please cite this article using:

Elahe Mansouri, Hamid Khorsand, A review of deformation mechanisms and microstructure engineering in solid solutions based on CoCrNi, in Persian, Founding Research Journal, 2024, 8(1) 51-76.

DOI: 10.22034/frj.2024.468348.1197

Journal homepage: www.foundingjournal.ir