

اثر کارگرم بر خواص آلیاژ پایه نیکلی IC-221M

مرتضی هادی^۱، علیرضا کمالی^۲ و سید محمد مهدی هادوی^۳

چکیده

در این پژوهش اثر کارگرم بر ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژ پایه نیکلی (IC-221M) NiAl8Cr8MoZrB مورد بررسی قرار گرفته است. در این راستا پس از تولید آلیاژ به روش ذوب و ریخته گری، چهار نوع عملیات کار گرم در دمای ۱۰۰۰ و ۱۱۰۰ درجه سانتیگراد در میزان کرنش اعمالی متفاوت انجام شد. همچنین دو نوع عملیات کار گرم دو مرحله‌ای نیز طراحی و بر روی نمونه‌های آلیاژ تولیدی اعمال شد. پس از کار گرم، نمونه‌ها از منظر ریزساختاری، ساختار کریستالی و خواص مکانیکی بررسی شدند. نتایج به دست آمده نشان داد با اعمال کارگرم با نرخ کرنش کم، مقدار مناطق یوتکتیکی موجود در ریزساختار کاهش می‌یابد. از طرفی اعوجاج شبکه کریستالی نمونه‌ها پس از کار گرم افزایش، نظم کریستالی تا حدودی کاهش و خواص مکانیکی دمای بالای آلیاژ نسبت به حالت ریختگی بهبود یافت. همچنین مشخص شد، فرآیند پرس گرم دو مرحله‌ای از طریق مکانیزم تبلور مجدد دینامیک باعث تغییر ماهیت ریزساختار و بهبود قابل توجه خواص مکانیکی در دمای ۱۰۰۰ درجه سانتیگراد می‌شود.

کلمات کلیدی: آلومیناید نیکل، آلیاژ IC-221M، کار گرم، فاز یوتکتیک، خواص مکانیکی دمای بالا

۱- مقدمه

ریزساختار این آلیاژ شامل فاز γ (Ni_3Al)، γ' (محلول جامد آلومینیم در نیکل) و مناطق جدایش یافته متشکل از فاز یوتکتیک $\gamma + \text{Ni}_5\text{Zr}$ است. این فاز یوتکتیک باعث بهبود قابلیت ریختگی آلیاژ می‌شود. همچنین وجود عنصر زیرکونیوم، عامل مؤثری بر کاهش تخلخل و افزایش شکل‌پذیری دمای پایین آلیاژ است. اما مطالعات نشان می‌دهد فاز یوتکتیکی موجود در ریزساختار باعث محدود شدن کارگرم پذیری آلیاژ می‌گردد [۱۰]. چنانکه مطابق شواهد موجود، آلیاژ NiAl8Cr8MoZrB (IC-221M) به دلیل فاز یوتکتیک فوق‌الذکر در حین فورج گرم دچار ترک می‌شود [۱۱-۱۳]. همچنین مشخص شده است، فاز یوتکتیک مذکور دارای نقطه ذوب پایین (در حدود 1170°C) بوده و موجب افت خواص مکانیکی این آلیاژ در دماهای بالا می‌شود [۱۰].

در این پژوهش، ضمن تولید آلیاژ NiAl8Cr8MoZrB (IC-221M) در کوره قوس الکتریکی خلا (VAR) مطابق با استاندارد ASTM A1002-99، راهکاری برای اعمال کار گرم بدون ایجاد ترک، از طریق کاهش محسوس نرخ کرنش و نیز از طریق اعمال پرس گرم دو مرحله‌ای مبتنی بر مکانیزم تبلور مجدد دینامیک ارائه شده است [۱۴]. همچنین اثر فرآیند کار گرم بر خواص مکانیکی آلیاژ

ترکیبات بین فلزی، گروهی منحصر به فرد از مواد با ترکیبی از خواص مکانیکی فلزات و سرامیکها هستند. در میان ترکیبات بین فلزی، ترکیبات آلومیناید آهن، آلومیناید تیتانیوم و آلومیناید نیکل به دلیل خواص مکانیکی مناسب‌تر از اقبال بیشتری برخوردارند. ترکیبات آلومیناید نیکل به دلیل شکل‌پذیری مناسب به همراه استحکام مناسب مورد توجه قرار گرفته‌اند [۱-۴]. بر این اساس طیف گسترده‌ای از آلیاژها بر پایه آلومیناید نیکل به وجود آمده است. در این آلیاژها از عناصری نظیر کروم، مولیبدن، زیرکونیوم و بور به منظور بهبود خواص مکانیکی استفاده می‌گردد. در این میان آلیاژ ریختگی NiAl8Cr8MoZrB (IC-221M) دارای بیشترین کاربرد می‌باشد [۵-۹].

مقاله در تاریخ ۸۷/۷/۱۰ دریافت و در تاریخ ۸۷/۹/۱ به تصویب نهایی رسید.

^۱ کارشناس ارشد، شناسایی و انتخاب مواد - دانشگاه صنعتی مالک اشتر اصفهان
پست الکترونیکی: morteza.hadi@gmail.com

^۲ استادیار، دانشگاه صنعتی مالک اشتر اصفهان

^۳ دانشیار، دانشگاه صنعتی مالک اشتر

عملیات پرس گرم مطابق جدول ۲ بر روی نمونه‌های آلیاژ تولیدی اعمال شد. با توجه به احتمال ایجاد ترک در نرخ کرنش‌های معمول برای اعمال کارگرم، از نرخ کرنش پایین برای اعمال پرس گرم استفاده شد [۱۱-۱۳]. همچنین فرآیند پرس گرم دو مرحله‌ای نیز مطابق شکل ۱ برای بررسی نقش تبلور مجدد دینامیک بر آلیاژ انجام شد. پیش از این فرآیندهای پرس گرم دومرحله‌ای مشابه برای برخی سوپرآلیاژها انجام شده است [۱۴]. در این فرآیند با توجه به تغییر مکانیزم از نرخ کرنش بالاتر استفاده شد، تا امکان‌پذیری کارگرم در زمان‌های کمتر نیز بر آلیاژ $(IC-221M) NiAl8Cr8MoZrB$ بررسی گردد.

فوق‌الذکر از منظر ریزساختاری، کرنش شبکه کریستالی، نظم کریستالی، سختی و خواص مکانیکی در دمای ۱۰۰۰ درجه سانتیگراد از طریق اعمال چهار نوع فرآیند کارگرم متفاوت و دو نوع فرآیند پرس گرم دومرحله‌ای بررسی شده است.

۲- مواد و روشها

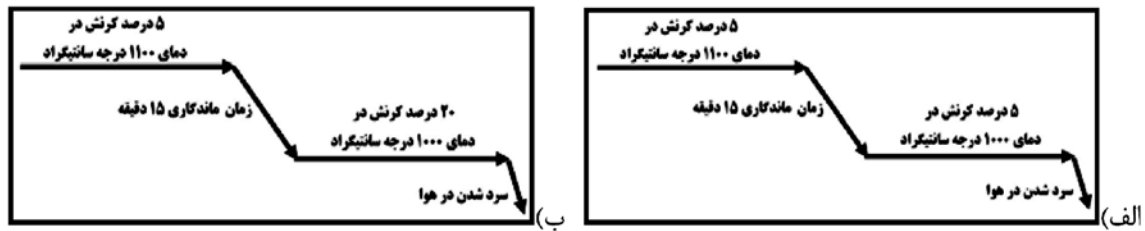
در این پژوهش از موادی با خلوص بالاتر از ۹۹/۹٪ ساخت شرکت Merck و Alpha Aecar استفاده شده است. برای تولید آلیاژ مطابق استاندارد ASTM، فرآیند ذوب با استفاده از آمیزانه‌های Mo_3Al_8 ، $ZrAl_3$ و $NiAl$ تحت اتمسفر آرگون در کوره قوس الکتریکی با بوته مسی آنگرد انجام شد. جدول ۱ ترکیب شیمیایی آلیاژ تولید شده را در قیاس با بازه استاندارد نشان می‌دهد.

جدول ۱ ترکیب آلیاژ IC-221M تولیدی در قیاس با بازه مورد قبول استاندارد ASTM A1002-99 [۱۵]

عنوان	Wt% Ni	Wt% Al	Wt% Cr	Wt% Mo	Wt% Zr	Wt% B
استاندارد ASTM	پایه	۷/۲-۸/۳	۷/۵-۸/۵	۱/۲-۱/۷	۱/۶-۲/۱۰	۰/۰۰۳-۰/۰۱۲
آلیاژ تولیدی	۷۹/۹	۸/۱	۷/۶	۱/۵	۱/۷۲	۰/۰۰۹۷
عنوان	Wt% C	Wt% Si	Wt% S	Wt% Fe		
استاندارد ASTM	<۰/۰۸	<۰/۲۰	<۰/۰۲۰	<۱/۰۰		
آلیاژ تولیدی	۰/۰۳۸۱	۰/۰۳۷	<۰/۰۰۱۱	۰/۰۶۶۱		

جدول ۲ شرایط اعمال فرآیندهای پرس گرم با نرخ کرنش $10^{-4}/s$

کد	دما (°C)	میزان کرنش اعمالی (%)	هدف
HP 1	۱۰۰۰	۵	کارگرم با نرخ کرنش کم و در زمان زیاد
HP 2	۱۰۰۰	۲۵	بررسی نقش کرنش اعمالی
HP 3	۱۱۰۰	۵	بررسی نقش دما
HP 4	۱۱۰۰	۲۵	بررسی نقش کرنش اعمالی و دما



شکل ۱ شرایط اعمال فرآیند پرس گرم دو مرحله‌ای HP5 (الف) و HP6 (ب) با نرخ کرنش ۱/s

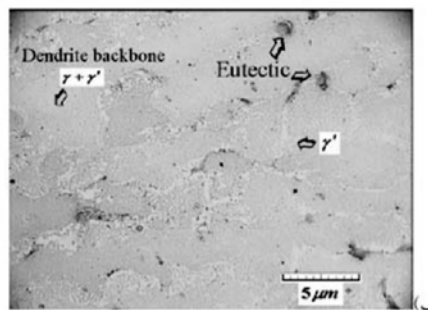
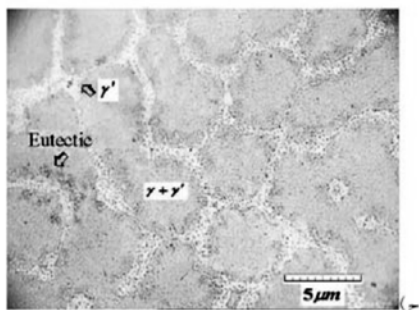
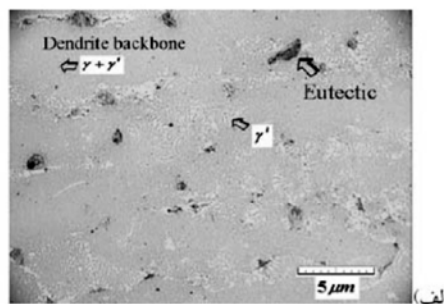
۳-۱ بررسی ریزساختاری

پس از انجام فرآیند پرس گرم بررسی‌های ریزساختاری بر روی نمونه‌ها انجام شد. شکل ۲ و ۳ تصاویر میکروسکوپ نوری و SEM نمونه ریختگی را در کنار یک نمونه پرس گرم (HP4) و یک نمونه پرس گرم دومرحله‌ای (HP6) نشان می‌دهد. بررسی‌ها نشان داد، از آن جا که نرخ کرنش برای فرآیند کارگرم پایین انتخاب شده، در حین فرآیند مقداری از فاز یوتکتیک ($\gamma + Ni_3Zr$) موجود در ریزساختار در زمینه انحلال می‌یابد. لازم به ذکر است، مطابق بررسی آنالیز ترکیبی نقطه‌ای (EDAX) انجام شده، در تصاویر SEM آلیاژ مناطق سفید رنگ که در شکل ۳ با پیکان نشان داده شده‌اند مناطق یوتکتیکی ($\gamma + Ni_3Zr$) هستند. شکل ۴ آنالیز ترکیبی نقطه‌ای از داخل مناطق جدایش یافته و مناطق زمینه در نمونه ریختگی را نشان می‌دهد.

همچنین در این پژوهش از کوره ذوب قوس الکتریکی خلا ساخت شرکت ALD، دستگاه پرس گرم مدل Instron، میکروسکوپ نوری مدل ZAIS و میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مجهز به EDAX مدل Vega Tescan و دستگاه پراش اشعه ایکس مدل Seifert 3003TT استفاده شد.

۳- نتایج و بحث

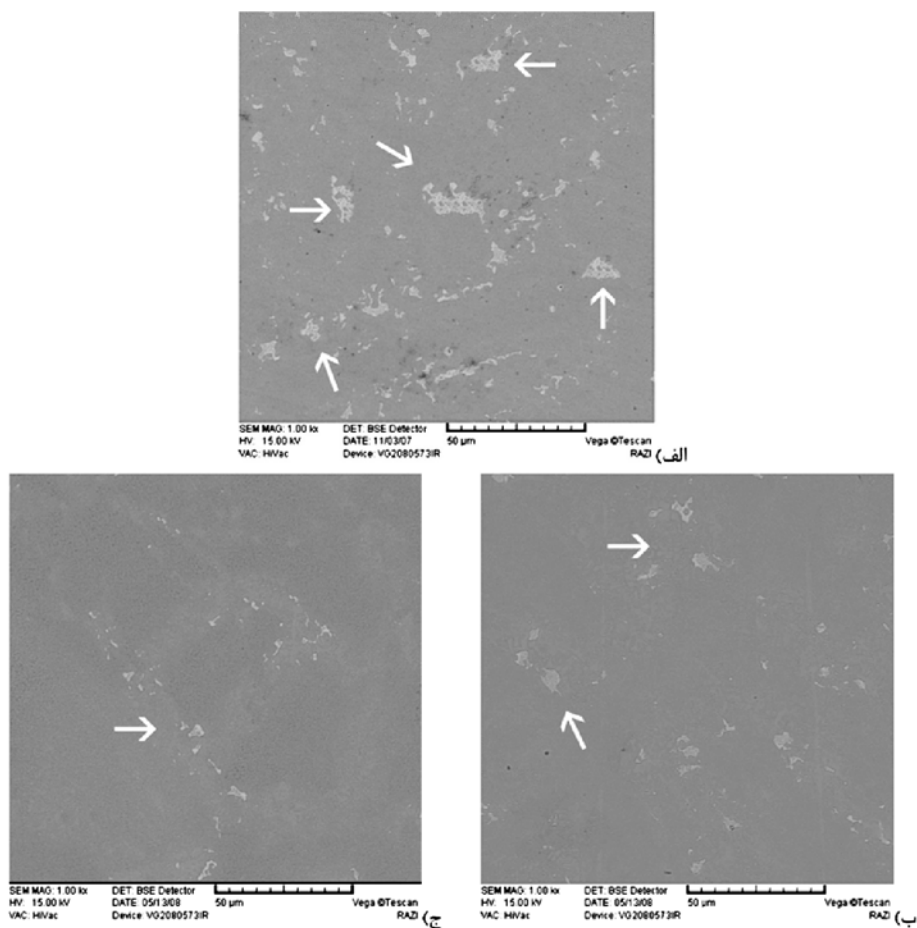
بررسی بر روی نمونه‌های کارگرم شده از منظر ریزساختاری، ساختار کریستالی و خواص مکانیکی انجام شد، که در ذیل به هر یک از این بخشها به طور مجزا پرداخته می‌شود.



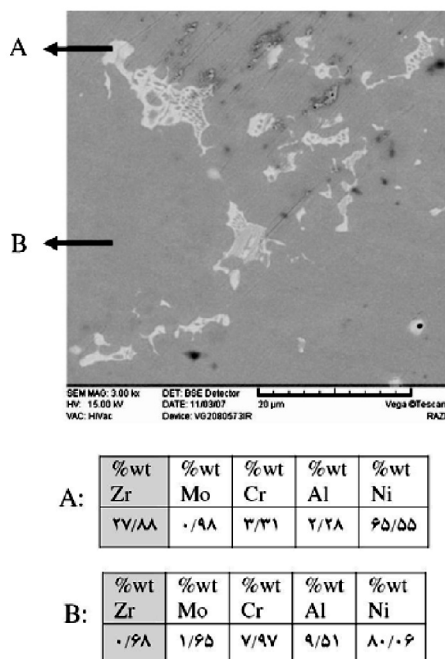
شکل ۲ تصویر میکروسکوپ نوری (الف) نمونه ریختگی (ب) نمونه کار گرم شده HP 4 (ج) نمونه پرس گرم دو مرحله‌ای HP 6

در شکل ۲- (ب) تصویر میکروسکوپ نوری و در شکل ۳- (ب) تصویر SEM از نمونه کار گرم شده HP4 نشان داده شده است. چنان که از مقایسه این شکل‌ها با ریزساختار ریختگی مندرج در شکل ۲- (الف) و ۳- (الف) برمی آید، با اعمال فرآیند پرس گرم میزان مناطق یوتکتیکی در ریزساختار، کاهش یافته است. در تحقیقات قبلی، عملیات حرارتی آلیاژ NiAl8Cr8MoZrB (IC-221M) با هدف انحلال مناطق یوتکتیکی در زمینه، در دمای ۱۱۰۰ درجه

در شکل ۲- (ب) تصویر میکروسکوپ نوری و در شکل ۳- (ب) تصویر SEM از نمونه کار گرم شده HP4 نشان داده شده است. چنان که از مقایسه این شکل‌ها با ریزساختار ریختگی مندرج در شکل ۲- (الف) و ۳- (الف) برمی آید، با اعمال فرآیند پرس گرم میزان مناطق یوتکتیکی در ریزساختار، کاهش یافته است. در تحقیقات قبلی، عملیات حرارتی آلیاژ NiAl8Cr8MoZrB (IC-221M) با هدف انحلال مناطق یوتکتیکی در زمینه، در دمای ۱۱۰۰ درجه



شکل ۳ تصویر SEM (الف) نمونه ریختگی (ب) نمونه کار گرم شده HP 4 و (ج) نمونه پرس گرم دو مرحله‌ای HP 6



شکل ۴ آنالیز ترکیبی نقطه‌ای (EDAX) از مناطق جدایش یافته یوتکتیکی سفید رنگ و زمینه آلیاژ ریختگی

۲-۳ بررسی ساختار کریستالی

بررسی نمونه‌هایی که مطابق شرایط جدول ۲ و شکل ۱ تحت عملیات کار گرم قرار گرفتند، از منظر کرنش شبکه و نظم کریستالی انجام شد. به طور کلی، یکی از مهمترین پارامترهایی که در حین عملیات ترمومکانیکی برای بررسی میزان پیشرفت فرآیند و نیز تحلیل خواص نهایی مورد نظر است، کرنش شبکه کریستالی است. برای اندازه‌گیری کرنش شبکه، روابط متنوعی از سوی محققان مختلف ارایه شده است [۱۶]. یکی از بهترین روش‌های ارایه شده برای محاسبه کرنش شبکه، رابطه ویلیامسون-هال (Williamson-Hall) است که در جدول ۳ نتایج محاسبه کرنش نمونه‌های کار گرم شده بر اساس این رابطه، آورده شده است.

از طرفی بررسی‌های ریزساختاری بر روی نمونه‌های پرس دو مرحله‌ای نشان داد که در این فرآیند علاوه بر کاهش میزان فاز یوتکتیک، ماهیت ریزساختار نیز از حالت دندریتی به دانه‌بندی تغییر یافته است. تغییر ماهیت ریزساختار پس از فرآیند کار گرم دو مرحله‌ای از مقایسه شکل ۲- (ج) با ۲- (الف) و کاهش مناطق یوتکتیکی از مقایسه شکل ۳- (ج) با ۳- (الف) امکان‌پذیر است. علت کاهش مناطق یوتکتیکی و تغییر ماهیت ریزساختار در فرآیند پرس گرم دومرحله‌ای علی‌رغم نرخ کرنش بالاتر به مکانیزم تبلور مجدد دینامیک باز می‌گردد. در طی این فرآیند، بعد از اعمال کرنش مرحله اول، مرزخانه‌ها فعال شده و با تغییر ضریب دیفوزیون، در طی زمان ماندگاری زمینه برای تغییر ماهیت، ریزساختار فراهم می‌شود [۱۴]. با اعمال کرنش مجدد، ماهیت دندریتی تغییر یافته و بیشتر مناطق یوتکتیکی در زمینه، انحلال می‌یابند.

جدول ۳ مقایسه کرنش شبکه کریستالی نمونه‌های کار گرم شده

HP6	HP5	HP4	HP3	HP2	HP1	کد نمونه
۰/۰۹۳	۰/۰۶۹	۰/۰۸۵	۰/۰۶۵	۰/۰۹۶	۰/۰۷۱	کرنش شبکه کریستالی

علت کاهش نظم، ایجاد اعوجاج شبکه کریستالی (جدول ۴) پس از کار گرم است. از نتایج جدول ۴ مشاهده می‌شود با افزایش کرنش شبکه از HP1 به HP2 و از HP3 به HP4 نظم کریستالی کاهش و با افزایش دمای کار گرم، از نمونه HP1 به HP3 و نمونه HP2 به HP4 نظم کریستالی تا حدودی افزایش یافته است. علت کاهش نظم کریستالی با افزایش کرنش اعمالی، تغییرات شبکه کریستالی بعد از کارگرم می‌باشد. ضمن آن که در کرنش اعمالی ثابت، افزایش دمای کارگرم تا حدودی باعث بازیابی نظم می‌گردد. همین روند برای نمونه‌های پرس دومرحله‌ای نیز صادق است. بدین معنا که با افزایش کرنش اعمالی از نمونه HP5 به HP6 نظم کریستالی کاهش یافته است.

بنابراین اثر کار گرم بر ساختار کریستالی آلیاژ $NiAl_{18}Cr_8MoZrB$ (IC-221M) را می‌توان بدین نحو خلاصه نمود که با افزایش کرنش اعمالی، کرنش شبکه کریستالی افزایش و نظم کریستالی کاهش می‌یابد. همچنین با افزایش دمای کارگرم از ۱۰۰۰ به ۱۱۰۰ درجه سانتیگراد، کرنش شبکه کریستالی کاهش و نظم کریستالی تا حدودی افزایش می‌یابد.

۳-۳ بررسی خواص مکانیکی

سختی نمونه‌های کارگرم شده بررسی و نتایج آن در جدول ۵ آمده است. چنانکه از این جدول پیداست، اولاً سختی تمامی نمونه‌های کارگرم شده، نسبت به حالت ریختگی افزایش یافته است. ثانیاً قابل مشاهده است، با افزایش کرنش نهایی از نمونه HP1 به HP2 و نیز HP3 به HP4 سختی به طرز محسوسی افزایش یافته است. همین روند برای نمونه‌های HP5 به HP6 تکرار شده است. بنابراین می‌توان ادعان کرد، مهمترین عامل مؤثر بر میزان سختی پس از کار گرم، میزان کرنش اعمالی است و سختی نمونه در تناسب مستقیم با میزان کرنش اعمال شده می‌باشد.

نتایج به دست آمده نشان می‌دهد، با افزایش کرنش اعمالی در نمونه‌های HP2، HP4 و HP6 به ترتیب نسبت به نمونه‌های HP1، HP3 و HP5، کرنش شبکه کریستالی افزایش می‌یابد. هر چند با افزایش دما، در کرنش اعمالی مشابه برای نمونه HP4 نسبت به نمونه HP2 و HP3 نسبت به HP1 کرنش شبکه کریستالی کمتری ایجاد شده است. علت افزایش کرنش شبکه کریستالی با افزایش کرنش اعمالی، افزایش اعوجاجات شبکه کریستالی است و علت کاهش کرنش شبکه کریستالی با افزایش دما، کاهش اعوجاجات شبکه در دماهای بالاتر در حین کارگرم می‌باشد. همین روند برای نمونه‌هایی که تحت فرآیند پرس گرم دومرحله‌ای قرار گرفتند (HP5 و HP6) قابل مشاهده است، که در آنها با افزایش کرنش اعمالی از HP5 به HP6 کرنش شبکه افزایش می‌یابد.

از طرفی با توجه به ساختار کریستالی منظم ترکیبات آلومیناید نیکل، بررسی تغییرات نظم کریستالی در حین فرآیند ترمومکانیکی دارای اهمیت است. در این پژوهش برای محاسبه پارامتر نظم در ساختار کریستالی Ni_3Al از رابطه زیر استفاده شده است:

$$S^2 = \frac{\left(\frac{I_{Sup}}{I_{Fun}} \right)_{Obs}}{\left(\frac{I_{Sup}}{I_{Fun}} \right)_{Std}} \quad (1)$$

در این رابطه S پارامتر نظم، I_{Sup} و I_{Fun} به ترتیب شدت پیکهای ابرشبه و پایه و اندیسهای Obs و Std به ترتیب مربوط به نمونه‌های آزمایشگاهی و نمونه استاندارد در کارت JCPDS مربوطه می‌باشد [۱۶].

جدول ۴ پارامتر نظم شبکه کریستالی نمونه‌های کارگرم شده، در قیاس با نمونه ریختگی را نشان می‌دهد. چنانکه از این جدول پیداست، میزان نظم کریستالی در تمامی نمونه‌ها نسبت به نمونه ریختگی تا حدودی کاهش یافته است.

جدول ۴ مقایسه نظم شبکه کریستالی نمونه‌های کار گرم شده

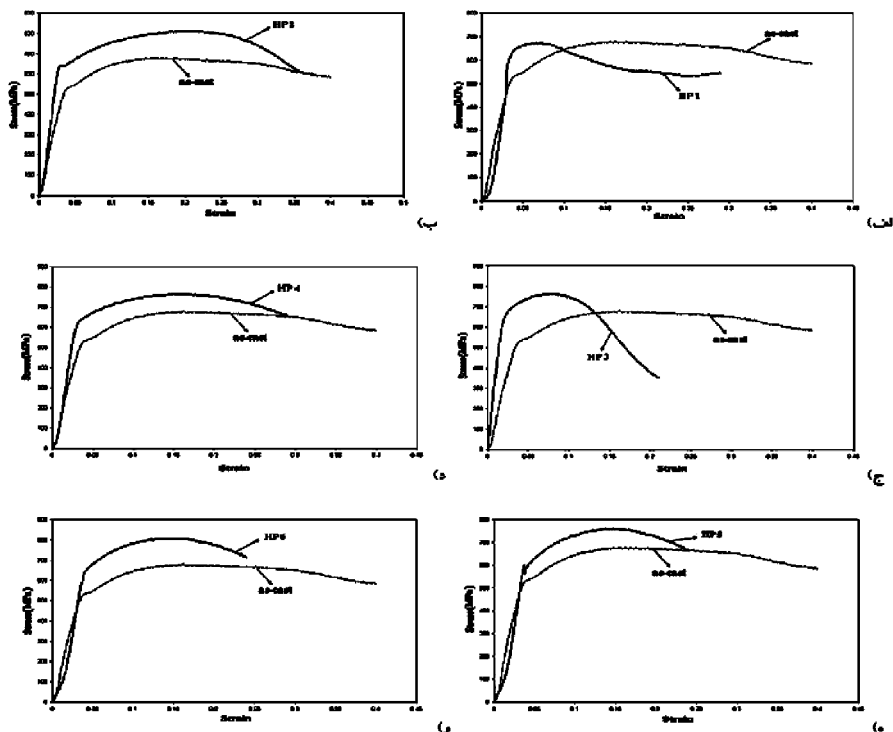
کد نمونه	ریختگی	HP1	HP2	HP3	HP4	HP5	HP6
پارامتر نظم شبکه کریستالی	۰/۷۴۱	۰/۶۵۲	۰/۴۹۸	۰/۶۸۲	۰/۵۱۰	۰/۶۹۵	۰/۵۵۲

جدول ۵ مقایسه سختی نمونه‌های کارگرم شده

HP6	HP5	HP4	HP3	HP2	HP1	ریختگی	کد نمونه
۳۵۵	۳۴۰	۳۴۶	۳۲۵	۳۵۰	۳۳۰	۳۲۰	سختی (ویکرز)

توجه به انحلال مناطق یوتکتیکی رخ داده است شکل ۵- (ب) و (و). لازم به ذکر است مطابق شواهد موجود، مهمترین عامل کاهش خواص مکانیکی دمای بالای آلیاژ حضور فاز یوتکتیک با دمای ذوب پایین است که به عنوان مکانهای اولیه ترک عمل می‌کند [۱۰]. از طرفی روند بهبود خواص مکانیکی دمای بالا در نمونه‌های پرس گرم دومرحله‌ای نیز رخ داده است شکل ۵- (ه) و (و). این درحالی است که در این نمونه‌ها با توجه به افزایش نرخ کرنش، زمان فرآیند کوتاهتر بوده است. اما با توجه به مکانیزم تبلور مجدد دینامیک و شرایط تنشی اعمال شده، مناطق یوتکتیکی در ریزساختار این نمونه‌ها حل شده و افزایش خواص مکانیکی در دمای ۱۰۰۰ درجه سانتیگراد برای این نمونه‌ها نیز رخ داده است.

نهایتاً تغییرات خواص مکانیکی فشاری در دمای ۱۰۰۰ درجه سانتیگراد برای نمونه‌های کارگرم شده HP1 تا HP6 در شکل ۵ آمده است. چنانکه از این شکل برمی‌آید، در تمامی حالت‌های کارگرم، استحکام تسلیم و نهایی. نمونه‌های کار شده نسبت به نمونه ریختگی بیشتر است. هر چند در نمونه‌هایی که ۵ درصد کرنش در آنها اعمال شده است شکل ۵- (الف) و (ج)، با توجه به افزایش کرنش شبکه از یک سو و عدم انحلال کافی مناطق یوتکتیکی در زمینه به دلیل زمان کم فرآیند، رفتار ماده تا حدودی تردتر از دیگر نمونه‌های کارگرم است. این در حالی است که در نمونه‌هایی که ۲۵٪ کرنش را در دمای ۱۰۰۰ و ۱۱۰۰ درجه سانتیگراد پشت سر گذاشته‌اند، افزایش خواص مکانیکی با



شکل ۵ نمودار تنش بر حسب کرنش فشاری در دمای ۱۰۰۰ درجه سانتیگراد برای نمونه HP 1 (الف)، نمونه HP 2 (ب)، نمونه HP 3 (ج)، نمونه HP 4 (د)، نمونه HP 5 (ه) و نمونه HP 6 (و)

۴- نتیجه گیری

نتایج به دست آمده در این پژوهش نشان داد با اعمال فرآیند پرس گرم با نرخ کرنش کم و نیز با اعمال پرس گرم دو مرحله‌ای می‌توان مناطق یوتکتیکی موجود در ریز ساختار ریختگی آلیاژ پایه نیکلی (IC-) NiAl8Cr8MoZrB (221M) را کاهش داد. از طرفی مشخص شد، در طی فرآیند پرس گرم دو مرحله‌ای به دلیل مکانیزم تبلور مجدد دینامیک، ماهیت دندریتی ریزساختار نیز به دانه‌بندی تغییر می‌کند. بررسی ساختار کریستالی نمونه‌های کارگرم شده هم نشان داد با اعمال کرنش، اعوجاج شبکه کریستالی افزایش و پارامتر نظم ساختار کاهش می‌یابد و با افزایش دما، اعوجاج شبکه کاهش و نظم تا حدودی افزایش می‌یابد. بررسی خواص مکانیکی نمونه‌های مختلف نیز نشان داد، پس از فرآیند کارگرم، سختی و خواص مکانیکی فشاری در دمای ۱۰۰۰ درجه سانتیگراد افزایش یافته است. همچنین مشخص شد، افزایش خواص مکانیکی در دمای بالا، متناسب با کرنش اعمالی و میزان انحلال مناطق یوتکتیکی در ریزساختار آلیاژ رخ داده است.

مراجع

- [5] Cermak J., Ruzickovi A., Pokorni, "Grain-boundary diffusion of chromium in Ni₃Al intermetallic modified by Fe, Cr and Zr", *Intermetallics* 6, 1998, pp. 437-443.
- [6] Jong-Hoon L., Byung-Hak Ch., Zin-Hyoung L., Hak-Min K., "Effect of Zirconium in Two Phase (NiAl / Ni₃Al) Alloy", *Scripta Materialia* Vol. 40, No. 7, 1999, pp. 853-857.
- [7] Santella M.L., Sikka V.K., "Weldable nickel aluminide alloy", US patent 6482355, 2002.
- [8] Sikka V.K., Deevi S.C., Viswanathan a S., Swindeman R.W., Santella M.L., "Advances in processing of Ni₃Al-based intermetallics and applications", *Intermetallics* 8, 2000, pp. 1329-1337.
- [9] Sikka V.K., Santella M.L., Angelini P., Mengel J., Petrusha R., Martocci A.P., Pankiw R.I., "Large-Scale manufacturing of nickel aluminide transfer rolls for steel austenitizing furnaces", *Intermetallic* 12, 2004, pp. 834-844
- [10] Lee M.L., Santella, Anderson I.M., Pharr G.M., "Thermal aging effects on the microstructure and short-term oxidation behavior of a cast Ni₃Al alloy", *Intermetallics* 13, 2005, pp. 187-196.
- [11] Hadi M., Kamali A.R., Banna H., Hadavi S.M., "Investigation on Forgability of IC-221M Alloy", Unpublished.
- [12] Parsad Y.V.R.K., Sasidhara S., Sikka V.K., "Characterization of mechanisms of hot deformation of as-cast nickel aluminide alloy", *Inetrmetallic* 8, 2000, pp. 987-995.
- [13] Schneibel J.H., Proter W.D., Horton J.A., "Plastic Flow and Microstructure of cast Nickel Aluminide at 1273 K", *Metallurgical Transaction A*, 1986, pp. 2157-2162.
- [14] Park N.K., Kim I.S., Na Y.S., Yeom J.T., "Hot forging of a nickel-base superalloy", *Journal of Materials Processing Technology* 111, 2001, pp. 98-102
- [15] "Casting Nickel Aluminum ordered alloy", *ASTM A1002-99*, 2006.
- [16] Suryanarayana C., "Mechanical Alloying and Milling", Marcel Dekker, New York, 2004.
- [1] Deevi S.C., Sikkat V.K., Liu C.T., "Processing, Properties, and Applications of Nickel and Iron Aluminides", *Progress in Materials Science* Vol.42, 1997, pp. 177-192.
- [2] Deevi S.C., Sikka V.K., "Nickel and iron aluminides: an overview on properties, processing, and applications", *Intermetallics* 4, 1996, pp. 357- 375.
- [3] Yamaguchi M., Inui H., Ito K., "High-Temperature Structural Intermetallics", *Acta Mater.* 48, 2000, pp. 307-322.
- [4] Liu C.T., Pope D.P., "Ni₃Al and its alloys", *Intermetallic Compounds: principles and practice*, Vol. 2-Practice, Edited By J.H. Westbrook and R.L. Fleischer, Chapter 2, 1994, pp. 17-51, J. Wileyand Sons, Chichester, UK.