

## بررسی رفتار تغییر شکل گرم سوپرآلیاژ Haynes 25 از طریق آزمایش کشش گرم

مهدی سمیعی زفرقندی و سیدمهدی عباسی\*

مجمع دانشگاهی مواد و فناوری‌های ساخت، دانشگاه صنعتی مالک اشتر تهران

(دریافت مقاله: ۱۳۹۷/۵/۹ - دریافت نسخه نهایی: ۱۳۹۸/۱/۲۵)

**چکیده-** در این پژوهش، رفتار تغییر شکل سوپرآلیاژ پایه کبالت Haynes 25 در محدوده دمایی ۹۵۰-۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد از طریق آزمایش کشش گرم در نرخ کرنش ۰/۱ بر ثانیه بررسی می‌شود. بررسی‌های ترمودینامیکی نشان داد که دو نوع کاربید  $M_6C$  و  $M_{23}C_6$  به ترتیب در محدوده دمایی زیر ۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد و بالای ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد در آلیاژ Haynes 25 پایدار هستند. منحنی‌های تنش-کرنش حاکی از یک روند غیرعادی میزان کرنش شکست برای آلیاژ گفته شده بود، بدین ترتیب که با افزایش دما از ۹۵۰ به ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد کرنش شکست کاهش و با افزایش مجدد دما افزایش یافت. ملاحظه شد که در محدوده دمایی حدود ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد افزایش کسر حجمی کاربیدهای  $M_6C$  غنی از تنگستن، سبب کاهش میزان انعطاف‌پذیری آلیاژ می‌شود. همچنین بررسی‌های ریزساختاری نشان داد که در دمای ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد دانه‌های تبلور مجدد دینامیکی در اطراف کاربیدها و مرزهای اولیه جوانه‌زده و رشد کرده‌اند. وقوع تبلور مجدد دینامیکی سبب بهبود انعطاف‌پذیری از طریق مکانیزم ریزدانه‌سازی می‌شود. بنابراین دمای ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد بالاترین میزان انعطاف‌پذیری را نسبت به دیگر دماها از خود نشان داد.

واژه‌های کلیدی: سوپرآلیاژ، تغییر شکل گرم، کاربید، انعطاف‌پذیری، تبلور مجدد دینامیکی.

## Hot Deformation Behavior of Haynes 25 by the Hot Tensile Test

M. Samii Zafarghandi and S. M. Abbasi\*

Metallic Materials Research Center, Malek Ashtar University of Technology, Tehran, Iran.

**Abstract:** In the present work, hot tensile behavior of Haynes 25 Co-base alloy was investigated in the temperature range of 950-1200 °C and 0.1 s<sup>-1</sup>. Thermodynamic calculations showed that M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> and M<sub>6</sub>C carbides were stable below 1000 °C and above 1050 °C, respectively. Stress-strain curves also indicated an unusual trend of strain fracture. It was observed that with increasing temperature from 950 to 1050 °C, the fracture strain was decreased, while it was raised above 1050 °C again. Increasing the volume fraction of M<sub>6</sub>C carbide rich in Tungsten resulted in the loss of ductility. Also, microstructural evaluations showed dynamic recrystallization (DRX) grains were nucleated and growth was around carbides and the initial grains at 1150 °C. Occurrence of DRX led to the improvement of ductility via grain refinement mechanism, so this alloy had the highest level of ductility at 1150 °C

**Keywords:** Superalloy, Hot deformation, Carbide, Ductility, Dynamic recrystallization.

\*: مسئول مکاتبات، پست الکترونیکی: Sma.abbasi@mut.ac.ir

یکنواخت دانه‌ها با اندازه متوسط ۱۰ میکرومتر می‌شود. ریزساختارهای آلیاژ Haynes 25 پس از آزمایش فشارگرم در میزان کرنش‌های مختلف مورد بررسی قرار گرفت و ملاحظه شد که در دمای ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش ۰/۰۰۱ بر ثانیه دانه‌های جدید تبلور مجدد یافته حدود ۹۰ درصد از ساختار را پس از اعمال کرنش ۰/۶۹ ( $\epsilon=0/69$ ) در بر گرفته‌اند [۱۰].

با توجه به اهمیت کاربرد آلیاژ Haynes 25 در صنایع نظامی و پزشکی، تولید و بهینه‌سازی خواص مکانیکی آن می‌تواند کمک زیادی به صنایع یاد شده کند. تاکنون پژوهش‌هایی در خصوص بررسی رفتار تغییرشکل سوپرآلیاژ Haynes 25 در شرایط کار شده<sup>۴</sup> صورت گرفته است، اما در مورد چگونگی تبدیل ساختار ریختگی به کار شده آلیاژ گفته شده گزارشی ارائه نشده است. هدف از پژوهش حاضر بررسی رفتار تغییر شکل آلیاژ ریختگی Haynes 25 در دماهای مختلف است. همچنین میزان انعطاف‌پذیری (داکتیلیته) در دماهای مختلف تغییر شکل از دیگر موارد مهم تولید آلیاژ است که در این پژوهش به‌طور مفصل مورد بحث و مطالعه قرار گرفته است.

## ۲- مواد و روش پژوهش

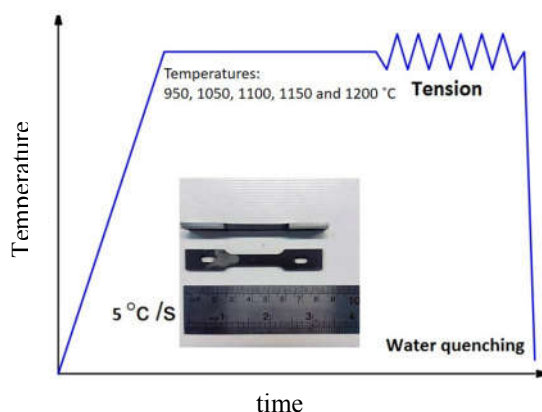
شمش آلیاژ Haynes 25 از طریق ذوب در کوره القایی تولید شد. یک مرحله تصفیه‌سازی تحت سرباره الکتریکی<sup>۵</sup> برای از بین بردن ناخالصی‌ها انجام و شمش حاصل به ابعاد ۱۵۰×۷۵×۶۰ میلی‌متر تولید شد. سپس برای از بین بردن گرادیان غلظتی و همچنین ناخالصی‌ها یک مرحله عملیات همگن‌سازی در دمای ۱۱۸۰ درجه سانتی‌گراد به مدت سه ساعت و سرمایش در آب روی ماده اولیه اعمال شد.

جدول (۱) ترکیب شیمیایی آلیاژ تولید شده را با استاندارد گزارش شده برای آلیاژ Haynes 25 [۱۱] مقایسه می‌کند. نمونه‌های آزمایش کشش گرم مطابق استاندارد ASTM E8 [۱۲] توسط دستگاه وایرکات از شمش آلیاژ برش خوردند. آزمایش کشش گرم در نرخ کرنش ثابت ۰/۱ بر ثانیه و در

سوپرآلیاژ Haynes 25 (L-605) یکی از مهم‌ترین آلیاژهای پایه کبالت بوده که کاربردهای دما بالا دارد. آلیاژ مذکور در محفظه احتراق و کانال‌های انتقال گاز موتورهای هوایی مورد استفاده قرار می‌گیرد. همچنین از آلیاژ گفته شده به دلیل مقاومت به خوردگی و زیست‌سازگاری مناسب در ساخت تجهیزات پزشکی نظیر Stent (برای جلوگیری از رگ‌های قلبی و عروقی) استفاده می‌شود [۱ و ۲]. روش تولید این آلیاژ کارگرم<sup>۱</sup> بوده و در موارد کمتر از طریق کار سرد و به دنبال آن آنیل انحلالی تولید می‌شود. ریزساختار آلیاژ در حالت آنیل انحلالی شده شامل زمینه آستنیتی  $\gamma$  (FCC) همراه با توزیع پراکنده کاربیدهای  $M_{23}C_6$  و  $M_6C$  (که در آن M یک یا چند عنصر فلزی بوده) است [۳ و ۴]. پیرسازی طولانی‌مدت در دماهای کمتر از ۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد می‌تواند سبب رسوب فاز بین فلزی لاوه<sup>۲</sup> با ترکیب  $Co_2W$  شود که این فاز شبکه کریستالی پیچیده‌ای دارد و بسیار ترد بوده که می‌تواند اثرات مخربی روی خواص مکانیکی داشته باشد [۵ و ۶]. متغیرهای فرایند تولید آلیاژ می‌توانند تأثیر بسزایی روی خواص مکانیکی نهایی داشته باشند، بنابراین ریزساختار آلیاژ حین فرایند تولید باید بررسی و کنترل شود. در مورد آلیاژ Haynes 25 اصلی‌ترین پارامتر قابل کنترل اندازه دانه‌های تبلور مجدد یافته است [۷]. در آزمایش کشش گرم برای برخی از سوپرآلیاژهای پایه نیکل و آلیاژهای با بی-نظمی بالا<sup>۳</sup> ملاحظه شد که با افزایش دما یک روند غیرعادی در کرنش شکست به وجود آمده است، یعنی با افزایش دما کرنش شکست کاهش و سپس افزایش یافته است [۸ و ۹]. همچنین نتایج آزمایش فشار گرم برای آلیاژ Haynes 25 در محدوده دمایی ۱۲۰۰-۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش ۰/۰۰۱-۱۰ بر ثانیه نشان داد که با افزایش نرخ کرنش، استحکام آلیاژ افزایش می‌یابد. از ریزساختارهای آلیاژ پس از آزمایش فشارگرم، مشاهده شد که برای دماهای بیش از ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش‌های کمتر از ۰/۱ بر ثانیه یا بیشتر از ۱ بر ثانیه وقوع تبلور مجدد دینامیکی منجر به ساختاری با توزیع

جدول ۱- درصد وزنی ترکیب شیمیایی عناصر موجود در آلیاژ و مقایسه آن با استاندارد

نام عنصر	Cr	W	Ni	Fe	Mn	Si	C	Co
محدوده استاندارد	۱۹-۲۱	۱۴-۱۶	۹-۱۱	<۳	۱-۲	<۰/۵	۰/۰۵-۰/۱۵	باقی مانده
نمونه پژوهش	۱۹/۳۰	۱۴/۷	۱۰/۳۵	۱/۰۶	۱/۰۱	۰/۲۱	۰/۱۱	باقی مانده



شکل ۱- طرح‌واره فرایند آزمایش کشش گرم

در شکل (۲) نشان داده شده است. دانه‌های درشت حاصل از انجماد همراه با کاربیدهای غنی از تنگستن به شکل جزیره‌ای در نقاط مختلف زمینه مشاهده می‌شوند. توزیع و پراکندگی مناسب کاربیدها می‌تواند سبب بهبود خواص کششی شود [۳، ۱۳ و ۱۴]. عناصری از قبیل Co، Ni و Mn در زمینه آستنیتی به صورت محلول جامد هستند و دیگر عناصر مانند Cr و W که تمایل بیشتری به واکنش با کربن داشته به شکل ترکیبات کاربیدی در ساختار حضور دارند.

### ۲-۳- فازهای موجود

تحولات فازهای موجود با تغییرات دما، توسط نرم‌افزار JMat pro برای آلیاژ 25 Haynes بررسی و در شکل (۳) نشان داده شده است. ملاحظه می‌شود که دو نوع کاربید  $M_6C$  و  $M_{23}C_6$  هر کدام در محدوده دمایی مشخص می‌توانند از زمینه آستنیتی رسوب کنند. حضور دو نوع کاربید گفته شده برای آلیاژ 25 Haynes در دیگر گزارش‌ها نیز تأیید شده است [۴ و ۱۵]. با افزایش دما به بیش از ۹۵۰ درجه سانتی‌گراد به میزان قابل توجهی از درصد وزنی کاربیدهای  $M_{23}C_6$  کاسته شده و کاربیدهای نوع  $M_6C$  در

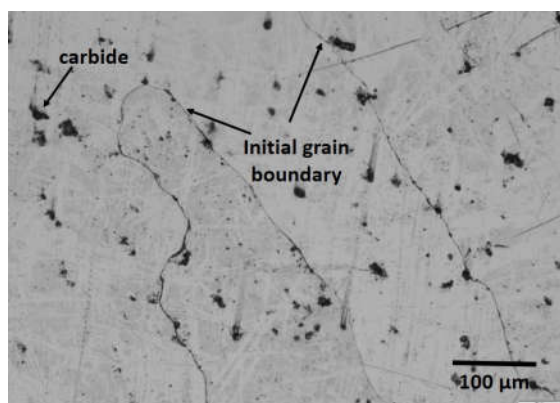
دماهای ۹۵۰، ۱۰۵۰، ۱۱۰۰، ۱۱۵۰ و ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد توسط دستگاه Instron 8502 و تا مرحله شکست انجام شد. نمونه‌ها به مدت ۱۰ دقیقه در دمای آزمایش نگهداری و سپس نیروی کششی به آنها اعمال شد. شکل (۱) طرح‌واره فرایند آزمایش را نشان می‌دهد.

فازهای ثانویه در نمونه ریختگی توسط آزمون طیف پراش انرژی (EDS) شناسایی شدند. علاوه بر این رسوب فازهای ثانویه و تبدیل آنها در دماهای مختلف از طریق نرم‌افزار JMat pro مورد بررسی قرار گرفت. نمونه‌ها پس از پولیش توسط خمیر الماس یک میکرون در محلولی با ترکیب شیمیایی 10ml HCl 37%+3ml H<sub>2</sub>O<sub>2</sub> و به مدت ۱۰ تا ۱۵ ثانیه حکاکی شدند. ریزساختار نمونه‌ها توسط میکروسکوپ نوری مدل Olympus BX51 و میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مدل TeScan VEGA3 مشاهده و بررسی شد.

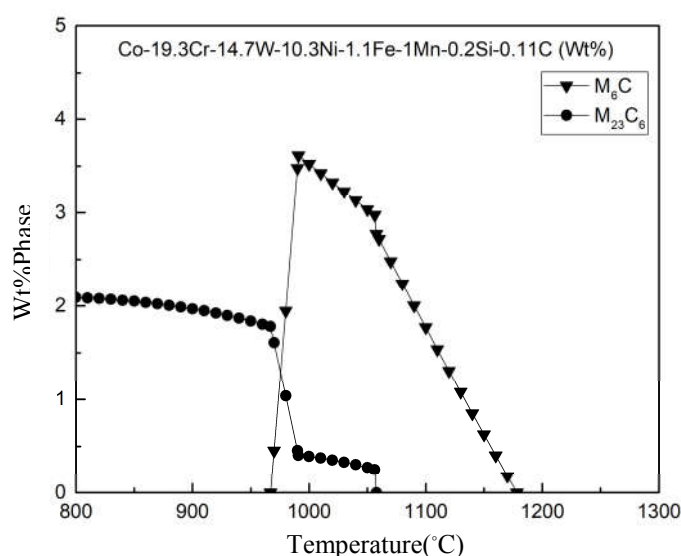
### ۳- نتایج و بحث

#### ۳-۱- ریزساختار اولیه

ریزساختار آلیاژ 25 Haynes در شرایط ریختگی و همگن شده



شکل ۲- ریزساختار نوری نمونه ریختگی و همگن شده آلیاژ 25 Haynes



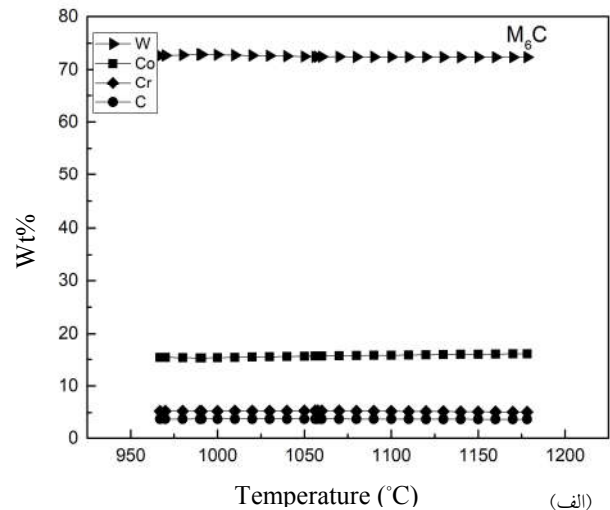
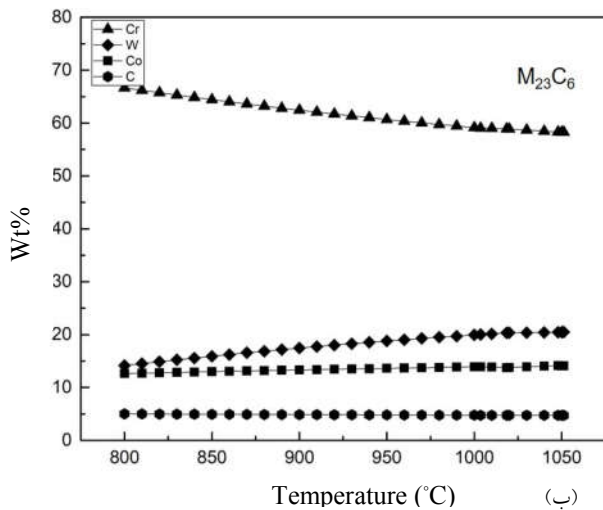
شکل ۳- کاربیدهای موجود در آلیاژ 25 Haynes در محدوده دمایی مختلف (به دست آمده از نرم افزار JMat pro)

است. به عبارت دیگر با افزایش دما، کروم به زمینه پس زده شده است. شکل (۴-ب) تغییرات ترکیب شیمیایی کاربیدهای  $M_6C$  را نشان می دهد. کاربیدهای مذکور غنی از تنگستن بوده و در دماهای بالاتری نسبت به کاربید  $M_{23}C_6$  پایدار هستند. ترکیب شیمیایی کاربید نوع  $M_6C$  ثابت و مستقل از دما است.

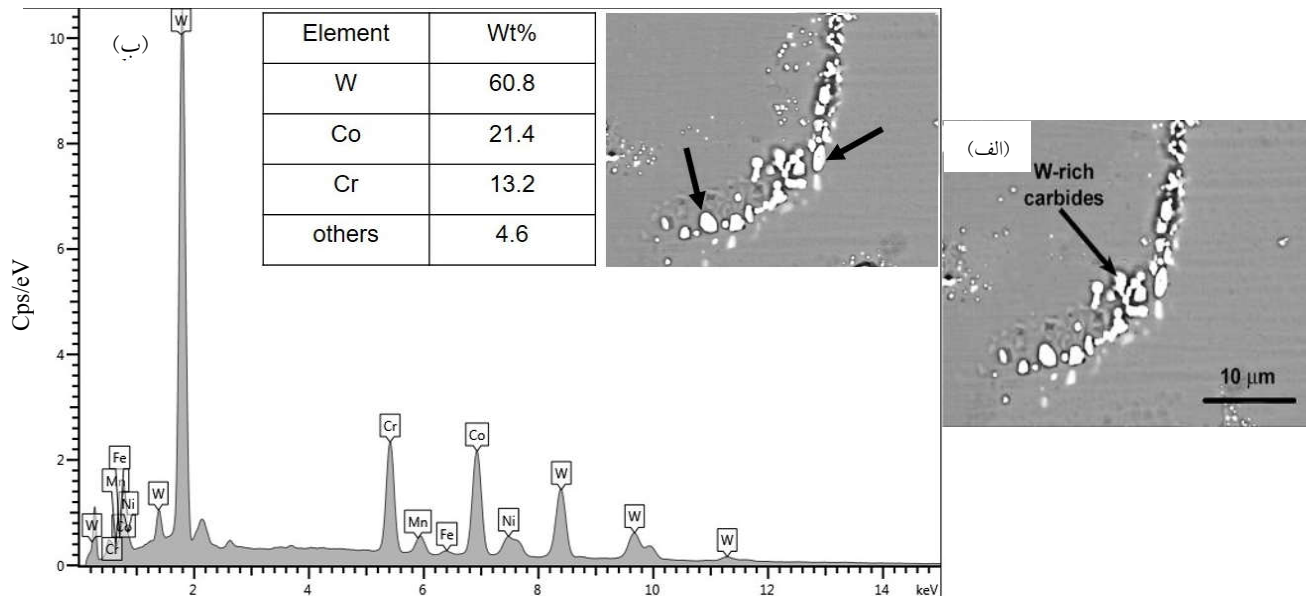
شکل (۵-الف) ریزساختار حاصل از میکروسکوپ الکترونی روبشی را از کاربیدهای موجود در ساختار ریختگی و همگن شده آلیاژ 25 Haynes نشان می دهد. کاربیدهای کروی با متوسط اندازه  $2 \pm 0.5$  میکرومتر به صورت پراکنده در ساختار حضور دارند. همچنین شکل (۵-ب) آنالیز طیف پراش انرژی

ساختار رسوب می کنند. در محدوده دمایی  $1050$  تا  $1000$  درجه سانتی گراد کاربیدهای  $M_6C$  با کسر حجمی زیادی رسوب می کنند، همچنین باقی مانده کاربیدهای نوع  $M_{23}C_6$  در این محدوده دمایی به طور کامل انحلال می یابد. با افزایش مجدد دما از  $1050$  تا حدود  $1185$  درجه سانتی گراد کاربیدهای نوع  $M_6C$  نیز با سیر نزولی کاملاً در زمینه حل می شوند.

شکل (۴) ترکیب شیمیایی کاربیدهای یاد شده و تغییرات آنها با دما را نشان می دهد. در شکل (۴-الف) ملاحظه می شود که کاربید نوع  $M_{23}C_6$  غنی از Cr بوده و با افزایش دما از  $800$  تا  $1050$  درجه سانتی گراد میزان کروم آن کاسته شده و با تنگستن جایگزین شده



شکل ۴- ترکیب شیمیایی کاربیدهای موجود در آلیاژ Haynes 25 و تغییرات آن با دما (الف)  $M_{23}C_6$  و (ب)  $M_6C$ ، به دست آمده از نرم افزار JMat pro



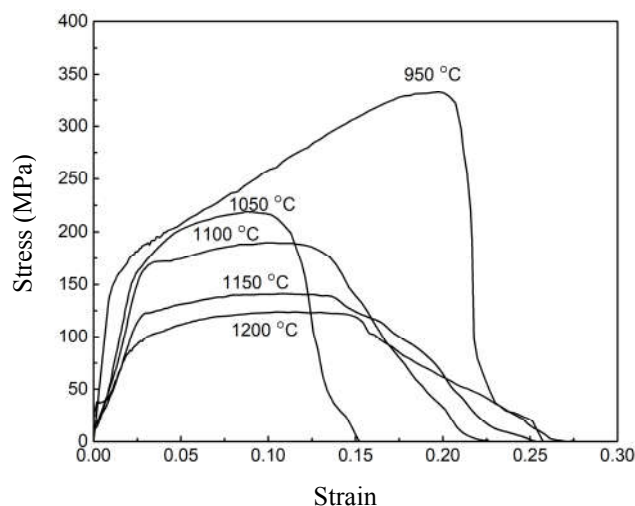
شکل ۵- (الف) ریزساختار میکروسکوپی الکترونی روبشی از آلیاژ Haynes 25 در حالت ریختگی و همگن شده و (ب) آنالیز طیف پراش انرژی از ذره نشان داده شده

Haynes 25 نشان می دهد. ملاحظه می شود که دمای تغییر شکل تأثیر مهمی بر استحکام و انعطاف پذیری دارد. منحنی ها را پس از نقطه تسلیم می توان به دو ناحیه اصلی تقسیم کرد؛ ناحیه یک از نقطه تسلیم آغاز شده و تا نقطه تنش حداکثر ادامه می یابد. ناحیه گفته شده به منطقه تغییر شکل یکنواخت<sup>۱</sup> نیز شناخته شده است. مکانیزم اصلی تغییر شکل در این ناحیه، کارسختی

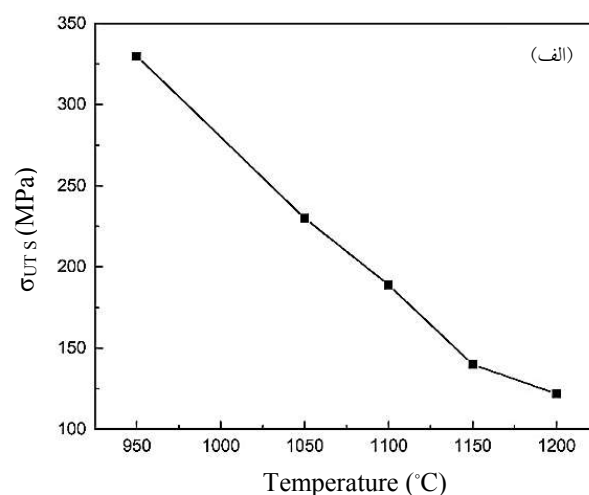
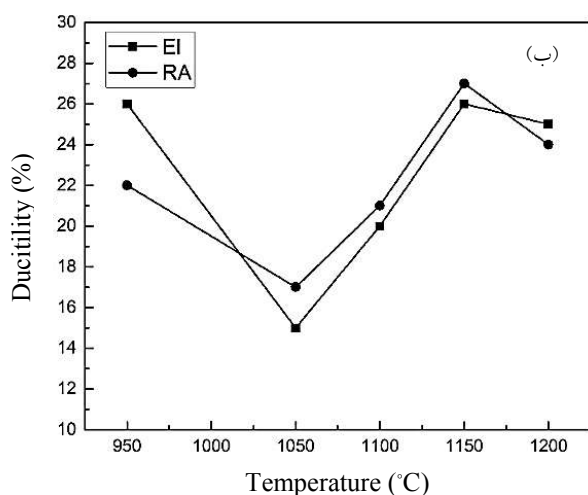
کاربیدهای موجود را نشان می دهد. ملاحظه شد که کاربیدهای موجود در ساختار غنی از تنگستن بوده و از نظر ترکیب شیمیایی به کاربیدهای  $M_6C$  نزدیک تر هستند [۱۶].

### ۳-۳- منحنی های تنش- کرنش

شکل (۶) منحنی های تنش- کرنش حقیقی را برای آلیاژ



شکل ۶- منحنی‌های تنش- کرنش حقیقی برای آلیاژ Haynes 25 در دماهای مختلف و نرخ کرنش ثابت ۱/۰ بر ثانیه

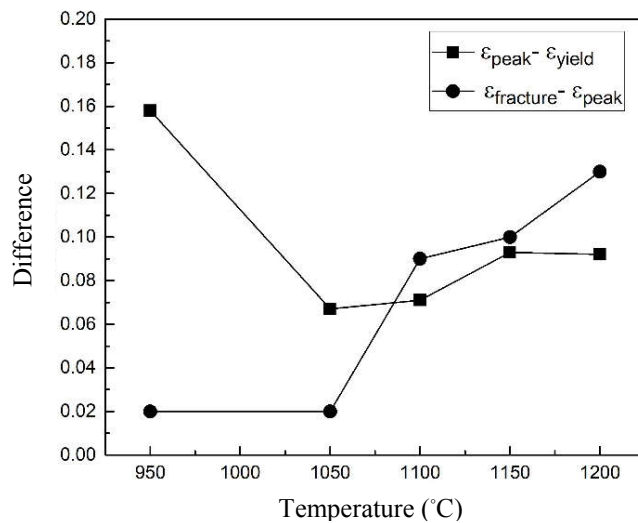


شکل ۷- الف) تغییرات تنش حداکثر با دما و ب) تغییرات داکتیلیته با دما برای آلیاژ Haynes 25

است. همچنین شکل (۷-ب) نشان می‌دهد که انعطاف‌پذیری با افزایش دما از ۹۵۰ به ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد کاهش یافته است. علت این کاهش، افزایش قابل ملاحظه میزان کاربیدهای  $M_6C$  در این محدوده دمایی است که قبلاً در شکل (۳) بررسی شد. گزارش شده است که افزایش میزان کاربیدهای  $M_6C$  در ساختار می‌تواند اثر نامطلوبی بر انعطاف‌پذیری داشته باشد [۶]. با افزایش دما به ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد کسر حجمی زیادی از کاربیدهای  $M_6C$  در زمینه حل شده و سبب افزایش مجدد انعطاف‌پذیری می‌شود. همچنین وقوع پدیده‌های ترمیم در

از طریق افزایش میزان و برخورد نابجایی‌ها با یکدیگر است. ناحیه دو نیز از بعد از تنش حداکثر آغاز شده و تا مرحله شکست ادامه خواهد یافت. این ناحیه نیز به منطقه تغییر شکل غیریکنواخت<sup>۹</sup> شناخته می‌شود. در این ناحیه مکانیزم اصلی تغییر شکل نرم‌شدن از طریق پدیده‌های بازبایی و تبلور مجدد دینامیکی است.

شکل (۷) نتایج به‌دست آمده از منحنی‌های تنش- کرنش را ارائه می‌دهد. در این شکل مشاهده می‌شود که با افزایش دما از ۹۵۰ تا ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد به‌واسطه تحرک بیشتر نابجایی‌ها و انحلال فازهای ثانویه، تنش سیلان کاهش یافته



شکل ۸- بررسی اختلاف بین کرنش نقطه حداکثر و تسلیم ( $\epsilon_{\text{yield}} - \epsilon_{\text{peak}}$ ) و نقطه شکست و حداکثر ( $\epsilon_{\text{fracture}} - \epsilon_{\text{peak}}$ ) برای آلیاژ Haynes 25 در دماهای مختلف آزمایش

دمای ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد نشان می‌دهد که این نمونه‌ها پس از گلویی شدن تنها کرنش اندکی را تحمل کرده و شکسته‌اند. پس از دمای ۱۰۵۰ با انحلال بیشتر کاربیدهای غنی از تنگستن  $M_6C$ ، میزان تغییر شکل پذیری افزایش می‌یابد.

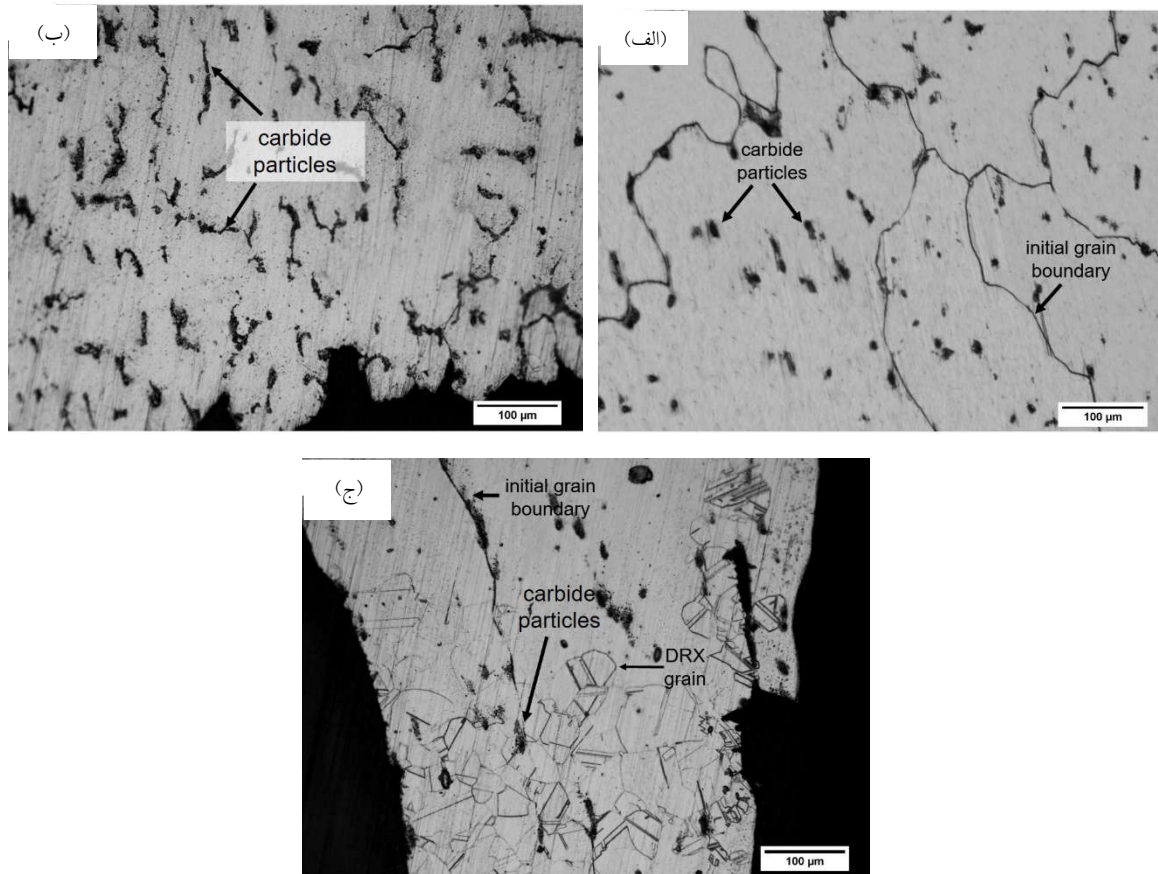
### ۳-۴- بررسی ریزساختار

شکل (۹) ریزساختارهای نوری نزدیک به ناحیه شکست را در راستای نیروی کششی برای آلیاژ Haynes 25 در دماهای مختلف نشان می‌دهد. از شکل (۹-الف) مشاهده می‌شود که در دمای ۹۵۰ درجه سانتی‌گراد ریزساختار شامل مرزهای دانه‌های ریختگی است که در راستای نیروی کششی مهاجرت کرده‌اند. اثری از دانه‌های تبلور مجدد دینامیکی در این دما دیده نشد. بنابراین با توجه به منحنی تنش-کرنش در شکل (۶) به نظر می‌رسد ترمیم در این دما تنها از طریق بازیابی دینامیکی رخ داده است. شکل (۹-ب) به وضوح حاکی از افزایش میزان کاربیدها در دمای ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد است که قبلاً نیز در شکل (۳) و بررسی‌های ترمودینامیکی فازهای ثانویه ملاحظه شد. این افزایش کسر حجمی کاربیدها کاهش میزان داکتیلیته را در پی دارد. در پژوهش‌های اخیر نیز نشان داده شده است که

محدوده دمایی ۱۱۰۰ تا ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد از طریق مکانیزم ریزدانه‌سازی و به وجود آمدن دانه‌های جدیدی تبلور مجدد دینامیکی که نتیجه حذف نابجایی‌ها است، می‌تواند بهبود میزان انعطاف‌پذیری را به دنبال داشته باشد که در بخش بعدی مورد بررسی قرار خواهد گرفت.

شکل (۸) اختلاف بین کرنش در نقطه تسلیم و کرنش حداکثر ( $\epsilon_{\text{peak}} - \epsilon_{\text{yield}}$ ) و کرنش در نقطه حداکثر و کرنش شکست ( $\epsilon_{\text{fracture}} - \epsilon_{\text{peak}}$ ) را نشان می‌دهد. هرچه اختلاف بین دو کرنش در نقطه تسلیم و حداکثر بیشتر باشد، یعنی ماده در آن دما بیشتر کارسخت شده است و برعکس. ملاحظه می‌شود که در دمای ۹۵۰ درجه سانتی‌گراد اختلاف کرنش نقطه حداکثر و تسلیم حدود ۰/۱۶ بوده است. بنابراین بیشترین میزان کارسختی مربوط به این دما است. با افزایش دما میزان کارسختی کاهش یافته است و در محدوده دمایی ۹۵۰ تا ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد افزایش کسر حجمی کاربیدهای  $M_6C$  در ساختار سبب محدود کردن ناحیه تغییر شکل بکنواخت ماده شده است. همچنین اختلاف کرنش در نقطه شکست و حداکثر حاکی از تغییر شکل پذیری پس از گلویی شدن و تغییر شکل غیریکنواخت است. اختلاف ناچیز کرنش شکست و حداکثر تا





شکل ۹- ریزساختار نوری آلیاژ 25 Haynes در راستای نیروی کششی و نزدیک به ناحیه شکست:  
الف) ۹۵۰، ب) ۱۰۵۰ و ج) ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد

برای وقوع ترمیم از طریق تبلور مجدد دینامیکی مهیا می‌شود.

#### ۴- نتیجه‌گیری

۱- ریزساختار ریختگی و همگن‌شده سوپرآلیاژهای 25 Haynes شامل دانه‌های درشت حاصل از انجماد همراه کاربیدهای پراکنده در زمینه بود. همچنین بررسی‌های ترمودینامیکی نشان داد که دو نوع کاربید  $M_6C$  و  $M_{23}C_6$  به ترتیب غنی از کروم و تنگستن هر کدام در محدوده دمایی مشخصی می‌توانند در آلیاژ 25 Haynes رسوب کنند.

۲- علت کاهش انعطاف‌پذیری از دمای ۹۵۰ به ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد افزایش کسر حجمی کاربیدهای  $M_6C$  در ساختار در آن محدوده دمایی است.  $M_6C$  غنی از تنگستن بوده و

افزایش میزان کربن تا یک حد بهینه سبب بهبود انعطاف‌پذیری می‌شود اما افزایش کاربیدها بیش از یک میزان بحرانی کاهش انعطاف‌پذیری را در پی خواهد داشت [۱۷-۲۰] چرا که کاربیدها به‌طور ذاتی فاز تردی هستند و اگر کسر حجمی آنها از یک میزان مشخص فراتر رود سبب افت خواص خواهد شد [۱ و ۳]. در شکل (۹-ج) نیز نشان داده شده است که دانه‌های تبلور مجدد دینامیکی در دمای ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد از اطراف مرزهای اولیه و همچنین کاربیدها جوانه‌زده و رشد کرده‌اند. بنابراین علت افزایش انعطاف‌پذیری در دمای ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد، کاهش کسر حجمی فازهای ترد کاربیدی (شکل ۳) است. همچنین در این دما تحرک مرزهای اولیه و برخورد نابجایی‌ها با یکدیگر و حذف آنها بیشتر شده و شرایط



۴- افزایش دما به بیش از ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد سبب انحلال کاربیدها و وقوع ترمیم از طریق تبلور مجدد دینامیکی شده است.

با توجه به نتایج حاصل از نمودارهای تنش- کرنش و بررسی ریزساختارها به نظر می‌رسد محدوده دمایی ۱۱۵۰ تا ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد، برای فرایندهای کارگرم آلیاژ 25 Haynes مناسب باشد.

افزایش کسر حجمی آنها می‌تواند موجب کاهش انعطاف‌پذیری شود.

۳- میزان اختلاف کرنش حداکثر و کرنش تسلیم ( $\epsilon_{\text{peak}} - \epsilon_{\text{yield}}$ ) برای دمای ۹۵۰ درجه سانتی‌گراد بیش از دیگر دماها بوده درحالی که اختلاف کرنش شکست و کرنش حداکثر ( $\epsilon_{\text{fracture}} - \epsilon_{\text{peak}}$ ) برای آن دما بسیار اندک است. بدین ترتیب مشخص شد نمونه در آن دما فقط کارسخت شده و پس از گلوئی شدن شکسته است.

## واژه‌نامه

1. hot working
2. Lave phase
3. high entropy alloy
4. wrought
5. electro slag remelting (ESR)

6. energy dispersive spectroscopy (EDS)
7. scanning electron microscopy (SEM)
8. uniform deformation region
9. non uniform deformation region

## مراجع

1. Davis, J. R., *Nickel, Cobalt, and Their Alloys*, ASM Specialty Handbook, 2000.
2. Zhang, S., and Zhao, D., *Aerospace Materials Handbook*, CRC Press, 2012.
3. Donachie, M. J., and Donachie, S. J., *Superalloys: A Technical Guide*, ASM International, 2002.
4. Favre, J., Fabrègue, D., Maire, E., and Chiba, A., "Grain Growth and Static Recrystallization Kinetics in Co-20Cr-15W-10Ni (L-605) Cobalt-Base Superalloy", *Philosophical Magazine*, Vol. 94, pp. 1992-2008, 2014.
5. Chandler, H., *Heat Treater's Guide: Practices and Procedures for Nonferrous Alloys*, ASM International, 1996.
6. Teague, J., Cerreta, E., and Stout, M., "Tensile Properties and Microstructure of Haynes 25 Alloy After Aging at Elevated Temperatures for Extended Times", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 35, pp. 2767-2781, 2004.
7. Gupta, R., Karthikeyan, M., Bhalia, D., Ghosh, B., and Sinha, P., "Effect of Microstructure on Mechanical Properties of Refractory Co-Cr-W-Ni Alloy", *Metal Science and Heat Treatment*, Vol. 50, pp. 175-179, 2008.
8. Lin, Y., Deng, J., Jiang, Y. Q., Wen, D. X., and Liu, G., "Hot Tensile Deformation Behaviors and Fracture Characteristics of A Typical Ni-Based Superalloy", *Materials & Design*, Vol. 55, pp. 949-957, 2014.
9. Jang, M. J., Praveen, S., Sung, H. J., Bae, J. W., Moon, J., and Kim, H. S., "High-Temperature Tensile Deformation Behavior of Hot Rolled CrMnFeCoNi High-Entropy Alloy", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 730, pp. 242-248, 2018.
10. Favre, J., Koizumi, Y., Chiba, A., Fabregue, D., and Maire, E., "Deformation Behavior and Dynamic Recrystallization of Biomedical Co-Cr-W-Ni (L-605) Alloy", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 44, pp. 2819-2830, 2013.
11. ASTM, F90-01: Standard Specification for Wrought Cobalt-20Chromium-15Tungsten-10Nickel Alloy for Surgical Implant Applications, 2005.
12. ASTM, 8M. Standard Test Methods of Tension Testing of Metallic Materials [metric], 2003.
13. Yamanaka, K., Mori, M., and Chiba, A., "Effects of Carbon Concentration on Microstructure and Mechanical Properties of As-cast Nickel-Free Co-28Cr-9W-Based Dental Alloys", *Materials Science and Engineering: C*, Vol. 40, pp. 127-134, 2014.
14. Beaven, P., Swann, P., and West, D., "Carbide Precipitation in Certain Alloys of The Co-Ni-Cr-C System", *Journal of Materials Science*, Vol. 14, pp. 354-364, 1979.
15. Ueki, K., Ueda, K., and Narushima, T., "Microstructure and Mechanical Properties of Heat-Treated Co-20Cr-15W-10Ni Alloy for Biomedical Application", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 47, pp. 2773-2782, 2016.
16. Gui, W., Zhang, H., Yang, M., Jin, T., Sun, X., and Zheng, Q., "The Investigation of Carbides Evolution in a Cobalt-Base Superalloy at Elevated Temperature", *Journal of Alloys and Compounds*,

- Vol. 695, pp. 1271-1278, 2017.
17. Lee, S. H., Takahashi, E., Nomura, N., and Chiba, A., "Effect of Carbon Addition on Microstructure and Mechanical Properties of a Wrought Co-Cr-Mo Implant Alloy", *Materials Transactions*, Vol. 47, pp. 287-290, 2006.
  18. Yamanaka, K., Mori, M., and Chiba, A., "Developing High Strength and Ductility in Biomedical Co-Cr Cast Alloys by Simultaneous Doping With Nitrogen and Carbon", *Acta Biomaterialia*, Vol. 31, pp. 435-447, 2016.
  19. Yamanaka, K., Mori, M., Kuramoto, K., and Chiba, A., "Development of New Co-Cr-W-Based Biomedical Alloys: Effects of Microalloying and Thermomechanical Processing on Microstructures and Mechanical Properties", *Materials & Design*, Vol. 55, pp. 987-998, 2014.
  20. Yamanaka, K., Mori, M., and Chiba, A., "Influence of Carbon Addition on Mechanical Properties and Microstructures of Ni-Free Co-Cr-W Alloys Subjected to Thermomechanical Processing", *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, Vol. 37, pp. 274-285, 2014.