

## بررسی رفتار تغییر شکل گرم و داکتیلیته فولاد AISI H10

مریم کمالی اردکانی و مریم مرکباتی\*

مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری‌های ساخت، دانشگاه صنعتی مالک اشتر

(دریافت مقاله: ۱۳۹۹/۶/۳ - دریافت نسخه نهایی: ۱۴۰۰/۳/۸)

**چکیده-** هدف از پژوهش حاضر بررسی رفتار تغییر شکل گرم و وقوع پدیده‌های ترمیم در حین تغییر شکل فولاد ابزار گرم‌کار AISI H10 است. بدین منظور، آزمایش کشش گرم روی این فولاد در محدوده دمایی ۹۰۰-۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد با فاصله دمایی ۵۰ درجه سانتی‌گراد و در نرخ کرنش ثابت ۱-۰/۱ ثانیه انجام شد. پس از انجام آزمایش، تحولات ریزساختاری بررسی شده و نمودارهای سیلان و داکتیلیته گرم فولاد رسم شدند. با توجه به بررسی منحنی داکتیلیته و نتایج ریزساختار، در دماهای ۹۰۰ و ۹۵۰ درجه سانتی‌گراد به علت کم بودن دما و عدم فعال شدن فرایندهای ترمیم و حضور کاربیدها، داکتیلیته نسبت به سایر دماها کمتر است. با افزایش دما در محدوده دمایی ۱۰۰۰-۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد، به علت وقوع تبلور مجدد دینامیکی، داکتیلیته افزایش یافته است. در نهایت در دمای ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد با توجه به انحلال ذرات کاربیدی و فراهم شدن شرایط رشد دانه‌ها، داکتیلیته افت کرد. محدوده دمایی مناسب برای تغییر شکل فولاد مورد بررسی با توجه به نتایج آزمایش کشش گرم و بررسی‌های ریزساختاری در نرخ کرنش ثابت ۱-۰/۱ ثانیه و ۱۰۰۰-۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد به دست آمد.

واژه‌های کلیدی: نانوذرات مس، اسید نیتریک، الکتروشیمیایی، مورفولوژی سطح، اکسیداسیون.

### ۱- مقدمه

حین تغییر شکل بازیابی به راحتی رخ می‌دهد، به دلیل کاهش تنش‌های ایجاد شده در نقاط سه‌گانه ناشی از لغزش مرزدانه‌ای، داکتیلیته گرم افزایش می‌یابد. از سوی دیگر لغزش مرزدانه‌ای به شکل مرزدانه‌ها بستگی شدیدی دارد و وقوع بازیابی سبب تخریب مرزدانه‌ها شده و در نتیجه داکتیلیته گرم بهبود می‌یابد. در صورت وقوع تبلور مجدد دینامیکی در حین تغییر شکل، به واسطه مهاجرت مرزهای بزرگ زاویه ترک‌های ایجاد شده در نقاط سه‌گانه توسط مرزهای مهاجرت کرده، پشت سر گذاشته

از آنجایی که وقوع فرایندهای ترمیم به‌ویژه فرایند تبلور مجدد دینامیک می‌تواند به شدت رفتار کارگرم آلیاژها و به‌خصوص داکتیلیته گرم آنها را تحت تأثیر قرار دهد. از این‌رو بررسی تأثیر وقوع این فرایندها بر داکتیلیته گرم همواره مورد توجه پژوهشگران زیادی قرار گرفته است. در اکثر مطالعات انجام گرفته، بیان شده است که وقوع فرایندهای ترمیم همواره باعث بهبود داکتیلیته گرم می‌شود [۱]. گزارش شده است [۲ و ۳] در مواردی که در

\* : مسئول مکاتبات، پست الکترونیکی: m\_morakabati@mut.ac.ir

ابزار [۹-۱۳] مشاهده شده است که داکتیلیته فولاد گرم کار H13 بیشتر از فولادهای ابزار سردکار A2 و تندبر M2 بوده است. درحالی که مقاومت به نرم شدن فولاد M2 بیشتر از دو فولاد دیگر است. در یک دمای ثابت، تنش سیلان متوسط فولاد M2 بیشتر از فولاد H13 است. این موضوع ناشی از حضور کاربیدهای بیشتر به ویژه کاربید M<sub>6</sub>C در فولاد M2 است. کاربیدهای بیشتر در فولاد M2 در نهایت موجب ریزدانه تر بودن این فولاد نسبت به دو فولاد دیگر می شود. زیرا این کاربیدها مکان‌هایی برای جوانه زنی دانه‌های تبلور مجدد هستند [۱۴].

تحقیقاتی که تاکنون در رابطه با بررسی تغییر شکل گرم فولادهای ابزار صورت گرفته است بیشتر در زمینه فولادهای سردکار و تندبر است [۱۵-۲۰]. در گروه فولادهای گرم کار بررسی‌هایی در رابطه با اثر پارامترهای عملیات حرارتی و افزودن عناصر آلیاژی بر ریزساختار و خواص مکانیکی فولادها انجام گرفته است ولی در رابطه با تغییر شکل فولاد H10 گزارشی مشاهده نشده است [۲۱-۲۳]. هدف از این پژوهش، بررسی وقوع پدیده‌های ترمیم به خصوص تبلور مجدد دینامیکی و چگونگی تأثیر آنها بر تغییرات داکتیلیته آلیاژ H10 است. بدین منظور آزمایش کشش گرم انجام شده و با کمک داده‌های به دست آمده منحنی‌های تنش- کرنش حقیقی و داکتیلیته رسم شده‌اند. سپس برای بررسی رفتار تغییر شکل گرم فولاد H10 به بررسی منحنی‌ها و تحولات ریزساختاری پرداخته شده است. همچنین با توجه به اینکه دما یک عامل مؤثر در وقوع پدیده‌هایی چون جوانه زنی، حرکت نابه‌جایی‌ها، حل شدن کاربیدها و رسوبات است. بنابراین تغییرات دما و چگونگی تأثیر آن در تغییر منحنی‌های سیلان و داکتیلیته و تحولات ریزساختاری بحث شده است.

## ۲- مواد و روش تحقیق

برای انجام آزمایش کشش گرم، نمونه‌های فولادی با ترکیب شیمیایی مطابق جدول (۱)، با سطح مقطع دایره‌ای شکل با ابعاد طول سنجه ۲۵ میلی‌متر و قطر ۵ میلی‌متر برشکاری و تهیه شدند که نسبت طول سنجه به قطر از استاندارد ASTM E8M [۲۴] پیروی می‌کند.

شده و درون دانه‌های متبلور شده، ایزوله می‌شوند. ایزوله شدن ترک‌های تولید شده درون دانه‌ها سبب بهبود داکتیلیته گرم می‌شود. از آنجایی که وقوع یا عدم وقوع فرایندهای ترمیم به خصوص فرایندهای تبلور مجدد دینامیک می‌تواند به شدت رفتار کارگرم آلیاژها به ویژه داکتیلیته گرم آنها را تحت تأثیر قرار دهد، در بررسی رفتار داکتیلیته گرم هر آلیاژ تعیین شرایط وقوع فرایندهای ترمیم ضروری است [۳-۵].

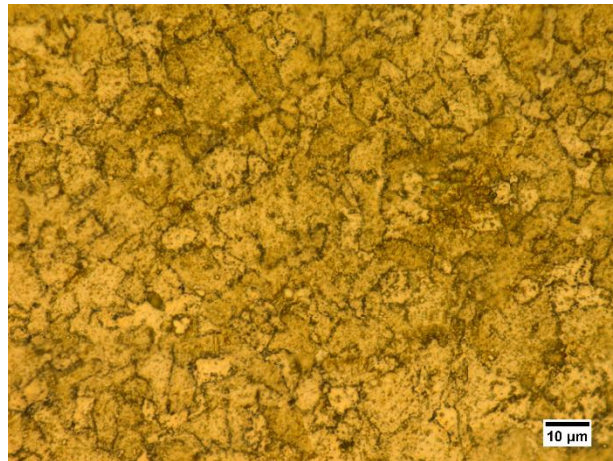
افزایش دما در تمامی شرایط باعث کاهش کرنش حداکثر و کرنش حالت پایا نیز می‌شود. در واقع کاهش کرنش حداکثر با افزایش دما به معنی تسریع در شروع تبلور مجدد دینامیکی و کاهش کرنش حالت پایا نیز به معنی افزایش سینتیک تبلور مجدد دینامیکی است. به عبارت دیگر تبلور مجدد دینامیکی سریع‌تر شروع شده و سریع‌تر نیز به پایان می‌رسد. علت این امر را بایستی در مکانیزم تبلور مجدد دینامیکی جستجو کرد [۶].

افزایش دما باعث کاهش استحکام ماده می‌شود و در حقیقت افزایش دما و افزایش ضریب نفوذ اتم‌ها باعث سهولت حرکت نابه‌جایی‌ها از طریق کاهش تنش اصطکاکی شبکه می‌شود. از این طریق نرخ حذف نابه‌جایی‌ها در حین فرایندهای ترمیم افزایش می‌یابد. این امر سبب کاهش چگالی نابه‌جایی‌ها شده و در نتیجه تنش سیلان در هر میزان کرنش و نرخ کرنش نسبت به شرایط دمایی پایین‌تر، کمتر می‌شود. علاوه بر این، افزایش دما به رشد بیشتر و سریع‌تر مرزدانه‌ها نیز کمک می‌کند. زیرا با افزایش دما سرعت جوانه زنی دانه‌های جدید و همچنین سرعت رشد آنها افزایش می‌یابد. علاوه بر این در صورتی که رسوباتی در ساختار ماده وجود داشته باشد در دمای بالا معمولاً حلالیت رسوبات در زمینه افزایش می‌یابد و موانع کمتری هم در مقابل نابه‌جایی‌ها و هم مرزدانه‌ها ایجاد می‌شود که هر دو این عوامل بر استحکام نهایی ماده مؤثر هستند و منجر به کاهش کار سختی در ماده شده، بنابراین مقاومت آلیاژ را در برابر تغییر شکل کاهش می‌دهد و از این‌رو موجب افت تنش سیلان خواهد شد [۷ و ۸].

در مطالعات انجام یافته در زمینه تغییر شکل گرم فولادهای

جدول ۱. ترکیب شیمیایی فولاد مورد مطالعه در پژوهش حاضر (درصد وزنی)

عنصر	آهن	کروم	مولیبدن	وانادیوم	سیلیسیم	کربن	منگنز	نیکل	آلومینیوم	تیتانیوم
درصد وزنی	۹۲/۷۲۸	۲/۸۷	۲/۷۷	۰/۴۹	۰/۳۵	۰/۳۴	۰/۲۱	۰/۱۷	۰/۰۴۷	۰/۰۲۵



شکل ۱- ریزساختار فولاد H10 پس از انجام عملیات آنیل در دمای ۸۷۰ درجه سانتی گراد به مدت ۲ ساعت

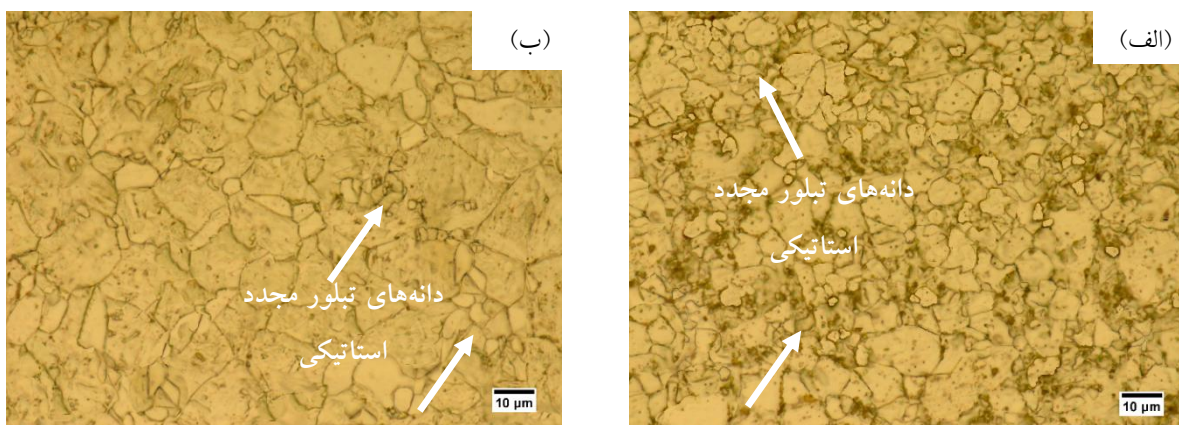
تصاویر و بررسی اولیه ریزساختار نمونه‌ها از میکروسکوپ نوری مدل Olympus BX51 استفاده شد. همچنین از میکروسکوپ الکترونی و طیف‌سنجی پراش انرژی پرتوی ایکس<sup>۱</sup> (EDS) برای بررسی دقیق‌تر ساختارها و شناسایی کاربیدها کمک گرفته شد. به منظور محاسبه و مقایسه اندازه دانه‌ها به صورت کمی از نرم‌افزار Image J استفاده شده است.

### ۳- نتایج و بحث

به منظور بررسی تأثیر تغییر شکل بر ریزساختار فولاد H10، شناخت ریزساختار اولیه اهمیت زیادی دارد. در شکل (۱) ریزساختار اولیه فولاد پس از انجام عملیات آنیل در دمای ۸۷۰ درجه سانتی گراد به مدت دو ساعت نشان داده شده است. بررسی ریزساختار اولیه در شرایط آنیل توزیع یکنواختی از دانه‌ها را نشان می‌دهد، همچنین با استفاده از روش مش‌بندی توسط نرم‌افزار Image J میانگین اندازه دانه‌های اولیه ۷/۴ میکرومتر تعیین شد. تغییرات ریزساختار در اثر عملیات حرارتی پیش‌گرم در دماهای ۱۰۰۰ و ۱۱۰۰ درجه سانتی گراد به مدت ۱۰ دقیقه در شکل (۲) ارائه شده است.

سپس با توجه به محدوده دمایی پیشنهاد شده توسط سایر پژوهشگران [۱۱، ۱۲، ۱۸، ۱۹، ۲۵ و ۲۶]، آزمایش کشش گرم برای تعیین محدوده دمایی کار گرم آلیاژ [۲۷] توسط دستگاه سروهیدرولیک Instron 8502 مجهز به کوره الکتریکی، در دماهای ۹۰۰، ۹۵۰، ۱۰۰۰، ۱۰۵۰، ۱۱۰۰ و ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد و در نرخ کرنش ثابت ۰/۱ بر ثانیه انجام شد. گفتنی است که به منظور هم‌دما شدن، نمونه‌ها به مدت ۱۰ دقیقه در دمای آزمایش حرارت داده شده و سپس تا وقوع شکست، تحت بار کششی واقع شدند. پس از انجام آزمایش نیز نمونه‌ها بلافاصله در آب سرد شدند. برای بررسی ساختار میکروسکوپی نمونه‌های کشش گرم در ناحیه طول سنج، نمونه‌ها در راستای طولی و در جهت محور کشش، از وسط مقطع زده شده و ریزساختار آنها بررسی شد.

به منظور آماده‌سازی نمونه‌ها برای بررسی‌های ریزساختاری، ابتدا سنباده‌زنی با سنباده از مش ۲۴۰ تا ۳۰۰۰ صورت گرفت. پس از آماده شدن سطح نمونه‌ها، محلولی با ترکیب شیمیایی ۱۲ میلی‌لیتر  $H_3PO_4$ ، ۴۱ میلی‌لیتر  $HNO_3$  و ۴۷ میلی‌لیتر  $H_2SO_4$  تهیه و نمونه‌ها به روش غوطه‌وری حکاکی شدند. برای مشاهده



شکل ۲- تصاویر میکروسکوپی نوری ریزساختار نمونه‌های پیش گرم فولاد H10 به مدت ۱۰ دقیقه در دماهای: (الف) ۱۰۰۰ و (ب) ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد

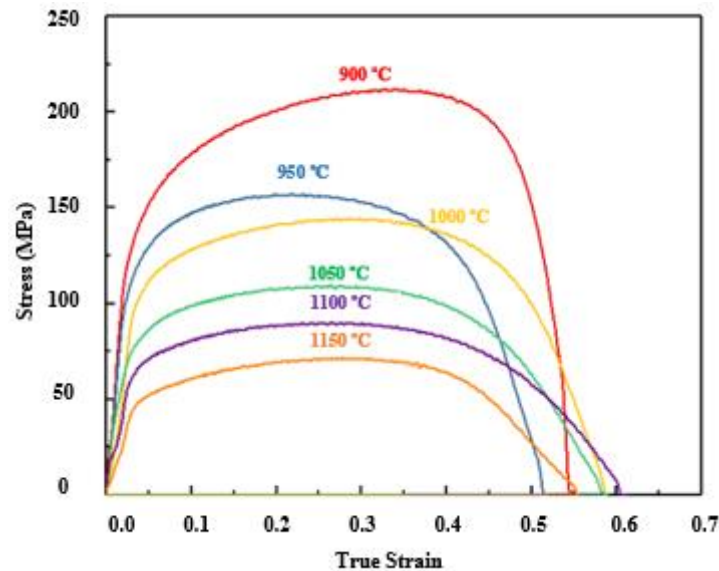
چنان‌که در این شکل مشاهده می‌شود، دانه‌های تبلور مجدد یافته با پیشگرم نمونه‌ها قبل از انجام آزمایش مشاهده می‌شود. این مسئله حاکی از وقوع تبلور مجدد استاتیکی به صورت ناقص در نمونه‌های پیشگرم شده است. البته مقایسه ریزساختارهای نمونه‌های پیشگرم شده در دو دمای مذکور، حاکی از رشد اندک دانه‌های جدید تبلور مجدد یافته در نمونه پیشگرم شده در ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد است.

### ۳-۱- بررسی رفتار منحنی‌های آزمایش کشش گرم فولاد H10

شکل (۳) نمودار سیلان فولاد H10 در محدوده دمایی ۹۰۰ تا ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش ۰/۱ بر ثانیه را نشان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود شکل منحنی‌ها تحت تأثیر تغییرات دما قرار دارد. رفتار سیلان در این محدوده دمایی ابتدا نشان‌دهنده منطقه الاستیک تا نقطه تسلیم و سپس کار سختی تا رسیدن به تنش حداکثر است. علت کار سختی بر هم‌کنش نابه‌جایی‌ها و تأثیر آنها است. با افزایش دما نیروهای بین اتمی کاهش یافته و انرژی آزاد اتم‌ها افزایش می‌یابد که به لغزش نابه‌جایی‌ها کمک خواهد کرد و تنش سیلان کاهش می‌یابد. همچنین با افزایش دما سرعت نفوذ در مرزدهانه‌ها افزایش می‌یابد. بنابراین صعود نابه‌جایی‌ها با سرعت بیشتری انجام می‌شود و در نهایت تنش مورد نیاز برای تغییر شکل کاهش می‌یابد. منحنی‌های سیلان در دماهای بالاتر از ۹۵۰ درجه

سانتی‌گراد، در اثر تعادل کار نرمی با کار سختی حاصل از آرایش نابه‌جایی‌ها حالت پایا می‌یابند. در نهایت در اثر ناپایداری هندسی نمونه‌ها، کاهش تنش سیلان پس از رسیدن به استحکام حداکثر رخ می‌دهد و در نهایت منجر به شکست نمونه می‌شود. مطابق با نمودارهای رسم شده در شکل (۳)، در دمای ۹۰۰ درجه سانتی‌گراد فقط کار سختی وجود دارد، این بدان معناست که برهم‌کنش و تکثیر بر فرایندهای ترمیم غالب است. از دمای ۹۵۰ درجه سانتی‌گراد به بعد در یک کرنش خاص، تعادل بین کار سختی حاصل از برهم‌کنش و تکثیر نابه‌جایی‌ها با فرایندهای ترمیم مانند بازیابی دینامیکی<sup>۲</sup> (DRV)، تبلور مجدد دینامیکی<sup>۳</sup> (DRX) و ... منجر به پایا شدن نمودار می‌شود. همچنین مطابق با شکل (۳) مشاهده می‌شود که کرنش شکست نمونه تغییر شکل یافته در دمای ۹۵۰ و ۹۰۰ درجه سانتی‌گراد کمتر از دماهای دیگر است.

به‌منظور بررسی و مشاهده دقیق‌تر فرایندهای ترمیم ذکر شده، دانه‌های تبلور مجدد استاتیکی و دینامیکی به ترتیب در شکل‌های (۲-الف) و (۲-ب) ارائه شده است. با توجه به پایین بودن انرژی نقص در چیدن در فولادهای ابزار [۱۰ و ۱۳]، ذکر این نکته ضروری است که در فلزات با انرژی نقص در چیدن کم، نوع فرایندهای ترمیم استاتیکی که می‌توانند رخ دهند به مقدار تغییر شکل انجام شده حین تغییر شکل گرم بستگی دارد.



شکل ۳- نمودار تنش- کرنش فولاد H10 پس از آزمایش کشش گرم در دماهای مختلف و نرخ کرنش ۱/۰ بر ثانیه

حرکت کنند. بنابراین تنش پیرلس نابارو کاهش یافته و در نهایت نابه‌جایی‌ها می‌توانند در تنش‌های اعمالی کمتری بر موانع غلبه کنند [۲۸]. همچنین به‌علت وابستگی فرایند تبلور مجدد به دما، افزایش دمای تغییر شکل موجب تسریع فرایند ترمیم می‌شود. بنابراین در صورت وقوع تبلور مجدد، با افزایش دما تبلور مجدد دینامیک افزایش یافته و در نتیجه چگالی نابه‌جایی‌ها کاهش می‌یابد که منجر به افت تنش سیلان می‌شود. همچنین علت دیگر بالاتر بودن استحکام در دماهای کمتر آزمایش کشش نسبت به دماهای بالاتر، بیشتر بودن کسر حجمی کاربیدها در دماهای پایین است [۲۸]. بنابراین برهم‌کنش نابه‌جایی‌ها با کاربیدها بیشتر است که همین امر منجر به افزایش تنش سیلان در دماهای کمتر می‌شود.

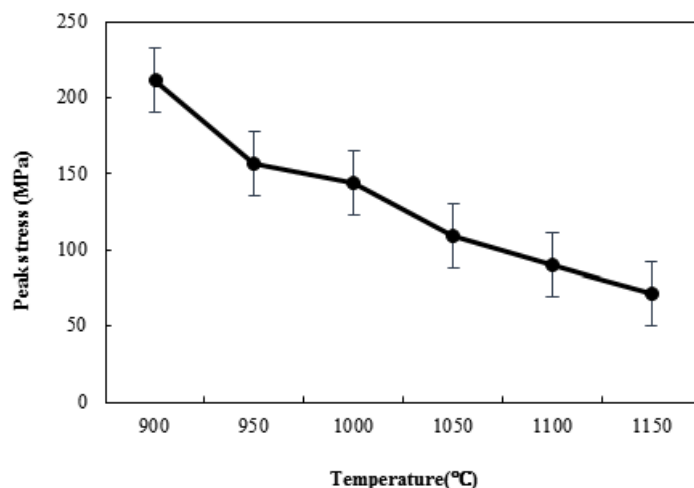
### ۳-۲- بررسی داکتیلیته گرم فولاد H10

شکل (۵) نمودار داکتیلیته فولاد H10 را پس از انجام آزمایش کشش گرم نشان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود میزان ازدیاد طول در محدوده دمایی ۱۱۰۰-۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد نسبت به سایر دماها بالا است که این نشان‌دهنده کارپذیری خوب فولاد مورد بررسی در پژوهش حاضر در این محدوده دمایی است.

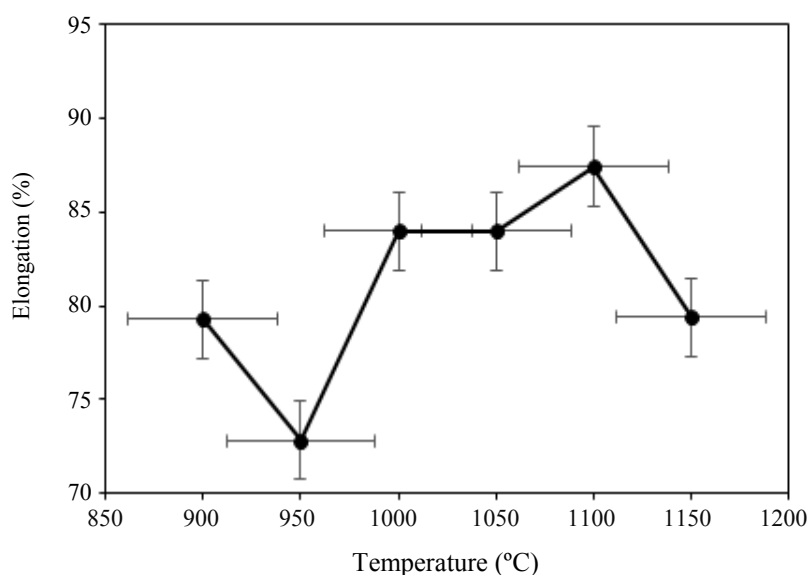
برای کرنش‌های بسیار کمتر از کرنش‌های لازم برای آغاز تبلور مجدد دینامیکی ( $\epsilon_c$ )، انرژی ذخیره شده کافی برای جوانه‌زنی تبلور مجدد موجود نیست و تنها بازیابی رخ می‌دهد. با افزایش مقدار کرنش، بازیابی و به‌دنبال آن تبلور مجدد رخ می‌دهد. این فرایند به‌صورت جوانه‌زنی و رشد انجام می‌شود [۲۷].

با بررسی تغییرات تنش حداکثر فولاد H10 مطابق با شکل (۴) مشاهده می‌شود که با افزایش دما، استحکام حداکثر دارای سیر نزولی بوده و از ۲۱۱/۸۵ در دمای ۹۰۰ درجه سانتی‌گراد به ۷۱/۳۴ در دمای ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد کاهش یافته است. این امر نشان‌دهنده کاهش مقاومت به تغییر شکل در فولاد H10 با افزایش دما از ۹۰۰ تا ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد است علت آن فراهم شدن امکان وقوع پدیده‌های ترمیم دینامیک است.

با توجه به اینکه تنش سیلان به‌صورت تنش مورد نیاز برای ادامه تغییر شکل پلاستیک ماده است، علت کاهش تنش سیلان با افزایش دما آن است که در نتیجه افزایش ارتعاشات اتمی، شرایط برای نفوذ اتم‌ها فراهم می‌شود. از این‌رو نابه‌جایی‌ها می‌توانند با صعود از یک مانع مانند یک ذره کاربیدی از یک صفحه لغزش به صفحه لغزش دیگری مهاجرت و سپس



شکل ۴- تغییرات استحکام نهایی کشش فولاد H10 حاصل از آزمایش کشش گرم

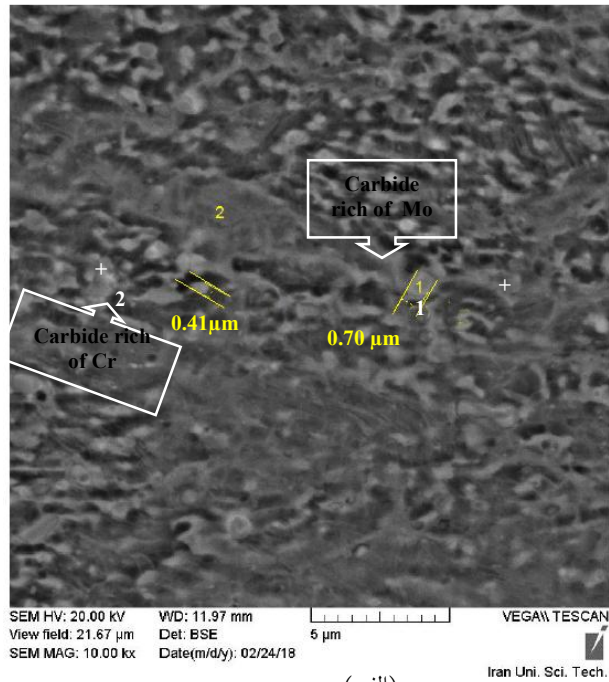


شکل ۵- نمودار تغییرات داکتیلیته گرم فولاد H10 با دمای آزمایش

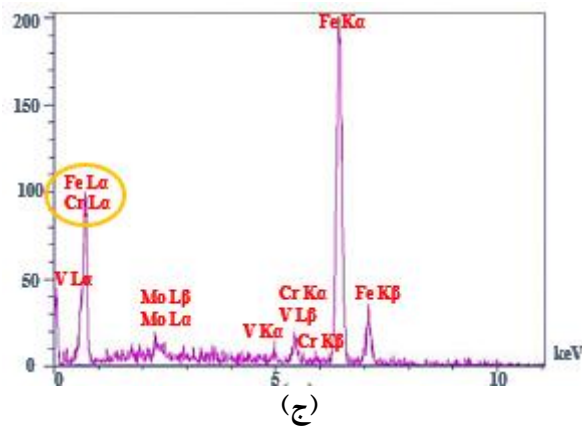
را می‌توان به دو عامل نسبت داد: (۱) به واسطه برخورد نابه‌جایی‌ها با موانع کاربیدی و تجمع آنها در پشت این موانع، در فصل مشترک زمینه و کاربیدها به دلیل تمرکز تنش تشکیل حفره و ترک تسهیل می‌شود. این پدیده با قرارگیری بیشتر کاربیدها در مرزخانه‌ها نسبت به زمینه تشدید می‌شود. زیرا مرزخانه‌ها نیز به‌عنوان موانعی در برابر حرکت نابه‌جایی‌ها عمل می‌کنند. (۲) از سوی دیگر نقش تعویق کاربیدها در وقوع تبلور مجدد و شرایط دستیابی به اندازه دانه ریزتر را فراهم نمی‌کند.

در دمای ۹۰۰ و ۹۵۰ درجه سانتی‌گراد، داکتیلیته کمتر از دماهای بالاتر تغییر شکل است که آن را می‌توان به کم بودن دما و عدم فعال شدن کامل فرایندهای فعال‌شونده با دما و حضور کسر حجمی بالای کاربیدها نسبت داد، که این موضوع با توجه به شکل‌های (۶) و (۷) کاملاً مشهود است.

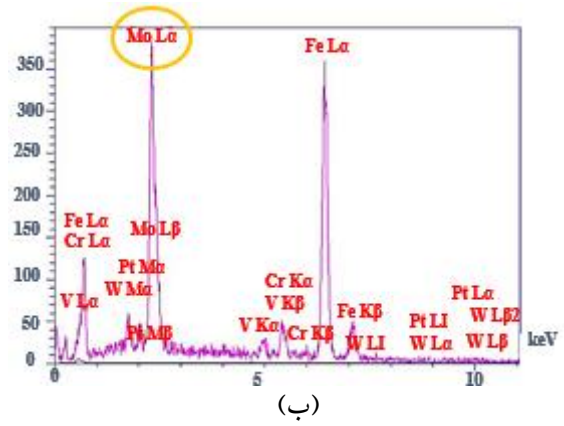
علت کم بودن داکتیلیته در نمونه تغییر شکل یافته در دمای ۹۰۰ و ۹۵۰ درجه سانتی‌گراد نسبت به دماهای بالاتر



(الف)



(ج)

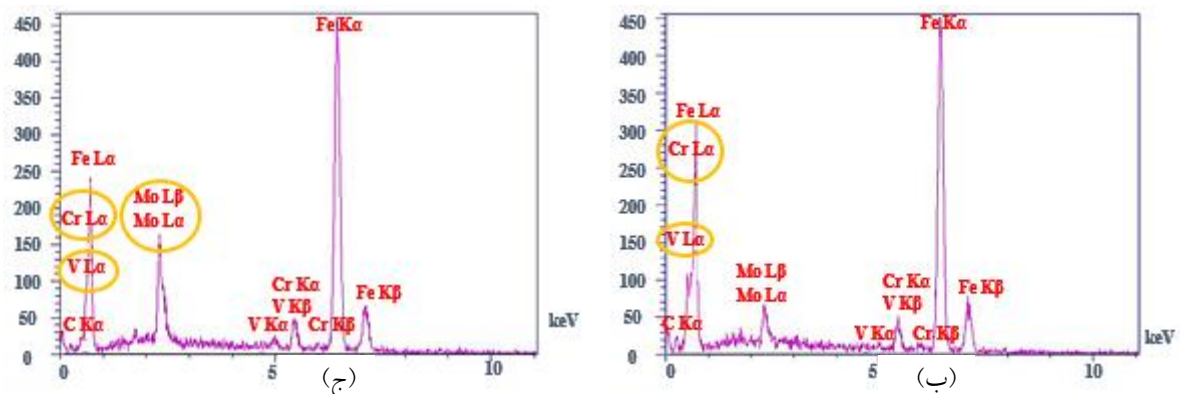
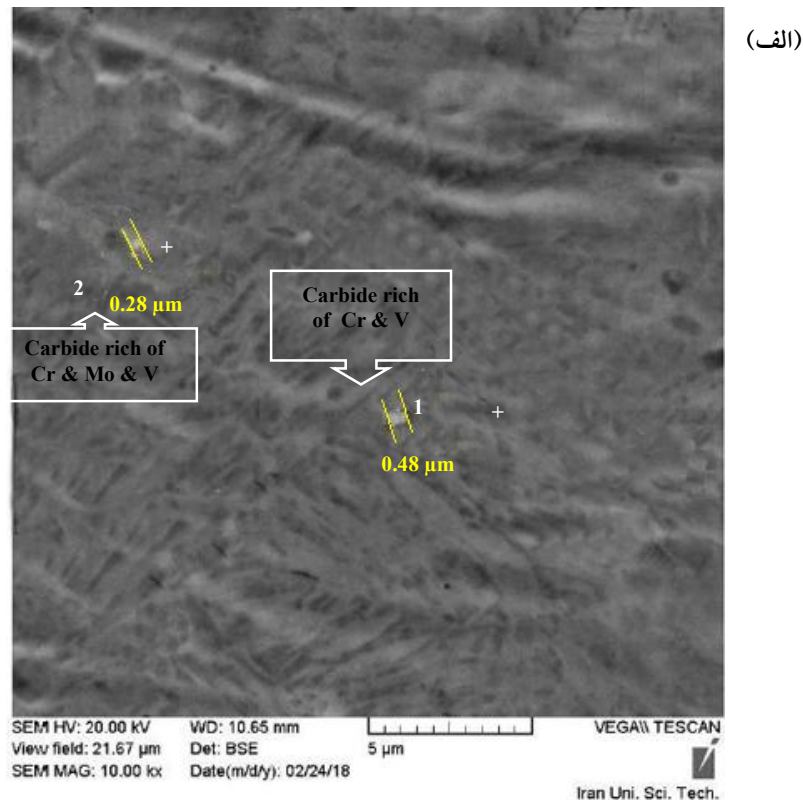


(ب)

شکل ۶- الف) تصویر میکروسکوپی الکترونی برگشتی ریزساختار تغییر شکل یافته در دمای ۹۰۰ درجه سانتی گراد و نرخ کرنش ۰/۱ بر ثانیه، ب) طیف‌سنجی پراش انرژی پرتوی ایکس نقطه ۱ و ج) طیف‌سنجی پراش انرژی پرتوی ایکس نقطه ۲

کاربیدها روی داده است. در محدوده دمایی ۱۱۰۰-۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد در نرخ کرنش ۰/۱ بر ثانیه، با توجه به بالا بودن نرخ کرنش، انرژی ذخیره شده در ماده به سرعت زیاد شده و از سوی دیگر فعال‌تر شدن فرایندهای فعال شونده با افزایش دما، شرایط وقوع کامل تبلور مجدد را فراهم می‌کند. همچنین به دلیل وقوع کامل تبلور مجدد، در صورت تشکیل ترک‌هایی در اطراف این ذرات، در اثر تبلور مجدد دینامیکی این ترک‌ها به واسطه دانه‌های تبلور مجدد یافته ایزوله شده و امکان رشد نمی‌یابند.

در واقع، درصد ازدیاد طول در این دماها به علت کاهش نرخ انجام فرایندهای فعال شونده با دما و حضور کاربیدها نسبت به سایر دماها است. از این رو نفوذ به صورت کامل فعال نشده و در نتیجه تبلور مجدد در مراحل ابتدایی است و به صورت جزئی انجام گرفته است. با افزایش دما، درصد افزایش طول افزایش یافته و در محدوده دمایی ۱۱۰۰-۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد تقریباً بدون تغییر قابل ملاحظه‌ای است، در این محدوده دمایی همان‌طور که در شکل‌های (۷) و (۸) نشان داده شده است، انحلال برخی از



شکل ۷. الف) تصویر میکروسکوپی الکترونی برگشتی ریزساختار تغییر شکل یافته در دمای ۱۰۰۰ درجه سانتی گراد و نرخ کرنش ۱/۰ بر ثانیه، ب) طیف‌سنجی پراش انرژی پرتوی ایکس نقطه ۱ و ج) طیف‌سنجی پراش انرژی پرتوی ایکس نقطه ۲

یافت (شکل ۹). زیرا رشد قابل ملاحظه دانه‌ها به‌واسطه افزایش دما و حل شدن کاربیدها منجر به کاهش داکتیلیته می‌شود.

### ۳-۳- بررسی تحولات ریزساختاری حاصل از آزمایش

#### کشش گرم فولاد H10

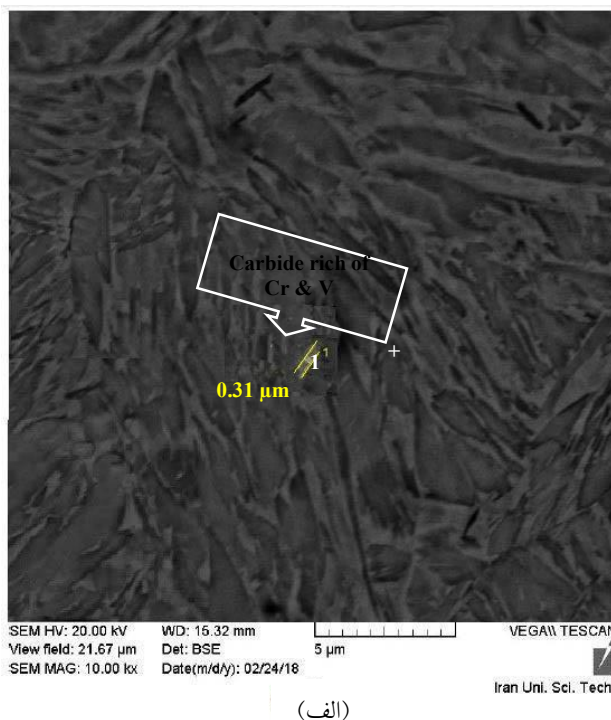
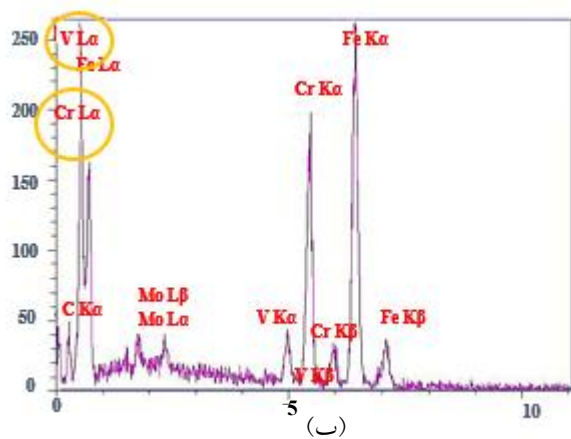
الف) تحولات ریزساختاری

شکل (۱۰) ریزساختار و شکل (۱۱) نمودار میانگین اندازه دانه

مطابق مرجع [۲۸] هنگامی که در بخشی از ساختار تبلور مجدد رخ دهد، یعنی ترک‌های مرزدانه‌ای به‌واسطه تشکیل دانه جدید در مرز نقاط سه‌گانه ایزوله شده و امکان اشاعه ترک از آن مرزدانه ایزوله شده وجود ندارد. از این‌رو دستیابی به ساختار با اندازه دانه کمتر، افزایش داکتیلیته را به‌همراه دارد [۲۹].

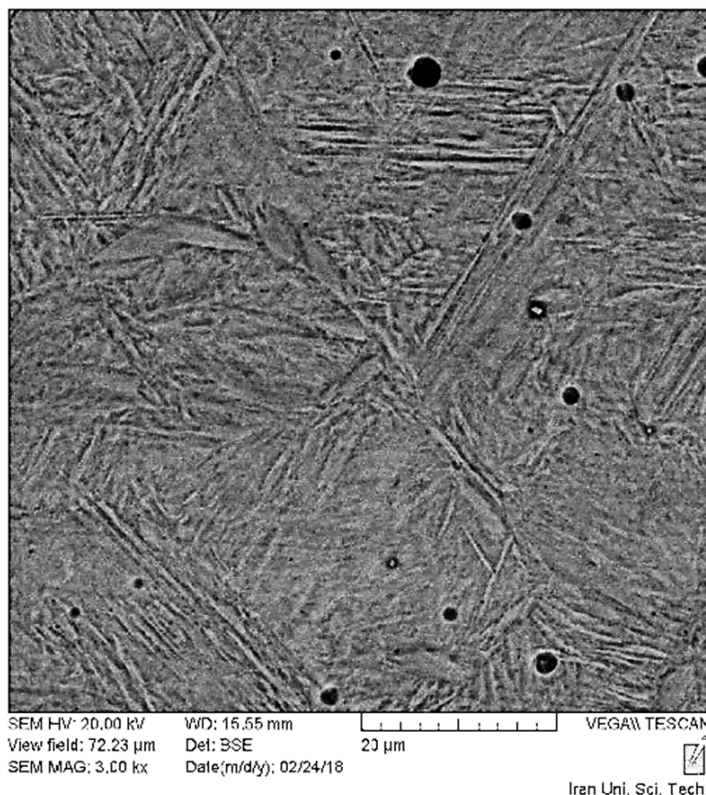
بر خلاف انتظار، با افزایش دما به ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد با توجه به انحلال تقریباً کامل ذرات کاربیدی، داکتیلیته کاهش





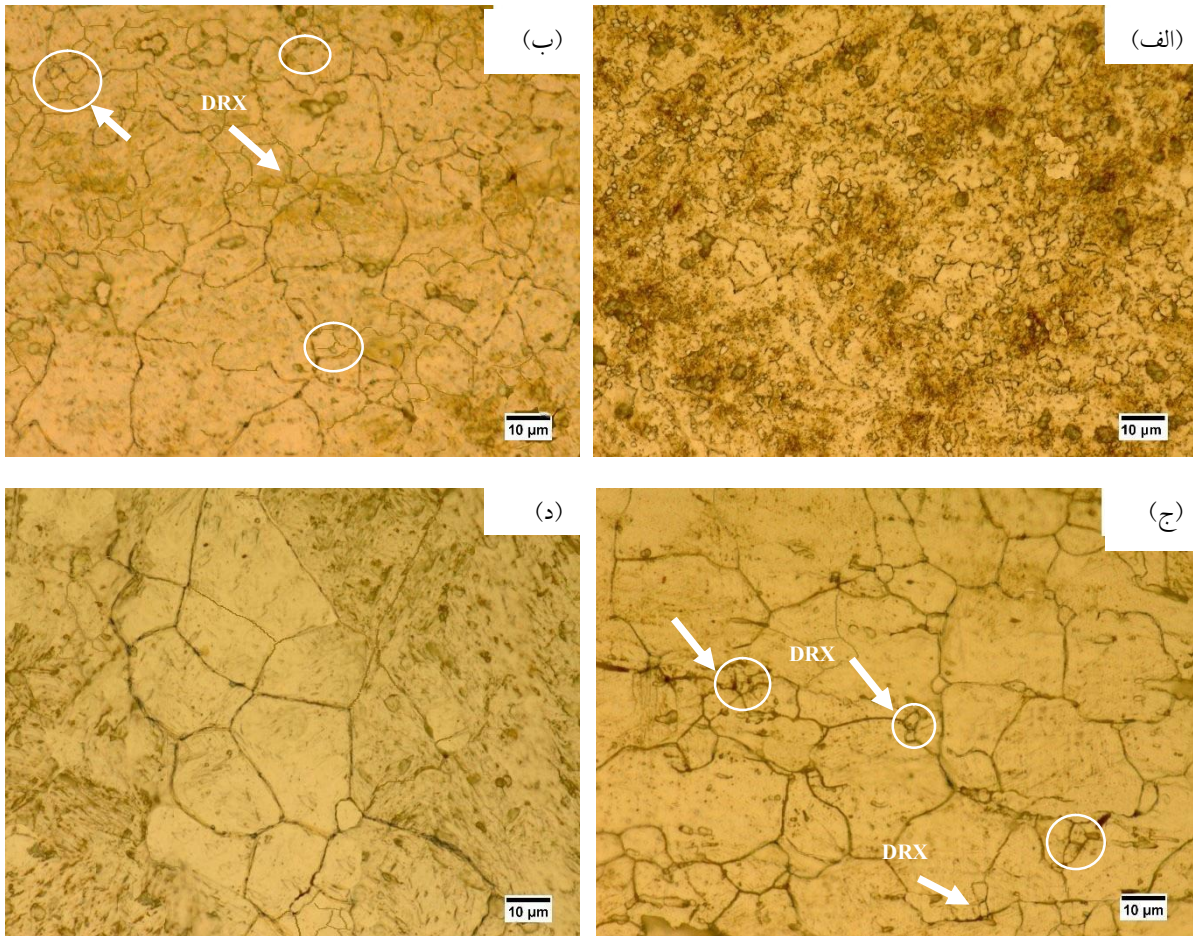
(الف)

شکل ۸- الف) تصویر میکروسکوپی الکترونی برگشتی ریزساختار تغییر شکل یافته در دمای ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش ۰/۱ بر ثانیه و ب) طیف‌سنجی پراش انرژی پرتوی ایکس نقطه ۱

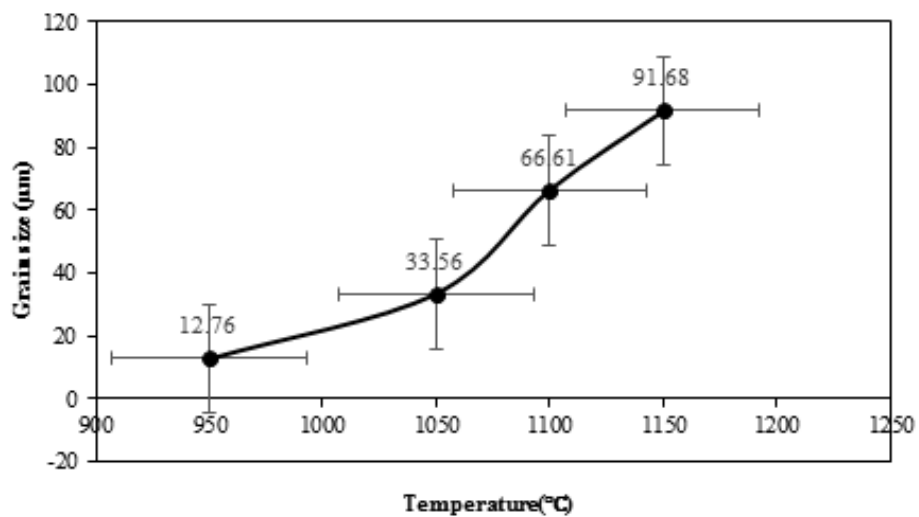


Iran Uni. Sci. Tech.

شکل ۹- تصویر میکروسکوپی الکترونی برگشتی ریزساختار تغییر شکل یافته در دمای ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش ۰/۱ بر ثانیه



شکل ۱۰- ریزساختار فولاد H10 پس از آزمایش کشش گرم در ناحیه کرنش ۸٪ با نرخ کرنش ۱٪ بر ثانیه و دماهای: الف) ۹۰۰، ب) ۱۰۵۰، ج) ۱۱۰۰ و د) ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد



شکل ۱۱- نمودار میانگین اندازه دانه برحسب دما در نرخ کرنش ۱٪ بر ثانیه

در ساختار حل شده و رشد دانه‌ها با سهولت بیشتری صورت می‌گیرد و در نهایت به  $91/68$  میکرومتر می‌رسد.

### ب) کاربیدها

گزارش شده است [۳۰ و ۳۱] ریزساختار فولادهای ابزار شامل ذرات کاربید کروم و وانادیوم با ابعاد کمتر از دو میکرومتر هستند. با توجه به کسر حجمی بالای رسوبات غنی از عناصر مولیبدن، کروم و وانادیوم و همچنین فاصله اندک آنها از یکدیگر و اندازه کمتر از یک میکرومتر، به نظر می‌رسد که کاربیدها باعث کند شدن مهاجرت مرزهای بزرگ زاویه شده و در نتیجه نقش تعویق در تبلور مجدد را ایفا می‌کنند.

در شکل (۶)، تصویر میکروسکوپی الکترونی نمونه تغییر شکل یافته در دمای  $900$  درجه سانتی‌گراد به همراه آزمون طیف‌سنجی پراش انرژی پرتوی ایکس از نقاط نشان داده شده در آن تصویر، ارائه شده است. چنانکه مشاهده می‌شود، ساختار حاوی رسوبات سفید با ابعاد میکرونی است. آنالیز دو نقطه ۱ و ۲ از این رسوبات نشان‌دهنده غنی بودن رسوب  $0/7$  میکرومتری از عنصر مولیبدن و غنی بودن رسوب  $0/4$  میکرومتری از کروم است که حضور کاربیدهای غنی از مولیبدن و کروم در نمونه تغییر شکل یافته در دمای  $900$  درجه سانتی‌گراد را تأیید می‌کند. شکل (۷) نشان‌دهنده تصویر میکروسکوپ الکترونی به همراه آزمون طیف‌سنجی پراش انرژی پرتوی ایکس رسوبات تغییر شکل یافته در دمای  $1000$  درجه سانتی‌گراد است. چنانچه در این شکل مشاهده می‌شود، نقطه ۱ و ۲ نشان‌دهنده رسوبات با ابعاد  $0/48$  و  $0/28$  میکرومتر است که این دو نقطه به ترتیب غنی از عناصر کروم و وانادیوم و غنی از عناصر کروم، مولیبدن و وانادیوم هستند. مقایسه شکل‌های (۶) و (۷) نشان می‌دهد که کسر سطحی فازهای ثانویه سفید رنگ در نمونه تغییر شکل یافته در  $1000$  درجه سانتی‌گراد نسبت به نمونه تغییر شکل یافته در  $900$  درجه سانتی‌گراد کاهش یافته است. همچنین اندازه رسوب‌های مورد مطالعه برای آزمون طیف‌سنجی پراش انرژی پرتوی ایکس، حاکی از کاهش اندازه این رسوبات با افزایش

نمونه‌های حاصل از کشش گرم را در کرنش  $0/8$  نشان می‌دهد. همانطور که مشاهده می‌شود با افزایش دما از  $950$  به  $1050$  درجه سانتی‌گراد، افزایش اندازه دانه از  $12/76$  به  $33/56$  میکرومتر مشاهده شده است. با افزایش مجدد دما به میزان  $50$  درجه سانتی‌گراد اندازه دانه با شیب بیشتری نسبت به حالت قبل افزایش یافته و به  $65/51$  میکرومتر در دمای  $1100$  درجه سانتی‌گراد می‌رسد. بدیهی است که افزایش دما با افزایش در اندازه دانه‌ها همراه است. اما در این شرایط با توجه به فعال شدن فرایندهای فعال‌شونده با دما و وقوع تبلور مجدد، میزان افزایش اندازه دانه کمتر از انتظار است. با توجه به ریزساختارهای ارائه شده در شکل (۱۰) مشاهده می‌شود که در دمای  $1050$  و  $1100$  درجه سانتی‌گراد ساختارها به صورت ناهمگن و حاوی دانه‌های حاصل از تبلور مجدد هستند. در دمای  $1150$  درجه سانتی‌گراد تنها با پدیده رشد دانه به خصوص رشد دانه‌های تبلور مجدد یافته مواجه بوده و بدین دلیل ساختار نهایی به نسبت همگن است. همچنین یکی دیگر از عوامل مهم در افزایش اندازه دانه با افزایش دما، حل شدن کاربیدها با افزایش دما است که این موضوع در بخش کاربیدها بررسی شده است.

مطابق با شکل (۱۰-ب و ۱۰-ج) در قسمت‌هایی از ساختار، دانه‌های تبلور مجدد یافته مشاهده می‌شود. با توجه به تصاویر الکترون برگشتی در دمای  $1100$  درجه سانتی‌گراد شکل (۸) مشاهده می‌شود که در برخی مناطق رسوبات غنی از عناصر کروم و وانادیوم مشاهده می‌شود. با مقایسه شکل‌های (۷) و (۸) مشاهده می‌شود که کاربیدها تا حدی انحلال یافته‌اند و این موضوع نشان‌دهنده غلبه فرایندهای فعال‌شونده با دما بر تأثیر کاربیدها است. بنابراین در محدوده دمایی  $1100-1000$  درجه سانتی‌گراد، وقوع تبلور مجدد دینامیکی باعث ایزوله شدن ترک‌ها از مرزدانه شده و در نتیجه به هم پیوستن ترک‌ها و حفره‌ها رخ نمی‌دهد و امکان پیشروی ترک به تعویق می‌افتد.

با توجه به شکل (۹) هیچ‌گونه کاربیدی در دمای  $1150$  درجه سانتی‌گراد قابل مشاهده نیست. بنابراین در آزمایش کشش، با افزایش دما به  $1150$  درجه سانتی‌گراد ذرات کاربیدی

می‌شود. بنابراین در دمای ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد تبلور مجدد استاتیک روی داده است. با افزایش کرنش از ۰/۴ تا ۰/۸ اندازه دانه از ۷۸ به ۶۵/۵ میکرومتر کاهش یافته است. به نظر می‌رسد در این میزان کرنش شرایط برای جوانه‌زنی در مناطق بیشتری مهیاتر است. دلیل این مسئله را می‌توان افزایش چگالی نابه‌جایی‌ها و افزایش نیروی محرکه لازم برای تبلور مجدد و جوانه‌زنی بیشتر در کرنش‌های بالاتر دانست.

با بررسی تصاویر میکروسکوپی و همچنین نمودار داکتیلیته گرم آلیاژ در نرخ کرنش ثابت ۰/۱ بر ثانیه، به نظر می‌رسد که با توجه به وقوع تبلور مجدد دینامیکی، مناسب‌ترین محدوده دمایی برای تغییر شکل گرم فولاد ۱۱۰۰-۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد است.

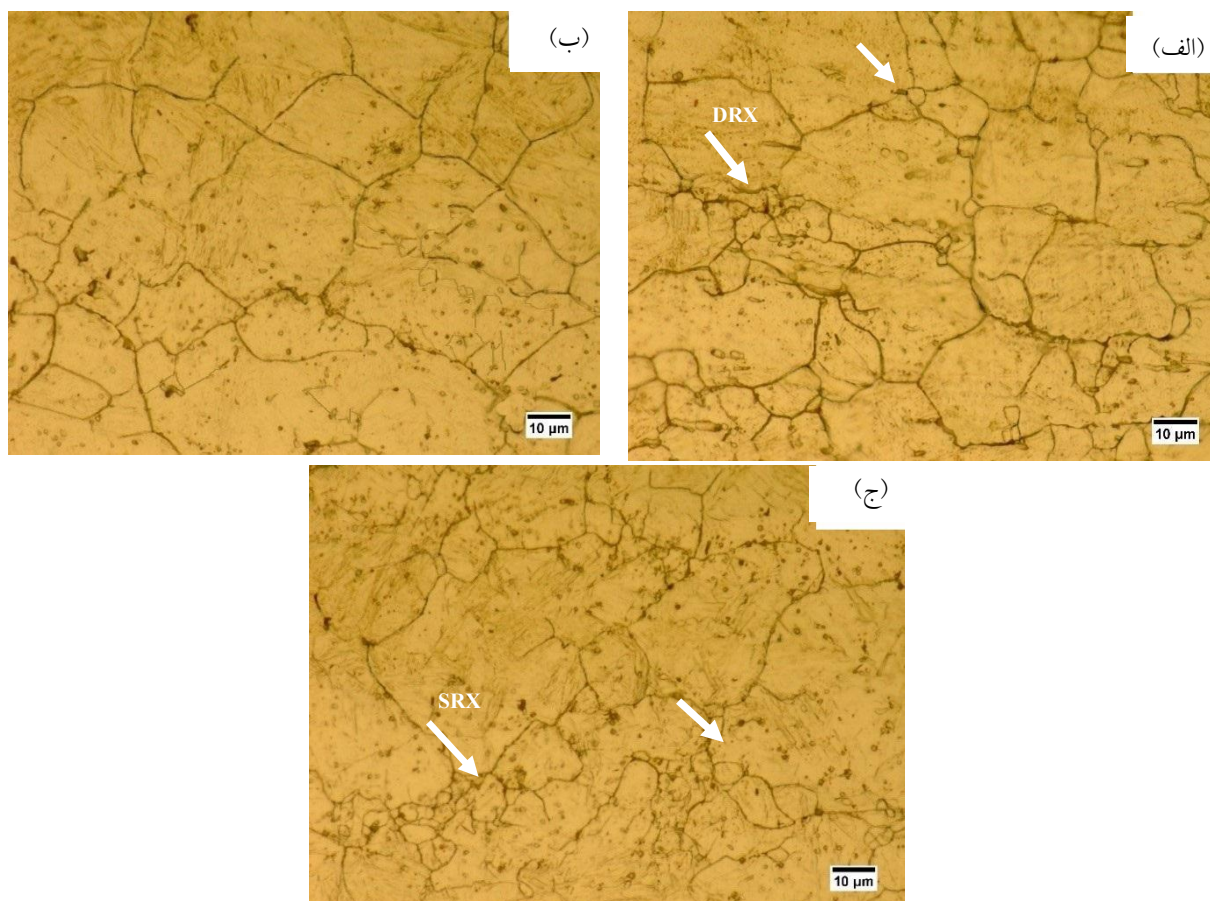
#### ۴- نتیجه‌گیری

- در اثر افزایش دما از ۹۰۰ به ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد، استحکام حداکثر از ۲۱۱/۸۵ به ۷۱/۳۴ کاهش یافته است که نشان‌دهنده کاهش مقاومت به تغییر شکل آلیاژ است.
- با افزایش دما، افزایش اندازه دانه مشاهده شده است که این افزایش اندازه دانه از دماهای ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد به بعد با شیب بیشتری است. علت این امر نیز به حل شدن کاربیدها به میزان بیشتر با افزایش دما نسبت داده شده است.
- داکتیلیته در دماهای ۹۰۰ و ۹۵۰ درجه سانتی‌گراد به علت کم بودن دما و عدم فعال شدن فرایندهای ترمیم و حضور کاربیدها نسبت به سایر دماها کمتر است. با افزایش دما (در محدوده دمایی ۱۱۰۰-۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد) به علت وقوع تبلور مجدد دینامیکی، داکتیلیته افزایش یافته و در نهایت در دمای ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد با توجه به انحلال ذرات کاربیدی و رشد دانه، داکتیلیته افت کرد.
- با افزایش کرنش از ۰/۴ به ۰/۸ اندازه دانه‌ها از ۷۸ به ۶۵/۵ میکرومتر کاهش یافته است و جوانه‌های تبلور مجدد بیشتری مشاهده شد که این امر نشان‌دهنده چگالی بیشتر نابه‌جایی‌ها و در نتیجه وجود مناطق مهیای بیشتری برای جوانه‌زنی در کرنش ۰/۸ است.

دمای تغییر شکل است. از این‌رو این مسئله نشان می‌دهد که با افزایش دمای تغییر شکل از ۹۰۰ به ۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد انحلال رسوبات کاربیدی افزایش پیدا کرده است که این مشاهدات در تطابق کامل با گزارش‌ها ارائه شده است [۱۸]. با توجه به اینکه رسوبات به‌عنوان مانعی در برابر حرکت یا مهاجرت مرزهای دانه هستند و این قفل شدن مرزها باعث ممانعت از وقوع تبلور مجدد می‌شود، بنابراین در دمای ۹۰۰ درجه سانتی‌گراد به دلیل کسر سطحی بیشتر رسوبات، آنها به‌عنوان موانعی مؤثر در مقابل مهاجرت مرزها عمل کرده و در نتیجه تبلور مجدد را به تاخیر می‌اندازند. همان‌طور که گفته شد، حضور کاربیدها با حداکثر اندازه بحرانی (دو میکرومتر) باعث ایجاد مقاومت در برابر مهاجرت مرزها می‌شوند اما با افزایش دما و انحلال آنها، مهاجرت مرزها با سهولت بیشتری انجام می‌شود و در نتیجه با مهاجرت مرزها می‌توان با مکانیزم تاول زدن شاهد وقوع تبلور مجدد بود [۲۲، ۲۸، ۳۰ و ۳۱]. گزارش شده است [۲۲] که در محدوده دمایی ۱۰۰۰ تا ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد فقط کاربیدهای وانادیوم وجود داشته و درصد بیشتری از این کاربیدها با افزایش دما حل می‌شوند تا اینکه در دمای ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد، حل شدن کامل کاربیدهای وانادیوم منجر به رشد بیشتر دانه می‌شود. بنابراین کرنش شکست مطابق با شکل (۳) از دمای ۱۱۰۰ به ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد کاهش می‌یابد.

#### ۳-۴- بررسی اثر میزان کرنش بر تبلور مجدد

به‌منظور بررسی اثر میزان کرنش بر رفتار تبلور مجدد فولاد H10 طی آزمایش کشش گرم، میزان کاهش سطح مقطع نمونه در نرخ کرنش ۰/۱ بر ثانیه و دمای ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد از سطح شکست تا انتهای طول سنجه اندازه‌گیری و ریزساختار آن بعد از برش متناظر با آن نقطه با کاهش سطح مقطع خاص بررسی شده است. شکل (۱۲) تصویر نمونه در کرنش‌های ۰/۴ و ۰/۸ و نوک شکست را نشان می‌دهد که با منطقه بدون کرنش، مقایسه شده‌اند. چنانچه مشاهده می‌شود در نمونه‌ای که تحت کرنش حداقل قرار گرفته است، دانه‌های تبلور مجدد یافته در ساختار مشاهده



شکل ۱۲- ریزساختار فولاد H10 پس از آزمایش کشش گرم در دمای ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش ۱/۰ بر ثانیه در منطقه: (الف) کرنش ۸/۰، (ب) کرنش ۴/۰، و (ج) بدون کرنش

### تشکر و سپاسگزاری

بدینوسیله نویسندگان مقاله از حمایت‌های دانشگاه صنعتی مالک اشتر در تأمین اعتبار این پژوهش قدردانی به‌عمل می‌آورند.

- در نرخ کرنش ثابت ۱/۰ بر ثانیه، محدوده دمایی ۱۱۰۰-۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد با توجه به وقوع تبلور مجدد دینامیکی و داکتیلیته گرم بالا به‌عنوان محدوده دمایی مناسب برای تغییر شکل فولاد مورد بررسی به‌دست آمد.

### واژه‌نامه

1. Energy-dispersive X-ray spectroscopy (EDS)
2. Dynamic Recovery (DRV)
3. Dynamic Recrystallization (DRX)

### مراجع

1. Samii Zafarghandi, M. and Abbasi, S. M., "Hot Deformation Behavior of Haynes 25 by the Hot Tensile Test", *Journal of Advanced Materials in Engineering (Esteghlal)*, Vol. 2, pp. 1-10, 2019.
2. Mintz, B., Yue, S., and Jonas, J. J., "Hot Ductility of Steels and Its Relationship To the Problem of Transverse Cracking During Continuous-Casting", *International Materials Reviews*, Vol. 36, No. 5, pp. 187-217, 1991.

3. Zrník, J., Kvackaj, T., Pongpaybul, A., Sricharoenchai, P., Vilk, J., and Vrchovisky, V., "Effect of Thermomechanical Processing on the Microstructure and Mechanical Properties of Nb – Ti Microalloyed Steel", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 321, No. A, pp. 321-325, 2001.
4. Roberts, G., Krauss, G., and Kennedy, R., *Tool Steels: 5th Edition*, Book, p. 121, 1998.
5. Chavilian, H., Farmanesh, K., Soltanipour, A., and Maghsoudi, E., "Investigation of Hot Deformation Behavior of 321 Stainless Steel using Hot Compression Test and Modeling with Constitutive Equations", *Journal of Advanced Materials in Engineering (Esteghlal)*, Vol. 3, pp. 63-72, 2017.
6. Tamura, I., Sekine, H., Tanaka, T., and Ouchi, C., *Thermomechanical Processing of High Strength Low-alloy Steels*, Butterworths, London, pp. 1-16, 1988.
7. Avishan, B., "Effect of Dislocation Density on Deformation Behavior of Super Strong Bainitic Steel", *Journal of Advanced Materials in Engineering (Esteghlal)*, Vol. 4, pp. 101-111, 2016.
8. Venugopal, S., Mannan, S. L., and Prasad. Y. V. R. K., "Influence of Strain Rate and State of Stress on the Formation of Ferrite in Stainless Steel Type AISI 304 During Hot Working", *Materials Letters*, Vol. 25, pp. 355-368, 1996.
9. Imbert, C. A. C., and McQueen, H. J., "Dynamic Recrystallisation of D2 and W1 Tool Steels", *Materials Science and Technology*, Vol. 16, No. 5, pp. 532-538, 2000.
10. Norstrom, L., "Development of hot-work tool steel for applications", *Metals Society*, No. January, pp. 22-26, 1981.
11. Imbert, C. A. C., and McQueen, H. J., "Peak Strength, Strain Hardening and Dynamic Restoration of A2 and M2 Tool Steels in Hot Deformation", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 313, No. 1-2, pp. 88-103, 2001.
12. Ha, T. K., Jeong, H. T., and Jung, J. Y., "High Temperature Deformation Behavior of M2 High-Speed Tool Steel", *Solid State Phenomena*, Vol. 124-126, pp. 1365-1368, 2007.
13. Ezatpour, H. R., Sajjadi, S. A., and Haddad-Sabzevar, M., "Influence of Hot Deformation Strain Rate on the Mechanical Properties and Microstructure of K310 Cold Work Tool Steel", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 527, No. 6, pp. 1299-1305, 2010.
14. QU, M., SUN, S., BAI, X., SHI, Z., GAO, Y., and FU, W., "Hot Deformation Behavior of As-cast AISI M2 High-speed Steel Containing Mischmetal", *Journal of Iron and Steel Research, International*, Vol. 21, No. 1, pp. 60-68, 2014.
15. Imbert, C. A. C., and McQueen, H. J., "Flow Curves up to Peak Strength of Hot Deformed D2 and W1 Tool Steels", *Materials Science and Technology*, Vol. 16, No. 5, pp. 524-531, 2000.
16. Križaj, A., Fazarinc, M., Jenko, M., and Fajfar, P., "Hot Workability of 95MnWCr5 Tool Steel", *Materiali in Tehnologije*, Vol. 45, No. 4, pp. 351-355, 2011.
17. Pirtovšek, T. V., Kugler, G., and Terčelj, M., "The Behaviour of the Carbides of Ledeburitic AISI D2 Tool Steel During Multiple Hot Deformation Cycles", *Materials Characterization*, Vol. 83, pp. 97-108, 2013.
18. Imbert, C., Ryan, N. D., and McQueen, H. J., "Hot Workability of Three Grades of Tool Steel", *Metallurgical Transactions A*, Vol. 15, No. 10, pp. 1855-1864, 1984.
19. Imbert, C. A. C., and McQueen, H. J., "Dynamic Recrystallization of A2 and M2 Tool Steels", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 313, No. 1-2, pp. 104-116, 2001.
20. Imbert, C. A. C., and McQueen, H. J., "Hot Ductility of Tool Steels", *Canadian Metallurgical Quarterly*, Vol. 40, No. 2, pp. 235-244, 2001.
21. Qamar, S. Z., "Heat Treatment and Mechanical Testing of AISI H11 Steel", *Key Engineering Materials*, Vol. 656-657, pp. 434-439, 2015.
22. Li, J., Li, J., Wang, L., and Li, L., "Study on Carbide in Forged and Annealed H13 Hot Work Die Steel", *High Temperature Materials and Processes*, Vol. 34, No. 6, pp. 593-598, 2015.
23. Okuno, T., "Effect of Microstructure on the Toughness of Hot Work Tool Steels, AISI H13, H10, and H19", *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*, Vol. 27, No. 1, pp. 51-59, 1987.
24. "ASTM E209", in *Standard Practice for Compression Tests of Metallic Materials at Elevated Temperatures with Conventional or Rapid Heating Rates and Strain Rates*, ed, 2005.
25. Ezatpour, H. R., Sajjadi, S. A., Haddad-Sabzevar, M., and Ebrahimi, G. R., "Hot Deformation and Processing Maps of K310 Cold Work Tool Steel", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 550, pp. 152-159, 2012.
26. Yang, X. Y., Wang, X. T., and Wang, G. Q., "Hot Tensile Deformation Behaviors of an AISI 316LN Stainless Steel", *Materials Science Forum*, Vol. 817, pp. 367-373, 2015.
27. Dieter, G. E., Kuhn, H. a., and Semiatin, S. L., *Handbook of Workability and Process Design*, 2003.
28. Humphreys, F. J., and Hatherly, M., *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*, Pergamon, 2nd edition, 2004.
29. Pirtovšek, T. V., Kugler, G., Godec, M., and Terčelj, M., "Three Important Points that Relate to Improving the Hot Workability of Ledeburitic Tool Steels", *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, Vol. 43, No. 10, pp. 3797-3808, 2012.

30. Mintz, B., Cowley, A., Abushosha, R., and Crowther, D. N., "Hot Ductility Curve of an Austenitic Stainless Steel and Importance of Dynamic Recrystallisation in Determining Ductility Recovery at High Temperatures", *Materials Science and Technology*, Vol. 15, No. 10, pp. 1179-1185, 1999.
31. Hurtado-Delgado, E., and Morales, R. D., "Hot Ductility and Fracture Mechanisms of a C-Mn-Nb-Al Steel", *Metallurgical and Materials Transactions B: Process Metallurgy and Materials Processing Science*, Vol. 32, No. 5, pp. 919-927, 2001.

# INVESTIGATION OF HOT DEFORMATION AND DUCTILITY BEHAVIOR OF AISI H10 STEEL

M. Kamali Ardakani and M. Morakabati\*

Faculty of Materials and Manufacturing Technologies, Malek Ashtar University of Technology, Iran

(Received: 24 August 2020; Accepted: 29 May 2021)

## ABSTRACT

The aim of this study was to investigate the behavior of hot deformation and occurrence of restoration phenomena during the deformation of AISI H10 hot work tool steel. For this purpose, hot tensile test was performed on the steel in the temperature range of 900-1150 °C with a temperature interval of 50 °C and at a constant strain rate of 0.1s<sup>-1</sup>. The microstructures were examined and the curves of hot flow and ductility were drawn. According to the curves and microstructures, ductility was lower at temperatures of 900 °C and 950 °C due to inactivity of repair processes and the presence of carbides. Ductility increased in the temperature range of 1000-1100 °C due to the occurrence of dynamic recrystallization. Finally, ductility decreased in the temperature of 1150 °C due to the dissolution of carbide particles and grain growth. The results obtained from hot tensile test and microstructural studies at a constant strain rate of 0.1s<sup>-1</sup> revealed that the appropriate temperature range for deformation of AISI H10 hot work tool steel was 1000-1100 °C.

**Keywords:** AISI H10 hot work tool steel, Hot tensile test, Ductility, Microstructural developments, Dynamic recrystallization.

## 1. INTRODUCTION

Occurrence of restoration processes, especially dynamic recrystallization, highly affects the working behavior of alloys including the hot ductility. So, it is necessary to determine the conditions of occurrence of restoration processes while studying the hot ductility behavior of alloys [1,2].

It is well known that the maximum and the steady state strain would be decreased with increasing in temperature. In fact, reducing the maximum strain by increasing the temperature means accelerating the onset of dynamic recrystallization, and decreasing the steady state means increasing the kinetics of dynamic recrystallization.

Previous studies on hot deformation behavior of tool steels [3-5] have shown that the ductility of H13 hot-rolled steel is higher than that of A2 cold-rolled tool steels and M2 hot-rolled steels. However, the softening resistance of M2 steel is higher than the other two ones. The average flow stress of M2 steel is higher than H13 steel at a constant temperature.

\*: m\_morakabati@mut.ac.ir

This is due to the presence of more carbides, especially M<sub>6</sub>C carbide in M2 steel. More carbides in M2 steel makes its grains finer than the other two steels, because the carbides are favorable places for nucleation of recrystallized grains.

The aim of this study is to investigate the occurrence of restoration phenomena, especially dynamic recrystallization, and its effect on ductility changes of H10 alloy. For this purpose, hot tensile tests were performed and stress-strain and ductility curves plotted. Then, the hot deformation behavior of the H10 steel, the microstructure and curves were investigated. Finally, temperature changes and their effect on the flow and ductility curves and microstructure were discussed.

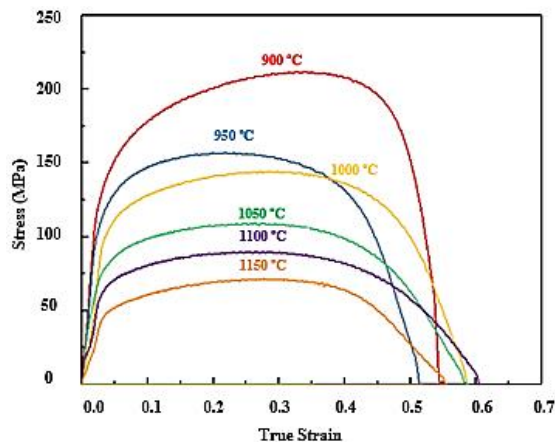
## 2. MATERIALS AND METHODS

The chemical composition of the alloy is presented in Table 1. Hot tensile test was carried out at temperature range of 900-1150 °C and a constant strain rate of 0.1 s<sup>-1</sup>. After cutting and preparing the samples, their surfaces were etched and examined.



**Table 1. Chemical composition of the H10 steel used in the present study (wt.%)**

Fe	Cr	Mo	V	Si	C	Mn	Ni	Al	Ti
Bal	2.87	2.77	0.49	0.35	0.34	0.21	0.17	0.047	0.025

**Figure 1. Stress-strain diagrams of H10 steel after hot tensile test at strain rate of 0.1 s<sup>-1</sup> and different temperatures**

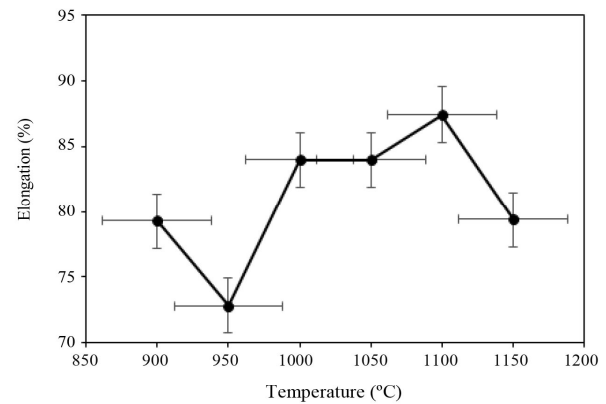
### 3. RESULTS AND DISCUSSION

#### 3.1. Investigation of the behavior of hot tensile test curves of H10 steel

Figure 1. shows the H10 steel flow curves in the temperature range of 900-1150 °C and the strain rate of 0.1 s<sup>-1</sup>. According to the diagram, work hardening is the only phenomenon can be seen at 900 °C which means that interaction and reproduction of dislocations dominate the restoration processes. At temperatures above 950°C and a certain strain, the balance between work hardening caused by the interaction and the reproduction of dislocations, and restoration processes such as DRV, DRX, etc. leads to the steady state diagram. It can also be seen that the flow curves at 900 and 950°C display the lowest elongation.

#### 3.2. Investigation of hot ductility of H10 steel

Hot ductility changes of H10 steel with temperature is shown in Figure 2. The elongation in the temperature range of 1100-1000 °C is higher than that of in other temperatures indicating the good workability of the steel studied in the present work. At 900 and 950 °C, ductility is lower than that of in the higher deformation temperatures, which can be attributed to the low temperature and inactivity of temperature-activated processes and high volume fraction of carbides. Elongation increases with an

**Figure 2. Graph of hot ductility changes of H10 steel with temperature**

increase in temperature and remains almost constant in the temperature range of 1100-1000 °C (Figure 2). Unexpectedly, the elongation decreases with increasing temperature up to 1150 °C due to the dissolution of carbide particles. The significant grain growth as a result of increase in temperature and dissolution of carbides leads to decrease in ductility.

#### 3.3. Investigation of microstructural changes after hot tensile test of H10 steel

##### 3.3.1. Microstructural evolution

By calculating the grain size, it was observed that with increasing temperature from 950 °C to 1050 °C, the grain size increases from 12.76 μm to 33.56 μm. When the temperature reaches 1100 °C, the grain growth accelerates and the grain size reaches 65.51 μm. Although, the increase in temperature is accompanied with an increase in the grain size. The rate of increase in grain size was observed less than that of expected due to the activation of thermally-activated processes and the occurrence of recrystallization. At temperatures of 1050 °C and 1100 °C, the structures are heterogeneous and recrystallized grains can be seen in some areas. At 1150 °C, the final structure is relatively homogeneous because it faces only grain growth, especially the growth of recrystallized grains.

#### 3.4. Investigation of the effect of strain on recrystallization

In order to investigate the effect of strain on the

recrystallization behavior of the H10 steel during hot tensile test, the microstructure of the fracture surface at the strain rate of  $0.1 \text{ s}^{-1}$  and temperature of  $1100^\circ\text{C}$  was studied. The results showed that the grain size decreased from  $78$  to  $65.5 \mu\text{m}$  with increasing the strain from  $0.4$  to  $0.8$ . It seems that the conditions are more suitable for nucleation in more areas in this strain range. It could be due to the fact that the increase in dislocations' density at higher strains provides the driving force for recrystallization and leads to more nucleation.

#### 4. CONCLUSION

- The maximum strength of the H10 alloy decreased from  $211.85 \text{ MPa}$  to  $71.34 \text{ MPa}$  with increasing temperature from  $900^\circ\text{C}$  to  $1150^\circ\text{C}$  indicating an improvement in the deformation behavior.
- The grain growth was observed with increasing temperature and accelerated at temperatures over  $1050^\circ\text{C}$ . This could be attributed to the carbide dissolution.
- Ductility was lower at  $900^\circ\text{C}$  and  $950^\circ\text{C}$  compared to other temperatures due to low temperature and inactivation of restoration processes and the presence of carbides. Dynamic recrystallization could be occurred with increasing temperature to  $1100\text{-}1000^\circ\text{C}$  leading to an increase in ductility. Finally, ductility decreased at  $1150^\circ\text{C}$  due to the dissolution of carbide particles and grain growth.
- The grain size decreased from  $78 \mu\text{m}$  to  $65.5 \mu\text{m}$  with increasing the strain from  $0.4$  to  $0.8$ . Also, more recrystallized grains were observed in this strain range indicating a higher density of

dislocations and more areas for nucleation.

- The best ductility was achieved at temperature range of  $1000\text{-}1100^\circ\text{C}$ .

#### ACKNOWLEDGEMENT

The authors gratefully acknowledge Malek Ashtar university of Technology for financial support.

#### CONFLICT OF INTERESTS

The authors declare that there is no conflict of interest for this paper.

#### REFERENCES

1. Zrník, J., Kvackaj, T., Pongpaybul, A., Sricharoenchai, P., Vilks, J., and Vrchovinsky, V., "Effect of Thermomechanical Processing on the Microstructure and Mechanical Properties of Nb-Ti Microalloyed Steel", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 321, No. A, pp. 321-325, 2001.
2. Roberts, G., Krauss, G., and Kennedy, R., *Tool Steels: 5th Edition*, p. 121, 1998.
3. Imbert, C. A. C., and McQueen, H. J., "Dynamic Recrystallisation of D2 and W1 Tool Steels", *Materials Science and Technology*, Vol. 16, No. 5, pp. 532-538, 2000.
4. Norstrom, L., "Development of Hot-Vvork Tool Steel for Applications", *Metals Society*, No. January, pp. 22-26, 1981 .
5. Imbert, C.A.C., McQueen, H.J., "Peak strength, strain hardening and dynamic restoration of A2 and M2 tool steels in hot deformation", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 313, No. 1-2, pp. 88-103, 2001.