

بررسی رفتار تغییر شکل گرم فولاد ابزار W360 با استفاده از آزمایش فشار گرم

رقیه امیرارسلانی، مریم مرکباتی* و رشید مهدوی

دانشگاه صنعتی مالک اشتر، مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری‌های ساخت

(دریافت مقاله: ۱۳۹۹/۵/۲۹ - دریافت نسخه نهایی: ۱۴۰۰/۳/۳)

DOI: 10.47176/jame.40.1.22122

DOR: 20.1001.1.2251600.1400.40.1.5.0

چکیده- در این پژوهش، به بررسی رفتار تغییر شکل گرم فولاد ابزار گرم کار W360، با انجام آزمایش فشار گرم در محدوده دمایی ۱۰۰۰ تا ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد و نرخ‌های کرنش ۰/۰۱، ۰/۰۱ و ۱ بر ثانیه پرداخته شده است. مطابق نتایج حاصل، تبلور مجدد دینامیکی مهم‌ترین عامل ترمیم این آلیاژ حین تغییر شکل گرم است. در فولاد W360 با افزایش دما و افزایش نرخ کرنش، تبلور مجدد افزایش یافته است. در دمای ۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش یک بر ثانیه ساختار کاملاً تبلور مجدد یافته حاصل شده است و در دمای ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد وقوع رشد دانه کاملاً مشهود است. همچنین با رسم نقشه فرایند این فولاد، محدوده بهینه تغییر شکل گرم آن تعیین شد. تصاویر ریزساختاری حاصل از آزمایش فشار گرم نشان داد که در دمای ۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش ۰/۰۱ بر ثانیه، تبلور مجدد آغاز شده و با افزایش دما و افزایش نرخ کرنش، به دلیل افزایش انرژی ذخیره شده و در نتیجه افزایش مکان‌های مساعد برای جوانه‌زنی، تبلور مجدد توسعه می‌یابد. نتایج حاصل از رسم نقشه فرایند نشان داد، منطقه مناسب تغییر شکل گرم فولاد مورد بررسی، محدوده دمایی ۱۰۵۰ تا ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش ۰/۱ تا ۱ بر ثانیه است.

واژه‌های کلیدی: فولاد ابزار گرم کار W360، آزمایش فشار گرم، تبلور مجدد دینامیکی، نقشه فرایند.

۱- مقدمه

استفاده از آن را در فولاد ابزار قالب‌ها در آهنگری گرم مناسب می‌سازد. این فولاد، با انجام عملیات حرارتی آستینیت در محدوده دمایی ۱۰۵۰ تا ۱۰۷۰ درجه سانتی‌گراد، به سختی حدود ۵۸ HRC می‌رسد که در این حالت، چقرمگی آن معادل چقرمگی سایر فولادهای گرم‌کار با سختی حدود ۴۵ HRC است. یکی از مراحل تولید این فولاد انجام کار گرم است [۱ و ۲]. دانش رفتار تغییر شکل ماده حین و پس از فرایند کار گرم اثر مهمی در کنترل خواص و شکل محصولات دارد [۳]. بنابراین در فرایندهای ترمومکانیکی،

فولاد ابزار گرم کار W360 با توجه به نیاز بازار به عنوان فولاد ابزار قالب‌ها و پانچ‌ها در آهنگری گرم و داغ، از طریق توسعه فولادهای گرم‌کار توسط شرکت بوهرلر تولید شده است. فولادهایی نظیر فولاد گرم کار H10 و H13 که پیش از آن در آهنگری گرم استفاده می‌شدند به سرعت دچار ساییش یا تغییر شکل شده و از دقت ابعادی خارج می‌شدند. فولاد W360 ضمن حفظ سختی در دماهای بالا، چقرمگی^۱ بالایی نیز دارد که ترکیب این دو ویژگی،

* : مسئول مکاتبات، پست الکترونیکی: m_morakabati@mut.ac.ir

در پژوهش دیگری که روی فولاد ابزار M2 انجام شده است، بر اساس نقشه بازده مصرف انرژی این فولاد، در دماهای به نسبت کم (زیر ۱۱۰۰ درجه سانتی گراد) و نرخ‌های کرنش بالا (بالای ۱/۰ بر ثانیه) بازده مصرف انرژی بسیار کم (زیر ۲۰ درصد) است. در مقابل، در دمای بالای ۱۱۰۰ درجه سانتی گراد صرف نظر از میزان نرخ کرنش، بازده مصرف انرژی زیادی (بیشتر از ۳۰ درصد) حاصل می‌شود. بیشترین بازده مصرف انرژی (۴۵ درصد) در حدود دمای ۱۱۵۰ درجه سانتی گراد و نرخ کرنش ۱۰ بر ثانیه حاصل می‌شود. از این رو کارگرگرم فولاد تندبر M2 می‌تواند در حدود دمای ۱۱۵۰ درجه سانتی گراد و نرخ کرنش ۳ تا ۱۰ بر ثانیه انجام شود [۱۰].

فولاد W360 در مقاله منتشر شده در سال ۲۰۰۲ معرفی شده است [۲] و تاکنون پژوهش‌های محدودی [۱۱-۱۳] درباره آن انجام شده است که در آنها بیشتر به بررسی سختی و سختی پذیری این فولاد پرداخته شده است. همچنین در رابطه با رفتار کارگرگرم فولاد W360 اطلاعاتی گزارش نشده است. در پژوهش پیشین [۱۴]، کارپذیری گرم این آلیاژ با استفاده از آزمایش کشش گرم بررسی شده است. در پژوهش حاضر نیز به رفتار تغییر شکل گرم فولاد ابزار گرم کار W360 و تعیین منطقه بهینه کارگرگرم آلیاژ از طریق ترسیم نقشه فرایند^۴ با استفاده از داده‌های حاصل از آزمایش فشار گرم پرداخته شده است.

۲- مواد و روش تحقیق

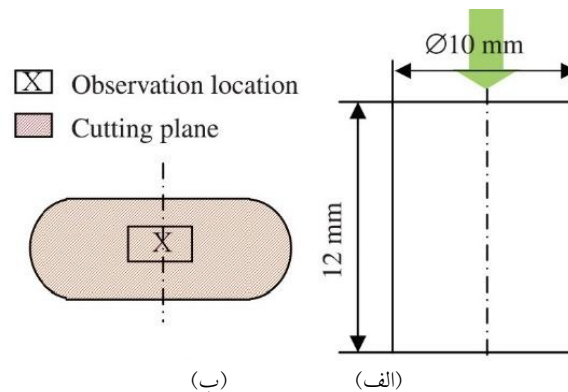
در این پژوهش، ابتدا فولاد ابزار گرم کار W360 مطابق با ترکیب استاندارد بوهرلر [۱] به مقدار ۱۰ کیلوگرم، در کوره القایی تحت گاز آرگون با خلوص ۹۹/۹۹ درصد، ذوب شده و پس از آن در قالب فلزی ریخته‌گری شد. سپس فرایند ذوب مجدد تحت سرباره الکتریکی^۵ (ESR) در کوره با ظرفیت حداکثر ۱۰ کیلوگرم روی آن انجام شد. ترکیب شیمیایی فولاد با دستگاه کوانتومتری مارک بلک^۶، مدل وریولب^۷ انجام شد. نتیجه آن در جدول (۱) ارائه شده است.

شناخت رفتار سیلان و همچنین رابطه بین ریزساختار و کارپذیری اهمیت قابل ملاحظه‌ای دارد [۴].

حضور کربن و سایر عناصر آلیاژی در فولادهای ابزار، سبب تشکیل کاربیدهایی می‌شود که در محدوده کارگرگرم حل نمی‌شوند و از این رو شکل دهی آنها را با مشکل مواجه می‌کنند. عموماً فولادهای ابزار در رده مواد با انرژی نقص در چیده شدن^۲ (SFE) پایین قرار دارند و بنابراین مکانیزم غالب در آنها حین کارگرگرم، تبلور مجدد است. بنابراین این فولادها حین کارگرگرم سریع تبلور مجدد می‌یابند [۵]. حین فرایند تغییر شکل گرم میزان کرنش، دما و نرخ کرنش بر ریزساختار اثر می‌گذارد [۶]. با افزایش دما و کاهش نرخ کرنش مقدار کارسختی با افت همراه خواهد بود. نرم‌شوندگی در اثر تغییر شکل می‌تواند به عملکرد مکانیزم‌های مختلف مانند گرمای تغییر شکل، بازیابی دینامیکی و تبلور مجدد دینامیکی مربوط شود [۷]. کاهش تنش سیلان حاصل از افزایش دمای تغییر شکل می‌تواند به افزایش نرخ فرایندهای ترمیم و کاهش نرخ کرنش سختی نسبت داده شود. چرا که تشکیل جواره‌های تبلور مجدد دینامیکی در دماهای تغییر شکل بالاتر، آسان‌تر از دماهای پایین رخ داده و مقدار کرنش بحرانی (ϵ_c) کمتری برای آغاز تبلور مجدد دینامیکی لازم دارد. علاوه بر این، حرکت مرزخانه‌های در حال رشد با بالاتر رفتن دمای تغییر شکل موجب افزایش نرخ تبلور مجدد دینامیکی می‌شود. آزمایش فشار گرم یکی از مهم‌ترین آزمایش‌ها برای بررسی رفتار کارگرگرم آلیاژ است. با وجود اهمیت کارگرگرم فولادهای ابزار گرم کار، در این زمینه پژوهش‌های کمی گزارش شده است [۸]. در پژوهشی که روی فولاد سردکار 95MnWCr5 انجام شده است، پس از انجام آزمایش فشار گرم در محدوده دمایی ۸۵۰ تا ۱۱۵۰ درجه سانتی گراد و نرخ کرنش ۰/۰۰۱ تا ۱۰ بر ثانیه، نقشه بازده مصرف انرژی^۳ فولاد در کرنش ۰/۹ ترسیم شد. طبق نتایج، بازه‌ای که در آن تبلور مجدد دینامیکی رخ داد، محدوده دمایی ۹۷۰ تا ۱۱۲۰ درجه سانتی گراد و نرخ کرنش ۰/۰۱ تا ۱ بر ثانیه بود که در این محدوده بیشترین بازده مصرف انرژی ۴۰ درصد به دست آمد که در دمای ۱۰۰۵ درجه سانتی گراد و نرخ کرنش ۰/۱ بر ثانیه حاصل شده است [۹].

جدول ۱- ترکیب شیمیایی فولاد ابزار گرم کار W360 پس از انجام ذوب مجدد تحت سرپاره الکتریکی (درصد وزنی)

| عنصر | آهن | کروم | مولیبدن | V | C | منگنز | سیلیسیوم | P | S |
|-----------|------|------|---------|------|------|-------|----------|------|-------|
| درصد وزنی | بقیه | ۵/۳۰ | ۲/۶۹ | ۰/۵۲ | ۰/۴۸ | ۰/۷۱ | ۰/۲۷ | ۰/۰۱ | ۰/۰۰۸ |



شکل ۱- تصویر نمادین نمونه فشار: الف) قبل از تغییر شکل (فلش نشان داده شده برای اعمال بار است) و ب) بعد از تغییر شکل (ناحیه هاشور خورده نشان‌دهنده صفحه برش و منطقه X نشان‌دهنده منطقه‌ای است که تصاویر میکروسکوپی از آنها تهیه شده است).

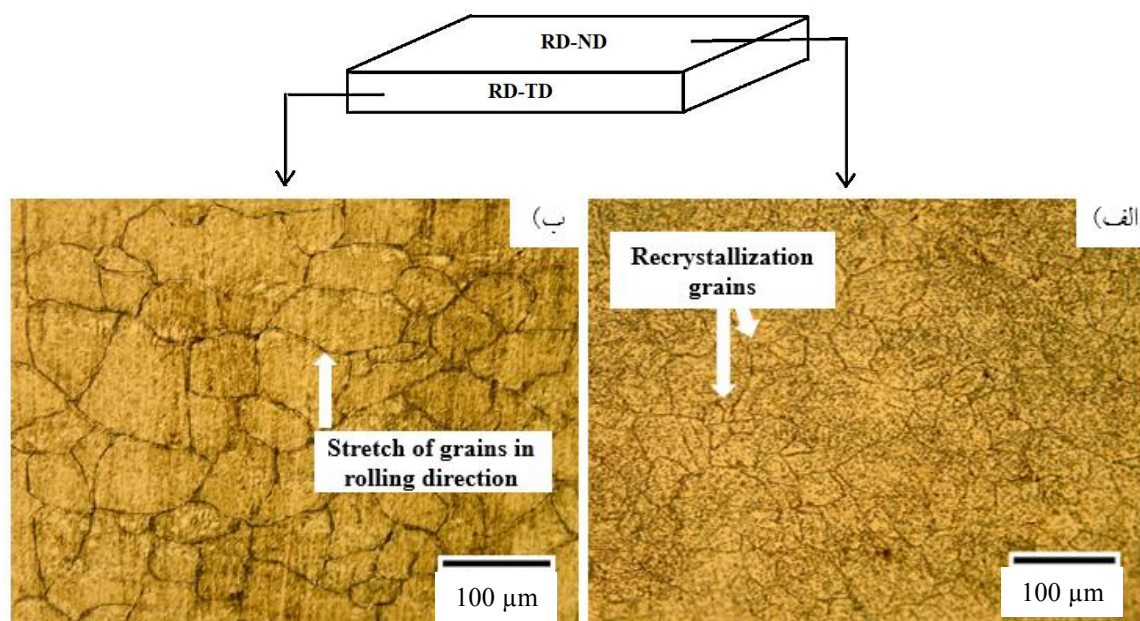
آزمایش بلافاصله در آب سرد شدند.

برای بررسی ریزساختار، نمونه‌ها مطابق شکل (۱) در جهت اعمال نیرو برش خورده و پس از آماده‌سازی سطح آنها، با استفاده از محلول نایتال^۹ چهار درصد حکاری شدند. برای مشاهده ریزساختار، از میکروسکوپ نوری مارک الیمپوس بی ایکس ۱۵۱^{۱۰} استفاده شد. تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی (SEM)^{۱۱} نیز با استفاده از میکروسکوپ مارک وگا ۲ تسکن^{۱۲} با ولتاژ کاری ۲۰ کیلوولت، مجهز به تحلیل‌گر طیف‌سنجی پراکندگی انرژی پرتو ایکس^{۱۳} (EDS) تهیه شد. اندازه دانه‌ها نیز طبق استاندارد ASTM E12 با استفاده از نرم‌افزار ایمپج جی^{۱۴} محاسبه شده است.

۳- نتایج و بحث

ریزساختار نمونه‌ها پس از نورد گرم و آنیل از دو بعد ارزیابی شده است که در شکل (۲) نشان داده شده است. در این شکل مشاهده می‌شود که در اثر وقوع تبلور مجدد، دانه‌های ریز و هم‌محور ایجاد شده است. با این حال کشیدگی کمی در جهت نورد در برخی از دانه‌ها مشاهده می‌شود.

شمش حاصل پس از همگن‌سازی در دمای ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد و به مدت چهار ساعت، به‌منظور جلوگیری از ترک خوردن و افزایش شکل‌پذیری آن تحت عملیات حرارتی آنیل مطابق با پژوهش‌های انجام شده [۱ و ۲] به مدت چهار ساعت در دمای ۸۰۰ درجه سانتی‌گراد قرار گرفت. سپس عملیات نورد گرم در دمای ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد، با میزان کاهش ضخامت ۶۷ درصد (کاهش ضخامت از ۴۰ به ۱۳/۵ میلی‌متر) طی نه پاس انجام شد. پس از آن برای سهولت در ماشین‌کاری، به مدت سه ساعت در دمای ۸۵۰ درجه سانتی‌گراد آنیل شد. طبق استاندارد ASTM E209 [۱۵] نمونه‌های استوانه‌ای آزمایش فشار گرم با رعایت نسبت ابعادی ۱/۵ و با ارتفاع و قطر به ترتیب ۱۲ و ۸ میلی‌متر انتخاب شد. از روانکار گرافیت برای کاهش اصطکاک در حین آزمایش، بین نمونه و فک دستگاه استفاده شد. قبل از انجام آزمایش فشار گرم، نمونه‌ها به مدت ۱۰ دقیقه در دمای آزمایش پیش‌گرم شدند. آزمایش فشار گرم با استفاده از دستگاه اینسترون ۸۵۰۲^{۱۶} مجهز به کوره مقاومتی روی نمونه‌ها در محدوده دمایی ۹۰۰ تا ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد، با فاصله ۱۰۰ درجه سانتی‌گراد و نرخ‌های کرنش ۰/۰۰۱، ۰/۰۱، ۰/۱ و ۱ بر ثانیه، انجام شد. نمونه‌ها پس از



شکل ۲- ریزساختار فولاد ابزار گرم کار W360 پس از نورد گرم اولیه و آنیل: (الف) در جهت نرمال و (ب) در جهت نورد

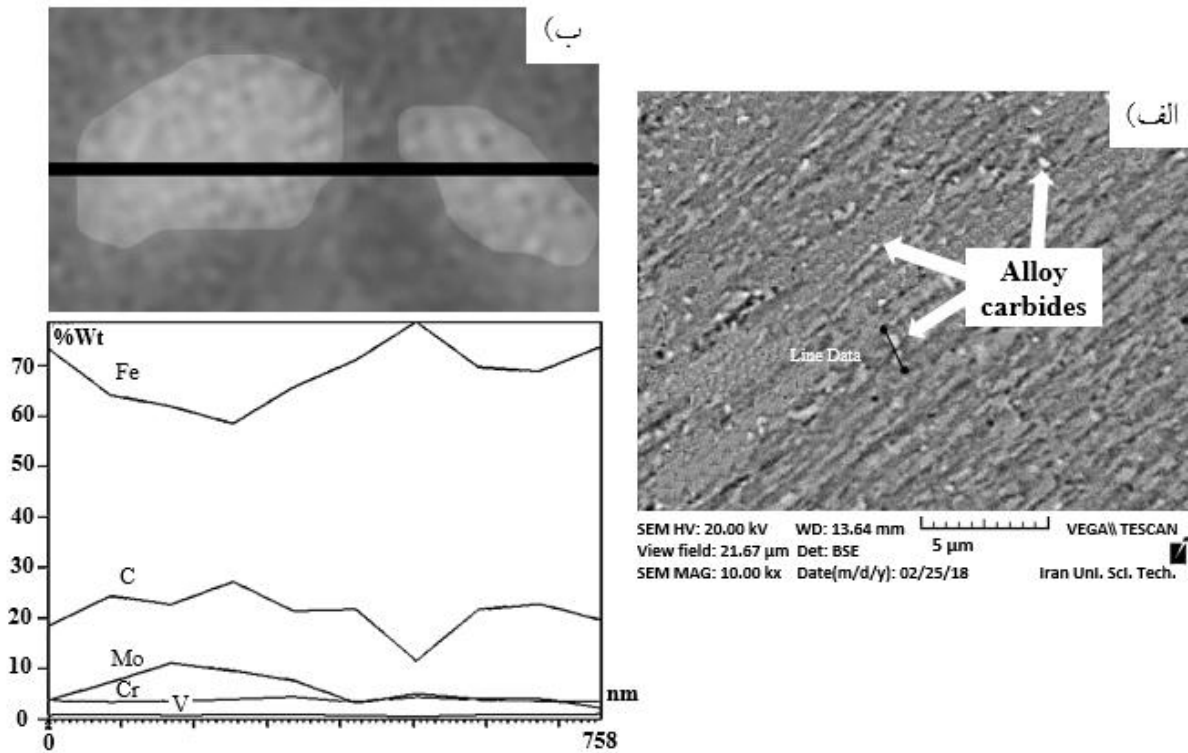
وقوع تبلور مجدد دینامیکی نیست. هنگام وقوع تبلور مجدد دینامیکی، تشخیص پارامترهای مشخصه برای توصیف رفتار تبلور مجدد بسیار مهم است. تغییرات نرخ کارسختی (θ) یا همان شیب منحنی تنش- کرنش) با تنش می‌تواند به خوبی تغییرات ریزساختاری که در ماده رخ می‌دهد را تبیین کند [۱۷]. به منظور بررسی‌های بیشتر و تعیین تنش حداکثر لازم است مشتق منحنی‌های سیلان ارائه شده در شکل (۴) محاسبه شود. شکل (۵) منحنی تغییرات نرخ کار سختی و مشتق آن نسبت به تنش حقیقی فولاد W360 در نرخ کرنش یک بر ثانیه، در دماهای ۹۰۰ و ۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد را نشان می‌دهد.

این منحنی‌ها از سه بخش تشکیل شده‌اند که دو بخش آن خطی است. شیب بخش خطی اول با رسیدن به یک کرنش بحرانی کاهش یافته و بخش خطی دوم آغاز می‌شود. این کرنش، کرنشی است که در آن تشکیل دانه‌های فرعی^{۱۵} آغاز می‌شود و بازیابی دینامیکی رخ می‌دهد [۱۷]. این نقطه با پیکان روی منحنی کار سختی نشان داده شده است. در انتهای بخش خطی دوم با رسیدن به یک تنش بحرانی (b_c)، تبلور مجدد دینامیکی آغاز می‌شود و کارسختی با سرعت بیشتری کاهش یافته تا به صفر برسد. این نقطه نشان‌دهنده تنش حداکثر (b_p) است [۱۷].

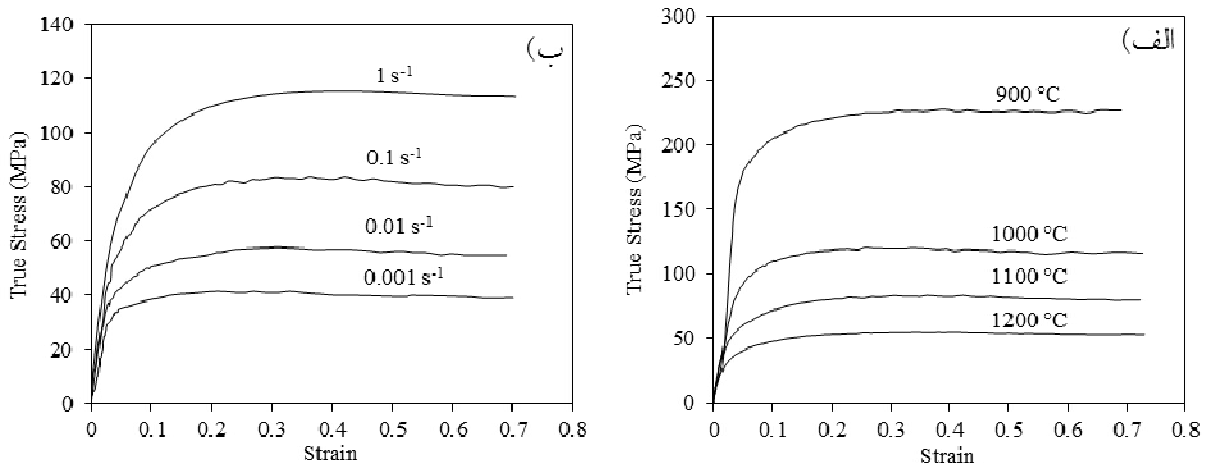
میانگین اندازه دانه در جهت نرمال و جهت نورد، ۳۵ و ۵۳ میکرومتر به دست آمد. شکل (۳- الف) تصویر میکروسکوپی الکترونی روشی فولاد نورد شده را نشان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود. این آلیاژ دارای رسوباتی است که با انجام نورد گرم به طور یکنواخت پراکنده شده است. مطابق شکل (۳- ب) تحلیل خطی از رسوبات موجود نشان داد که آنها کاربیدهایی غنی از مولیبدن هستند. حضور این کاربیدها سبب افزایش سختی و استحکام آلیاژ می‌شود و در تغییر شکل فولاد نیز مشکل ایجاد می‌کند که در ادامه به آن پرداخته می‌شود.

منحنی‌های تنش حقیقی- کرنش حقیقی حاصل از آزمایش فشار گرم فولاد W360 در شرایط: الف) نرخ کرنش ۰/۱ و در دماهای مختلف و ب) دمای ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد و در نرخ‌های کرنش مختلف.

شکل (۴- الف) منحنی‌های سیلان فولاد W360 در نرخ کرنش ۰/۱ بر ثانیه و در دماهای مختلف و شکل (۴- ب) منحنی‌های سیلان در دمای ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد و در نرخ‌های کرنش مختلف را نشان می‌دهد. مطابق نتایج پژوهشی [۱۶] که روی فولاد زنگ‌نزن ۳۲۱ انجام شده است، مشاهده نشدن نقطه حداکثری در نمودار تنش- کرنش به معنی عدم



شکل ۳- الف) تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی فولاد W360 نورد شده و ب) تحلیل خطی طیف‌سنجی پراکندگی انرژی پرتوی ایکس از رسوبات موجود در شکل الف

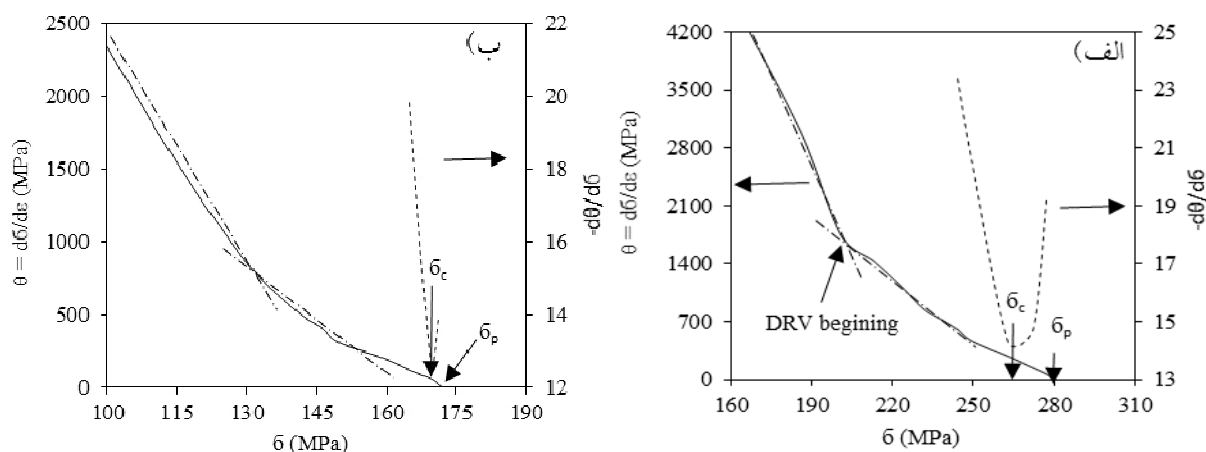


شکل ۴- منحنی‌های تنش حقیقی- کرنش حقیقی حاصل از آزمایش فشار گرم فولاد W360 در شرایط: الف) نرخ کرنش ۰/۱ بر ثانیه و در دماهای مختلف و ب) دمای ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد و در نرخ‌های کرنش مختلف

استخراج‌شده از منحنی‌های σ - θ فولاد W360 را نشان می‌دهد.

تغییرات نرخ کارسختی برحسب تنش برای فولاد W360 در دماها و نرخ‌های کرنش مختلف در شکل (۶) ارائه شده است.

با رسیدن به کرنش بحرانی برای آغاز تبلور مجدد، قرینه تغییرات شیب منحنی نرخ کار سختی برحسب تنش یک نقطه حداقل را نشان می‌دهد که می‌توان از آن مطابق شکل (۵) در تعیین σ_c کمک گرفت. جدول (۲) خلاصه‌ای از داده‌های



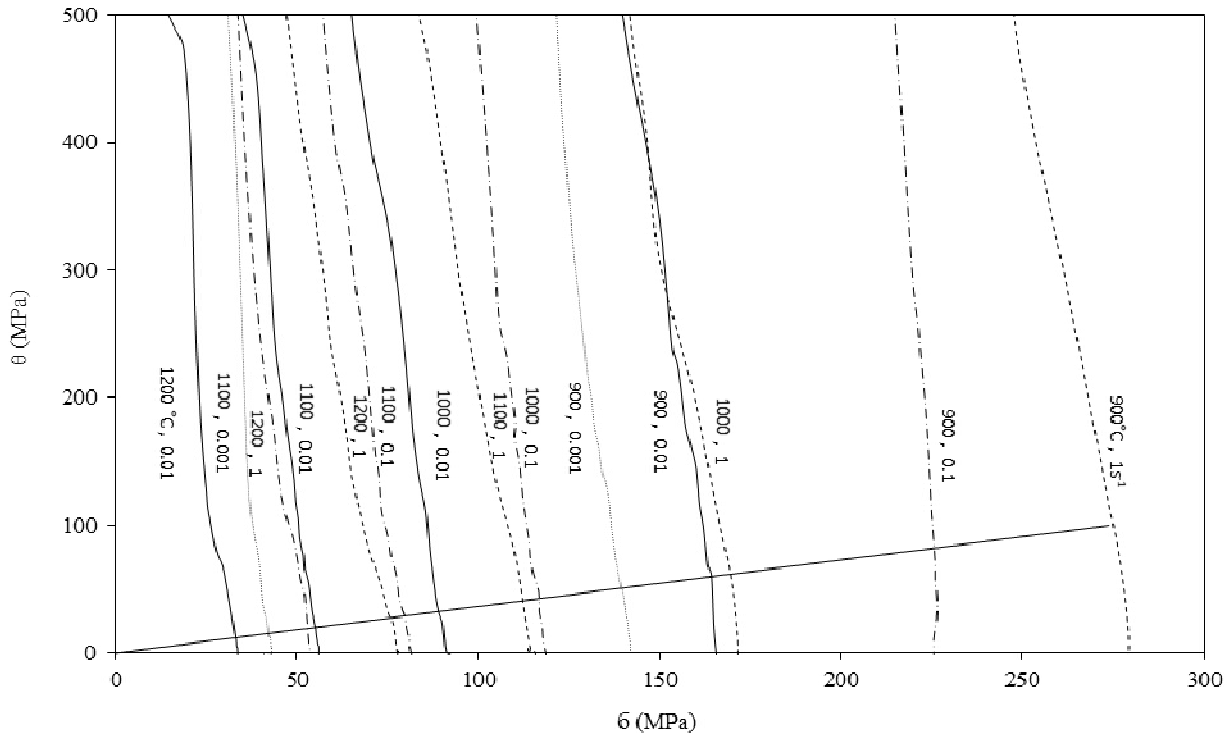
شکل ۵- منحنی تغییرات نرخ کارسختی فولاد W360 و مشتق آن نسبت به تنش حقیقی در نرخ کرنش ۱ بر ثانیه در دماهای: الف) ۹۰۰ و ب) ۱۰۰۰ درجه سانتی گراد

جدول ۲- مقادیر تنش و کرنش بحرانی و حداکثر محاسبه شده برای فولاد W360 در دماها و نرخ‌های کرنش مختلف

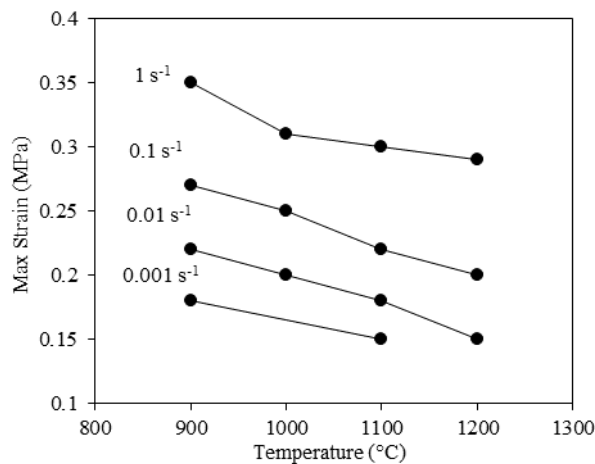
| σ_p (مگاپاسکال) | ϵ_p | σ_c (مگاپاسکال) | ϵ_c | $\dot{\epsilon}$ (بر ثانیه) | دما (درجه سانتی گراد) |
|---------------------------|--------------|---------------------------|--------------|--------------------------------|--------------------------|
| ۱۴۲ | ۰/۳۵ | ۱۴۱ | ۰/۱۲ | ۰/۰۰۱ | ۹۰۰ |
| ۱۷۶ | ۰/۲۲ | ۱۷۴ | ۰/۱۵ | ۰/۰۱ | ۹۰۰ |
| ۲۲۶ | ۰/۲۷ | ۲۲۵ | ۰/۲۰ | ۰/۱ | ۹۰۰ |
| ۲۷۹ | ۰/۳۵ | ۲۷۵ | ۰/۲۴ | ۱ | ۹۰۰ |
| ۹۱ | ۰/۲ | ۹۰ | ۰/۱۴ | ۰/۰۱ | ۱۰۰۰ |
| ۱۲۰ | ۰/۲۵ | ۱۱۸ | ۰/۱۷ | ۰/۱ | ۱۰۰۰ |
| ۱۷۲ | ۰/۳۱ | ۱۶۹ | ۰/۲۳ | ۱ | ۱۰۰۰ |
| ۴۲ | ۰/۱۹ | ۴۳ | ۰/۱ | ۰/۰۰۱ | ۱۱۰۰ |
| ۵۸ | ۰/۲ | ۵۵ | ۰/۱۱ | ۰/۰۱ | ۱۱۰۰ |
| ۸۴ | ۰/۲۲ | ۸۲ | ۰/۱۶ | ۰/۱ | ۱۱۰۰ |
| ۱۱۶ | ۰/۳ | ۱۱۴ | ۰/۲۱ | ۱ | ۱۱۰۰ |
| ۳۳ | ۰/۱۵ | ۳۳ | ۰/۱۰ | ۰/۰۱ | ۱۲۰۰ |
| ۵۵ | ۰/۲ | ۵۵ | ۰/۱۵ | ۰/۱ | ۱۲۰۰ |
| ۷۸ | ۰/۲۹ | ۷۸ | ۰/۱۹ | ۱ | ۱۲۰۰ |

تغییر شکل در مواد با انرژی نقص در چیده شدن متوسط و کم (مانند فولاد W360)، نابه‌جایی‌ها را تا مقدار قابل توجهی افزایش می‌دهد. این افزایش به‌قدری است که منجر به جوانه‌زنی دانه‌های تبلور مجدد حین تغییر شکل می‌شود [۱۷].

همان‌طورکه در این شکل مشاهده می‌شود، با افزایش دما و کاهش نرخ کرنش (افزایش زمان حرارت‌دهی) به‌دلیل کاهش چگالی نابه‌جایی‌ها^{۱۶} نرخ کارسختی کاهش می‌یابد.



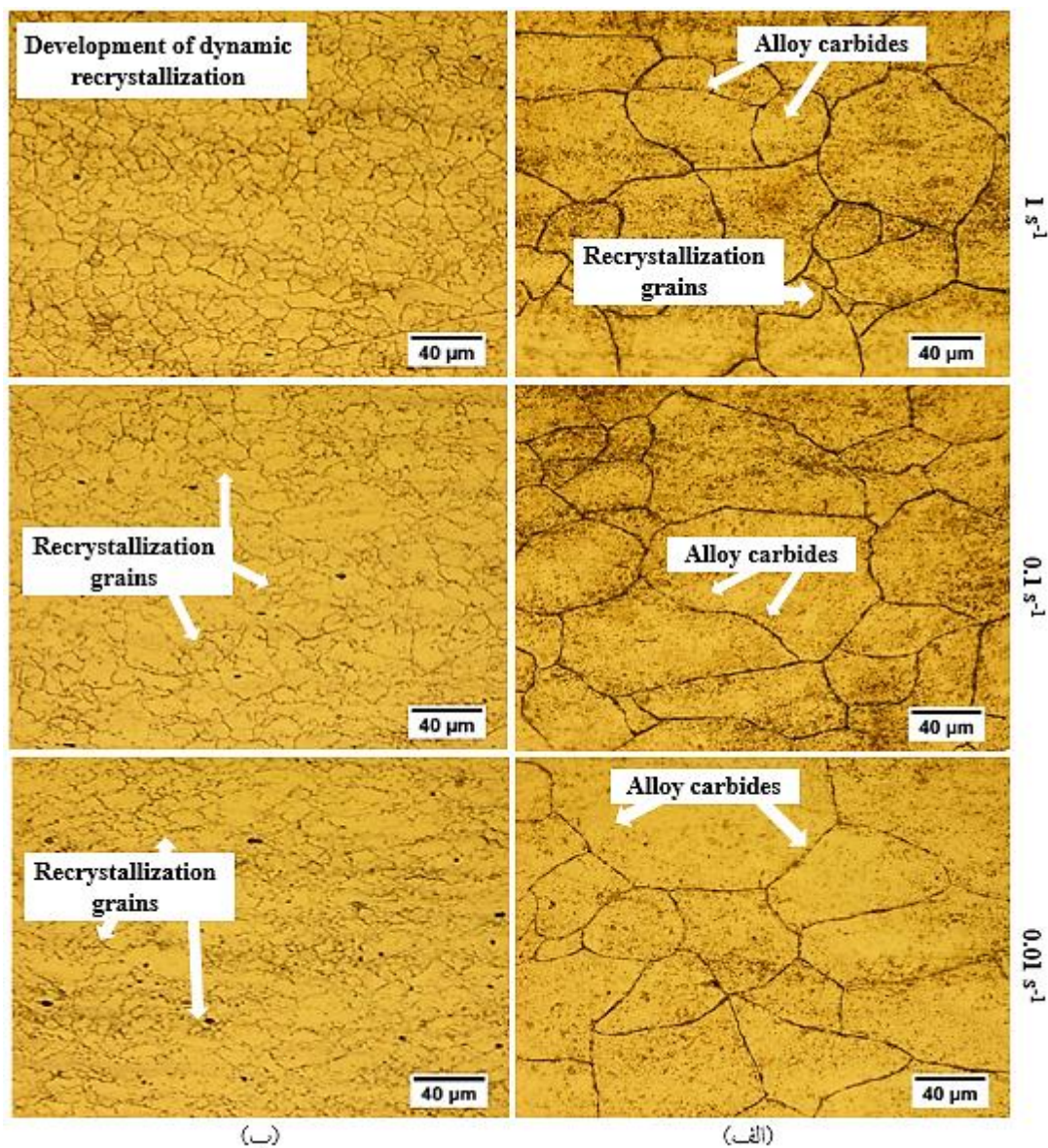
شکل ۶- تغییرات نرخ کارسختی فولاد W360 با تنش در دماها و نرخ‌های کرنش مختلف



شکل ۷- تغییرات کرنش حداکثر فولاد W360 با دما در نرخ‌های کرنش مختلف

درجه سانتی‌گراد، در نرخ‌های کرنش مختلف را تأیید خواهد کرد. شکل (۸) ریزساختار نمونه‌های تغییر شکل یافته در دماهای ۹۰۰ و ۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد، در نرخ‌های کرنش مختلف را نشان می‌دهد. مطابق شکل (۸-الف)، در دمای ۹۰۰ درجه سانتی‌گراد، کاربیدهای آلیاژی در مرزدهانه‌ها و همچنین داخل دانه‌های نمونه‌های تغییر شکل یافته حضور دارند.

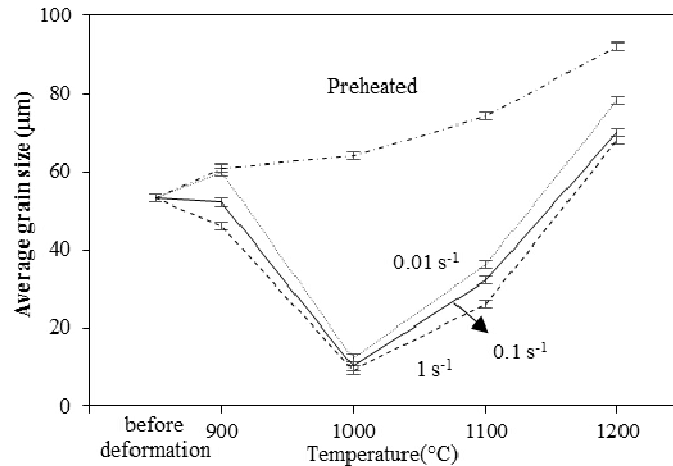
براساس داده‌های حاصل در جدول (۲) تغییرات کرنش حداکثر با دما در شکل (۷) ترسیم شده است. همان‌طور که در این شکل مشاهده می‌شود، با افزایش دما و کاهش نرخ کرنش، کرنش حداکثر کاهش می‌یابد. در واقع کاهش کرنش حداکثر با افزایش دما به معنی تسریع در شروع تبلور مجدد دینامیکی است. در ادامه تصاویر ریزساختاری فولاد نیز وقوع تبلور مجدد در دماهای بالای ۱۰۰۰



شکل ۸- ریزساختار فولاد W360 بعد از انجام آزمایش فشار گرم در نرخ‌های کرنش مختلف در دماهای: (الف) ۹۰۰ و (ب) ۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد

کرنش یک بر ثانیه، در ریزساختار مشاهده شده که سبب کاهش جزئی اندازه دانه مطابق شکل (۹) شده است که علت آن می‌تواند اثر گرمای ناشی از تغییر شکل^{۱۷} باشد. در پژوهشی [۱۸] که روی تغییر شکل گرم فولاد زنگ‌نزن ۳۰۴ انجام شد، نشان داده شده است که در دماهای کمتر از ۹۰۰ درجه سانتی‌گراد و نرخ‌های کرنش بیشتر از ۰/۰۱ بر ثانیه، منحنی‌های سیلان، رفتار نرمی از خود نشان می‌دهند که ناشی از گرمای تغییر شکل است.

حضور این کاربیدها با جلوگیری از حرکت مرز دانه‌ها، از تبلور مجدد جلوگیری می‌کند. شکل (۹) تغییرات اندازه دانه نمونه‌ها با دما، قبل و بعد از انجام تغییر شکل در نرخ‌های کرنش مختلف را نشان می‌دهد. همان‌طور که در این شکل مشاهده می‌شود، در دمای ۹۰۰ درجه سانتی‌گراد اندازه دانه فولاد نسبت به اندازه دانه نمونه پیش‌گرم شده، تغییرات زیادی نداشته است. با این حال تعداد اندکی دانه‌های تبلور مجدد دینامیکی در نرخ



شکل ۹- تغییرات اندازه دانه فولاد W360 با دما در قبل و بعد از تغییر شکل در نرخ‌های کرنش مختلف

جوانه‌زنی دانه‌های تبلور مجدد دینامیکی بیشتر می‌شود. همچنین نرخ رشد دانه‌های جدید تبلور مجدد دینامیکی با افزایش نرخ کرنش کاهش یافته یا محدود می‌شود. بنابراین ریزدانه‌گی حاصل می‌شود. اما در نرخ‌های کرنش پایین به دلیل افزایش نرخ بازیابی دینامیکی، انرژی کافی برای تکمیل تبلور مجدد دینامیکی وجود ندارد و از این رو کسر تبلور مجدد دینامیکی کاهش می‌یابد.

همان‌طور که بیان شد، در نرخ‌های کرنش بالاتر، مکان‌های مرجح برای جوانه‌زنی دانه‌های تبلور مجدد افزایش می‌یابد. این موضوع منجر به ایجاد توزیع اندازه دانه یکنواخت‌تر در ریزساختار، در نرخ‌های کرنش بیشتر شده است. گزارش شده است [۲۰-۲۲] که در فولاد AISI ۴۱۴۰، نیز یکنواختی توزیع اندازه دانه با افزایش نرخ کرنش مشاهده شده است. در این پژوهش‌ها همچنین مشاهده شده است که با افزایش نرخ کرنش، میانگین اندازه دانه کاهش یافته است که با نتایج پژوهش حاضر تطابق دارد.

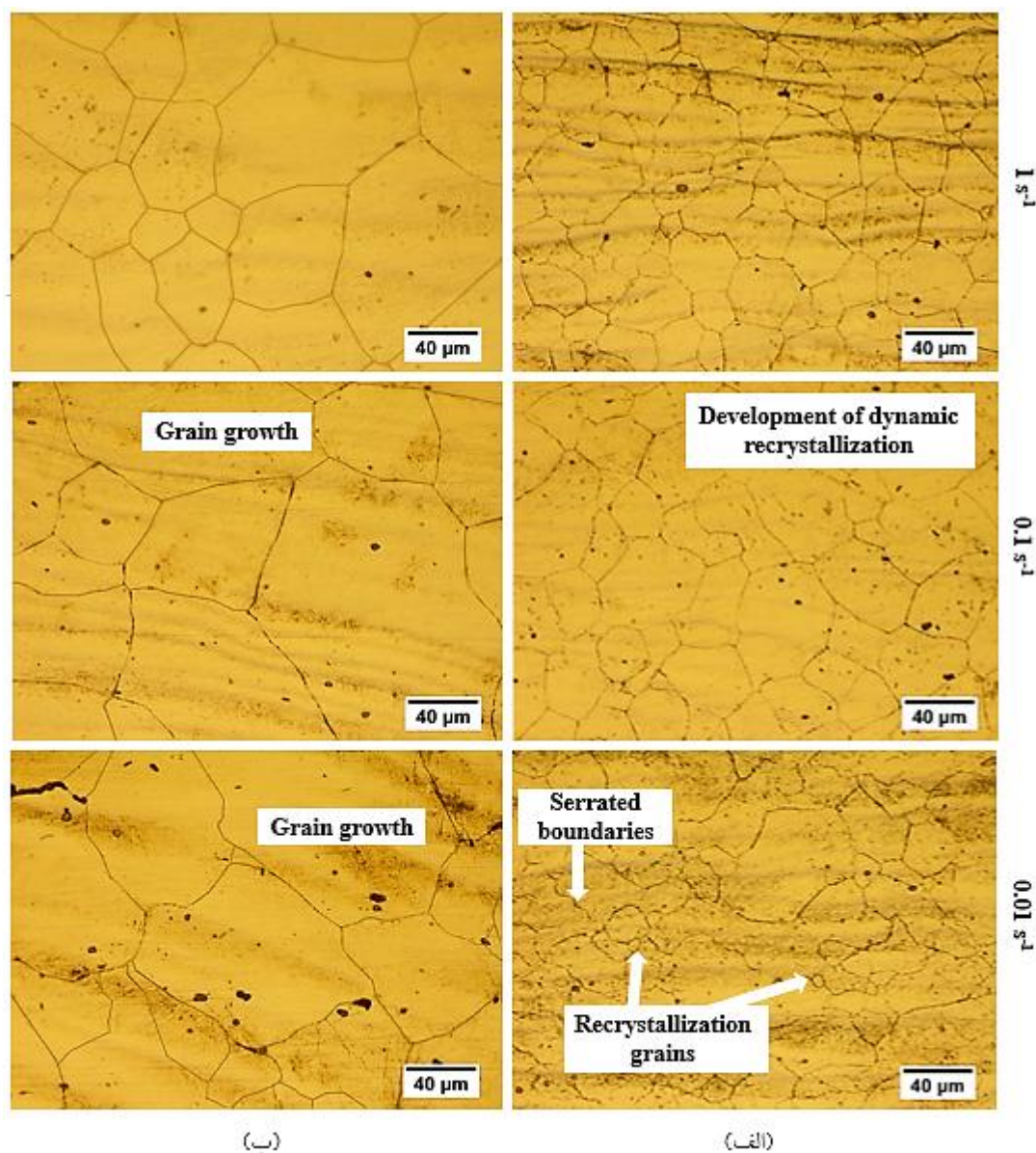
با افزایش دما، انرژی ذخیره شده افزایش یافته و بنابراین تبلور مجدد بیشتر می‌شود، هر چند که نرخ کرنش پایین باشد. مطابق شکل‌های (۸-ب) و (۱۰-الف)، با افزایش دما از ۱۰۰۰ به ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد، دانه‌های تبلور مجدد به حالت تعادلی رسیده است. اما رشد دانه نیز مشهود است.

اثر گرمای ناشی از تغییر شکل بیشتر در دماهای پایین و نرخ‌های کرنش بالا (Z بالا) رخ می‌دهد و علت وقوع این پدیده، وابستگی تنش سیلان به دما و کاهش زمان برای خروج گرما از نمونه است. اثر گرمای ناشی از تغییر شکل در دماهای بالا و نرخ‌های کرنش پایین در فولادها ناچیز است.

حل شدن کاربیدها موجب کاهش ممانعت آنها از مهاجرت مرزخانه‌ها می‌شود. بنابراین مطابق شکل (۸-ب)، ضمن اینکه دما برای وقوع تبلور مجدد مهیا شده است، حل شدن کاربیدها و تسهیل در حرکت مرزخانه‌ها منجر به جوانه‌زنی دانه‌های تبلور مجدد، در نرخ کرنش ۰/۰۱ بر ثانیه و دمای ۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد شده است.

شکل (۱۰) ریزساختار فولاد پس از انجام آزمایش فشار گرم در نرخ‌های کرنش مختلف در دماهای ۱۱۰۰ و ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد را نشان می‌دهد.

مطابق شکل‌های (۸-ب)، (۹) و (۱۰-الف)، در یک دمای ثابت، با افزایش نرخ کرنش، تبلور مجدد گسترش یافته و میانگین اندازه دانه کاهش یافته است. با افزایش نرخ کرنش، نرخ بازیابی دینامیکی کاهش می‌یابد [۷]. از سوی دیگر گزارش شده است [۱۹] که با افزایش نرخ کرنش، نرخ تولید نابه‌جایی‌ها و چگالی نابه‌جایی‌ها افزایش می‌یابد. بنابراین در نرخ کرنش بالاتر، انرژی ذخیره شده و از این رو مکان‌های مساعد برای



شکل ۱۰- ریزساختار فولاد W360 بعد از انجام آزمایش فشار گرم در نرخ‌های کرنش مختلف در دماهای: (الف) ۱۱۰۰ و (ب) ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد

به‌طور پیوسته افزایش یافته است. همچنین با افزایش دما از ۱۰۰۰ به ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد، متوسط اندازه دانه از ۹ به ۶۸ میکرومتر افزایش یافته است.

در پژوهشی [۲۳] که روی تغییر شکل گرم فولاد K310 انجام شده، نشان داده شده است که با افزایش دما از ۱۰۰۰ به ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد، با تکمیل تبلور مجدد، اندازه دانه از ۱۰۰ به ۷۵ میکرومتر کاهش یافته است. این موضوع نشان

قابل ذکر است که با توجه به ریزساختار فولاد در دماهای ۱۰۰۰ و ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد در نرخ کرنش یک بر ثانیه (شکل ۱۰)، می‌توان انتظار داشت که تکمیل تبلور مجدد، در دمایی بین ۱۰۰۰ و ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد صورت گیرد. روشن است که افزایش دما سبب رشد دانه‌های تبلور مجدد شکل گرفته در دماهای پایین‌تر می‌شود. از این رو با افزایش دما از ۹۰۰ به ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد، اندازه دانه‌های تبلور مجدد

$$J = \int_0^{\dot{\epsilon}} d\sigma = \frac{m}{m+1} \sigma \dot{\epsilon} \quad (4)$$

بازده مصرف انرژی در حین مکانیزم‌های ساختاری برای فرایند بازده خطی ($m = 1$) بیشینه است، یعنی $J_{\max} = \frac{1}{2} \sigma \dot{\epsilon}$. درحالی که برای یک فرایند بازده غیرخطی، پارامتر η که معرف بازده مصرف انرژی است به صورت رابطه زیر تعریف می‌شود [۲۵ و ۲۶]:

$$\eta = \frac{J}{J_{\max}} = \frac{2m}{m+1} \quad (5)$$

نقشه بازده مصرف انرژی با کمک متغیرهای دما و نرخ کرنش در کرنش ثابت رسم می‌شود. این نقشه حالتی را نشان می‌دهد که در آن تغییرات ریزساختاری به وجود آمده در حین تغییر شکل منجر به اتلاف انرژی می‌شود. از این رو محدوده‌ای که یک مکانیزم خاص ممکن است موجب حداقل شدن اتلاف انرژی شود را نشان می‌دهد [۲۵ و ۲۶].

با استفاده از قانون بیشترین نرخ آنتروپی تولید، توسط پارامتر بدون بعد دیگری (ξ) معیاری برای وقوع ناپایداری سیلان به صورت رابطه زیر تعریف می‌شود [۲۵ و ۲۶]:

$$\xi(\dot{\epsilon}) = \frac{\partial \ln(m/m+1)}{\partial \ln \dot{\epsilon}} + m \leq 0 \quad (6)$$

متغیر پارامتر ناپایداری (ξ) که تابعی از دما و نرخ کرنش است، نقشه ناپایداری^{۲۰} را ارائه می‌دهد که در آن مناطق با پارامتر منفی ناپایداری‌های سیلان را نشان می‌دهند. وقوع ناپایداری با ایجاد نوارهای برشی آدیاباتیک^{۲۱} موضعی شدن سیلان^{۲۲}، پیرکرنشی^{۲۳} دینامیکی^{۲۴}، دوقلویی‌های مکانیکی^{۲۴}، تشکیل حفره در ذرات سخت، ترک نوع W و ... ظاهر می‌شود. با اجتناب از انجام تغییر شکل در محدوده‌های ناپایداری، از وقوع این ناپایداری‌ها در ریزساختار جلوگیری می‌شود [۲۵ و ۲۶].

نقشه فرایند با رویهم انداختن نقشه بازده مصرف انرژی و نقشه ناپایداری رسم می‌شود که نشان‌دهنده مناطقی است که قطعاً فرایندهای ریزساختاری خاصی در آن اتفاق افتاده است. با انجام فرایند در شرایط بیشترین بهره‌وری در مناطق امن و اجتناب از مناطق ناپایداری سیلان، کارپذیری مواد بهینه شده و منجر به کنترل ریزساختار می‌شود [۲۷].

می‌دهد که سرعت وقوع تبلور مجدد فولاد مورد بررسی در پژوهش حاضر بیشتر بوده است. بنابراین در دماهای پایین‌تری تبلور مجدد تکمیل شده است. مطابق شکل (۱۰-ب)، در دمای ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد در تمام نرخ‌های کرنش، ریزساختار پس از تکمیل تبلور مجدد وارد مرحله رشد دانه شده و با افزایش زمان تغییر شکل در نرخ‌های کرنش کمتر، اندازه دانه آن بیشتر شده است.

نقشه فرایند بر اساس مدل دینامیکی مواد^{۱۸} به دست می‌آید. بر اساس این نقشه محدوده مناسب دمایی و نرخ کرنشی که در آن کارپذیری حداکثر مقدار ممکن را دارد، حاصل می‌شود. در ادامه معادلات لازم برای رسم نقشه فرایند، تشریح می‌شوند [۲۴].

اصولاً در قطعه تغییر شکل یافته انرژی تلف می‌شود. انرژی تلف شده لحظه‌ای (P) می‌تواند به دو بخش مقدار G (ناشی از دما) و مقدار J (ناشی از مکانیزم‌های ریزساختاری) تجزیه شود که مطابق رابطه زیر می‌توان آن را به عنوان تابعی از تنش سیلان (σ) و نرخ کرنش ($\dot{\epsilon}$) بیان کرد [۲۵]:

$$P = \sigma \dot{\epsilon} = G + J = \int_0^{\dot{\epsilon}} \sigma d\dot{\epsilon} + \int_0^{\sigma} \dot{\epsilon} d\sigma \quad (1)$$

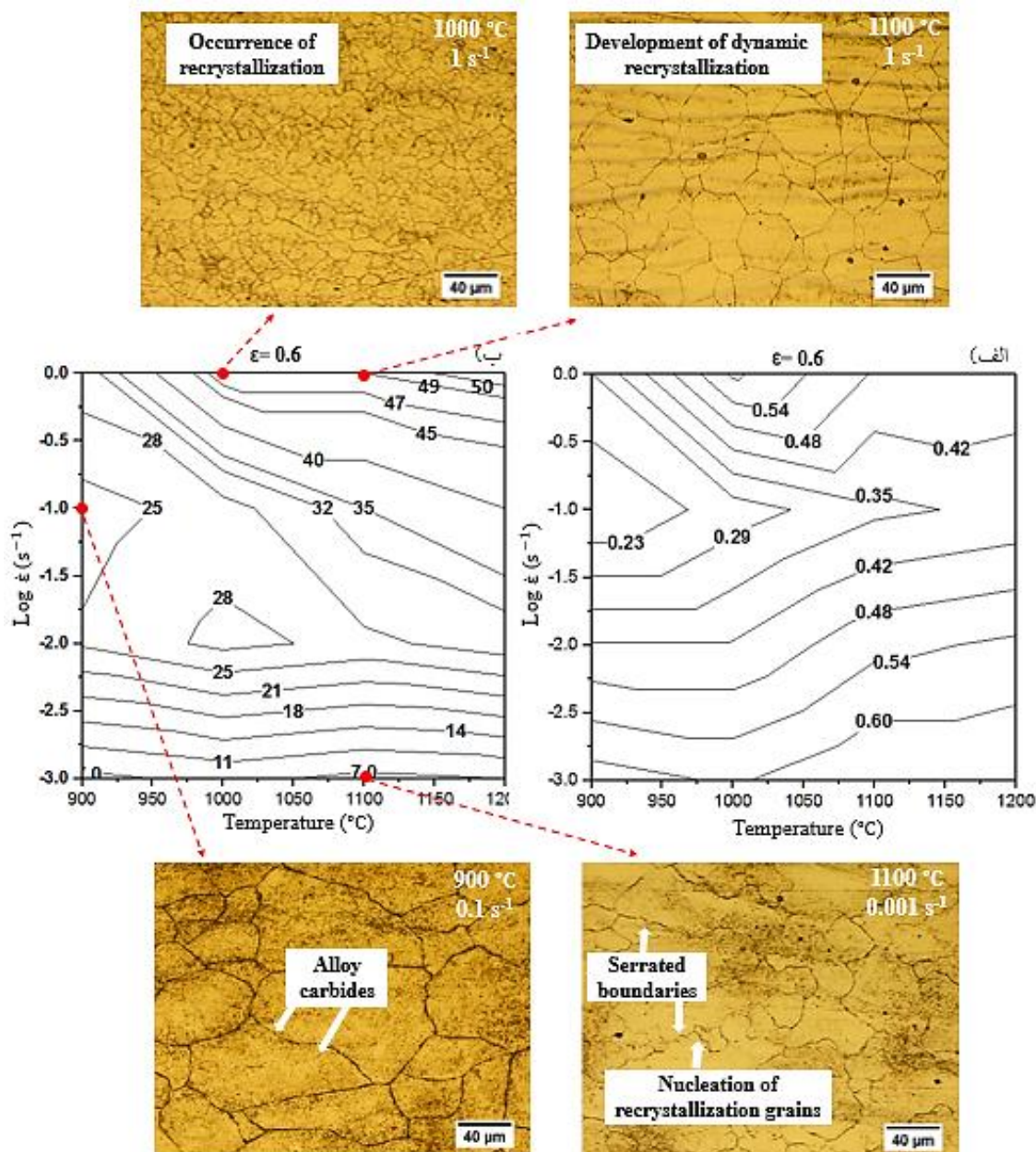
بیشترین اتلاف انرژی ناشی از افزایش دما و اندکی هم ناشی از تغییرات ریزساختاری از جمله بازیابی و تبلور مجدد دینامیکی، ناپایداری‌هایی چون تشکیل ترک، تشکیل حفره در ذرات سخت، پیرکرنشی^{۱۹} و ترک‌های ماکروسکوپی به وجود می‌آید [۹]. اگر کرنش و دمای تغییر شکل ثابت باشد، تنش سیلان از رابطه (۲) محاسبه می‌شود [۲۵ و ۲۶]:

$$\sigma = K \dot{\epsilon}^m \quad (2)$$

که در آن، K ثابت ماده و m ضریب حساسیت به نرخ کرنش است که توسط رابطه زیر بیان می‌شود:

$$m = \frac{dJ}{dG} = \frac{d \ln \sigma}{d \ln \dot{\epsilon}} = \frac{d \log \sigma}{d \log \dot{\epsilon}} = \frac{\dot{\epsilon} d\sigma}{\sigma d\dot{\epsilon}} \quad (3)$$

با در نظر گرفتن رابطه (۳) مقدار J به سادگی می‌تواند به عنوان تابعی از σ و $\dot{\epsilon}$ محاسبه شود [۲۵ و ۲۶]:



شکل ۱۱- الف) نقشه ناپایداری و ب) نقشه فرایند فولاد W360

۰/۶ نشان می‌دهد. همان‌طور که در این شکل مشاهده می‌شود، این فولاد در هیچ‌کدام از محدوده‌های دمایی و نرخ کرنش مورد بررسی، رفتار ناپایداری از خود نشان نمی‌دهد. با این‌حال پارامتر ناپایداری این فولاد در محدوده دمایی ۹۰۰ تا ۹۷۵ درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش بالای ۰/۳ بر ثانیه، کمتر یا به‌عبارت دیگر پایداری آن کمتر است.

نتایج پژوهشی [۸] که روی فولاد ابزار سردکار ۱/۲۶۹۰

محدوده وقوع تبلور مجدد دینامیکی می‌تواند در نقشه فرایند مشخص شود و توسط بررسی‌های ریزساختاری تأیید شود. دما و نرخ کرنش مربوط به بیشترین بازده در این محدوده به‌عنوان پارامترهای بهینه برای کار گرم ماده در نظر گرفته می‌شود. نقشه فرایند ابزاری قوی در طراحی و بهینه‌سازی کار گرم است و در کنترل ریزساختار و خواص بسیار مؤثر است.

شکل (۱۱- الف) نقشه ناپایداری فولاد W360 را در کرنش

با رویهم انداختن نقشه بازده مصرف انرژی و نقشه ناپایداری، نقشه فرایند حاصل می‌شود که با توجه به وجود نداشتن ناحیه ناپایدار در نقشه ناپایداری این فولاد، نقشه فرایند با نقشه بازده مصرف انرژی تفاوتی نخواهد داشت. شکل (۱۱-ب) نقشه فرایند فولاد W360 را نشان می‌دهد. اعداد موجود روی خطوط ترسیم شده در این شکل نشان‌دهنده میزان بازده مصرف انرژی است. همان‌طور که پیش تر نیز نشان داده شد، ریزساختار فولاد W360 مورد بررسی در پژوهش حاضر، در نرخ‌های کرنش پایین، به دلیل انرژی ذخیره شده کمتر، تبلور مجدد کمتری را نشان داده است. برای مقایسه بهتر، ریزساختار فولاد در دمای ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد و نرخ‌های کرنش ۰/۰۰۱ و یک بر ثانیه در شکل (۱۱) ارائه شده است. ملاحظه می‌شود که در نرخ کرنش ۰/۰۰۱ بر ثانیه با کسر تبلور مجدد کمتر، بازده مصرف انرژی کمتری به دست آمده است. در حالی که با توسعه تبلور مجدد دینامیکی در نرخ کرنش یک بر ثانیه بازده مصرف انرژی افزایش یافته است.

در محدوده دمایی ۱۰۰۰ تا ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش ۰/۱ تا ۱ بر ثانیه بازده مصرف انرژی بالایی حاصل می‌شود که مطابق تصاویر ریزساختاری (شکل‌های ۷ و ۹) حاصل وقوع تبلور مجدد دینامیکی است. میزان بازده مصرف انرژی در این محدوده ۳۰ تا ۵۰ درصد است. در این میان، دمای ۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش یک بر ثانیه بیشترین بازده مصرف انرژی (۴۷ درصد) را نشان می‌دهد که ریزساختار آن در شکل (۱۱) نشان داده شده است. در این ناحیه بیشترین میزان تبلور مجدد رخ داده و کمترین اندازه دانه (شکل ۹) حاصل شده است.

در پژوهش پراساد و همکاران [۲۶] گزارش شده است که در نقشه بازده مصرف انرژی مواد با انرژی نقص در چیده شدن پایین (مانند فولاد W360)، در نرخ‌های کرنش متوسط (۰/۱ تا ۱ بر ثانیه)، تبلور مجدد دینامیکی رخ می‌دهد. در حالی که در مواد با انرژی نقص در چیده شدن بالا، وقوع تبلور مجدد دینامیکی در نرخ‌های کرنش پایین‌تر (۰/۰۰۱ تا ۰/۰۱ بر ثانیه)

انجام شد، نشان داده است، در حین سرمایش فولاد از دمای آستنیت به زیر دمای ۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد، کاربیدهای ثانویه در مرزدانه‌های آستنیت رسوب می‌کند. رسوب کاربیدها منجر به ضعف مرزدانه‌ها، کارسختی شدید و تشکیل ترک در امتداد مرزدانه‌ها می‌شود. منطقه ناپایدار (ناامن)، هنگامی رخ می‌دهد که رسوب کاربیدهای ثانویه در مرزدانه‌ها شدت یابد. در این پژوهش نشان داده شده است که پس از انجام آزمایش فشار گرم در محدوده دمایی ۸۵۰ تا ۹۷۰ درجه سانتی‌گراد، ترک‌های مرزدانه‌ای تشکیل شده است و در همین محدوده دمایی، پارامتر ناپایداری منفی شده است.

در پژوهش دیگری [۲۳] که روی فولاد K310 انجام شد، نشان داده شد که ناپایداری در نقشه فرایند در محدوده دمایی ۹۰۰ تا ۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش ۰/۱ بر ثانیه رخ داده است که با کمتر بودن پایداری فولاد W360 مورد بررسی در پژوهش حاضر در این محدوده تطابق دارد. ریزساختار فولاد پس از آزمایش فشار گرم در دمای ۹۰۰ درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش ۰/۱ بر ثانیه در شکل (۱۱) نشان داده شده است. همان‌طور که در این شکل مشاهده می‌شود، رسوب کاربیدها به‌خصوص در مرزدانه‌ها کاملاً مشهود است. رسوب کاربیدها منجر به کاهش میزان پایداری فولاد در این نمونه شده است. نرخ‌های کرنش بیشتر و دماهای کمتر منجر به تسریع رسوب کاربیدهای ثانویه در مرزدانه‌ها می‌شود و به همین ترتیب منحنی‌های سیلان روند صعودی را طی می‌کنند. بنابراین مطابق نقشه ناپایداری، پایداری فولاد در دماهای پایین و نرخ‌های کرنش بالا کمتر می‌شود. مطالعات [۲۵] نشان می‌دهد منطقه ایمن برای انجام تغییر شکل در شرایطی حاصل می‌شود که تبلور مجدد دینامیکی، بازیابی دینامیکی یا کروی شدن اتفاق بیفتد. در پژوهش حاضر نیز مطابق شکل (۱۱-الف)، با افزایش دما میزان پایداری افزایش می‌یابد همان‌طور که در شکل (۸) نیز نشان داده شد، در دمای ۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد تبلور مجدد رخ داده است که سبب افزایش پایداری فولاد با افزایش دما شده است.

۱۰۰۰ تا ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش ۰/۱ بر ثانیه است که با نتایج پژوهش حاضر تقریباً مشابه است.

۵- نتیجه‌گیری

در پژوهش حاضر، با استفاده از آزمایش فشارگرم در محدوده دمایی ۹۰۰ تا ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش ۰/۰۰۱ تا یک بر ثانیه و ترسیم نقشه فرایند، رفتار تغییر شکل گرم فولاد ابزار گرم‌کار W360 بررسی شد. مهم‌ترین نتایج حاصل عبارتند از:

- به نظر می‌رسد که حضور کاربیدهای آلیاژی در ریزساختار در دمای ۹۰۰ درجه سانتی‌گراد مانع از مهاجرت مرزدانه‌ها و وقوع تبلور مجدد دینامیکی شده است. با افزایش دمای آزمایش از ۹۰۰ تا ۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد، تبلور مجدد رخ داده است و کاربیدهای آلیاژی حل شده و اثر قفل‌کنندگی مرزدانه‌ها، کاهش یافته است.

- مطابق تصاویر میکروسکوپی، در دماهای ۱۰۰۰ و ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد با افزایش نرخ کرنش، مکان‌های مساعد جوانه‌زنی تبلور مجدد افزایش یافته است. به‌همین دلیل ریزساختار فولاد در نرخ‌های کرنش بالاتر ریزدانه‌تر شده است.

- این فولاد در تمام محدوده‌های دمایی و نرخ کرنش مورد بررسی هیچ‌گونه ناپایداری از خود نشان نداد. بیشترین بازده مصرف انرژی فولاد W360 در محدوده دمایی ۱۰۰۰ تا ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش ۰/۰۳ تا یک بر ثانیه به‌دست آمد که مطابق تصاویر ریزساختاری، حاصل وقوع تبلور مجدد دینامیکی است.

تشکر و سپاسگزاری

نویسندگان از آزمایشگاه ذوب و ریخته‌گری پژوهشکده مواد و آزمایشگاه هیدروژنی پژوهشکده فیزیک دانشگاه صنعتی مالک اشتر به‌دلیل همکاری و مساعدت در انجام پژوهش، صمیمانه تشکر می‌کنند.

در نقشه ظاهر می‌شود. در محدوده وقوع تبلور مجدد، با افزایش دما (به‌دلیل رشد دانه) اندازه دانه افزایش می‌یابد. همچنین در محدوده دمایی وقوع تبلور مجدد با افزایش نرخ کرنش (به‌دلیل بیشتر بودن مکان‌های مساعد جوانه‌زنی دانه‌های تبلور مجدد و نرخ رشد کمتر ناشی از زمان کوتاه‌تر)، اندازه دانه کاهش می‌یابد.

ذکر این نکته حائز اهمیت است که در نگاه اول هدف از انجام آزمایش‌های کارپذیری گرم، این است که بررسی شود تا چه میزان می‌توان به نمونه تغییر شکل (کرنش) اعمال کرد بدون اینکه موضعی شدن سیلان رخ دهد. اما گام بعدی مطابق بودن محدوده بهینه تغییر شکل گرم با خواص مورد نیاز قطعه از جمله میزان استحکام، انرژی مصرف شده و هزینه‌های متحمل شده و تجهیزات مورد نیاز است. از این‌رو اگرچه مطابق نقشه فرایند، در دماهای بالا (۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد) و نرخ‌های کرنش میانی (۰/۰۳ تا ۱ بر ثانیه)، بازده مصرف انرژی بالایی حاصل می‌شود، اما باید توجه داشت که به‌علت مشکلات رشد دانه‌ها و افت استحکام، بالا رفتن هزینه‌ها و آسیب رسیدن به تجهیزات ناشی از دمای بالا محدوده بهینه تغییر شکل گرم باید با احتیاط بیشتری تعیین شود. همچنین در تعیین محدوده بهینه نرخ کرنش برای انجام تغییر شکل، لزوم اعمال سریع تغییر شکل (نرخ کرنش بالا) در فرایندهای صنعتی ضروری است. بنابراین با توجه به نکات بیان شده و با تلفیق نتایج حاصل از تصاویر ریزساختاری و نقشه فرایند فولاد W360، بهترین شرایط تغییر شکل گرم فولاد W360 محدوده دمایی ۱۰۵۰ تا ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش ۰/۱ تا ۱ بر ثانیه است.

پژوهش‌ها [۲۷ و ۲۸] نشان داده است، بهترین محدوده دمایی کارگرم فولادهای گرم‌کار، بین ۱۰۶۵ تا ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد است، که با نتایج پژوهش حاضر تطابق دارد. در پژوهشی [۲۰] که روی فولاد K310 انجام شد، نشان داده شده است که بهترین محدوده تغییر شکل گرم فولاد، محدوده دمایی

واژه‌نامه

- | | |
|----------------------------------|------------------------------------------|
| 1. toughness | 13. energy dispersive X-ray spectroscopy |
| 2. stacking-fault energy | 14. Image J |
| 3. power dissipation map | 15. Subgrains |
| 4. processing map | 16. dislocations |
| 5. electro slag remelting | 17. adiabatic heating |
| 6. Belec | 18. dynamic material model |
| 7. Variolab | 19. strain aging |
| 8. Instron 8502 | 20. instability map |
| 9. nital | 21. adiabatic shear bands |
| 10. Olympus BX 51 | 22. flow localization |
| 11. scanning electron microscopy | 23. dynamic strain aging |
| 12. VEGA II TESCAN | 24. mechanical twinning |

مراجع

1. <http://www.bohler-edelstahl.com/en/W360ISOBLOC>, 2021.
2. Schweiger, K. H., Asenberger, J. H., and Dremel, H., "New Tool Steel for Warm and Hot Forging", *Proceedings of the 6th International Tooling Conference*, Karlstad University, Sweden, pp. 129-139, 2002.
3. Dao-chun, H., Wang, L., and Hai-bo, L., "Research on High Temperature Deformation Behavior of Low Carbon Steel Based on Processing Map", *Advances in Mechanical Engineering*, Vol. 11, No. 4, pp. 1-12, 2019.
4. Łukaszek-Solek, A., Krawczyk, J., Sleboda, T., and Grelowski, J., "Optimization of the Hot Forging Parameters for 4340 Steel by Processing Maps", *Journal of Materials Research and Technology*, Vol. 8, No. 3, pp. 3281-3290, 2019.
5. 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.
6. Humphreys, F. J., and Hatherly, M., *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*, 2nd Ed., p. 417, Elsevier Science, 2004.
7. Chamanfar, A., Jahazi, M., Gholipour, J., Wanjara, P., and Yue, S., "Evolution of Flow Stress and Microstructure During Isothermal Compression of Waspaloy", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 615, pp. 497-510, 2014.
8. Vecko Pirtovsek, P., Kugler, G., Godec, M., Turk, R., and Tercelj, M., "Experimental Study of Hot Deformation of 1.2690 Tool Steel-Preliminary Results", *Materials and Geoenvironment*, Vol. 53, No. 1, pp. 93-101, 2006.
9. Kriaj, A., Matev Fazarinc, M. J., and Fajfar, P., "Hot Workability of 95mnwcr5 Tool Steel", *Materiali in Tehnologije*, Vol. 45, No. 4, pp. 351-355, 2011.
10. Ha, T. K., Jeong, H. T., and Jung, J. Y., "High Temperature Deformation Behavior of M2 High-Speed Tool Steel", *Transactions Technology Publication*, Vol. 124, pp. 1365-1368, 2007.
11. Bokota, A., Kulawik, A., Szymczyk, R., and Wróbel, J., "The Numerical Analysis of the Phenomena of Superficial Hardening of the Hot-Work Tool Steel Elements", *Archives of Metallurgy and Materials*, Vol. 60, No. 4, pp. 2763-2772, 2015.
12. Leitner, T., Werkovits, A., Kleber, S., and Pottlacher, G., "Surface Tension and Density of Liquid Hot Work Tool Steel W360 by Voestalpine BÖHLER Edelstahl GmbH & Co KG Measured With an Electromagnetic Levitation Apparatus", *International Journal of Thermophysics*, Vol. 42, No. 2, pp. 1-14, 2021.
13. Lee, F. T., "An Assessment of Material Properties on Bohler W360 Isobloc for Hot Work Tool Steel", *Materials Science and Technology-Association for Iron and Steel Technology*, Vol. 6, pp. 935-943, 2007.
14. Amirarsalani, R., Morakabati, M., and Mahdavi, R., "Hot Workability Behavior of W360 Hot Work Tool Steel in the Cast and Wrought Conditions", *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 6, No. 7, pp. 1923-1932, 2020.
15. Standard ASTM E209, "Standard Practice for Compression Tests of Metallic Materials at Elevated Temperatures with Conventional or Rapid Heating Rates and Strain Rates", ASTM International, 2010.
16. 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*, Vol. 36, No. 3, pp. 63-72, 2017.
17. Imbert, C., and McQueen, H., "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.
18. Dehghan-Manshadi, A., Barnett, M. R., and Hodgson, P., “Recrystallization in AISI 304 Austenitic Stainless Steel During and After Hot Deformation”, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 485, No. 1-2, pp. 664-672, 2008.
 19. Mintz, B., Shaker, M., and Crowther, D., “Hot Ductility of an Austenitic and a Ferritic Stainless Steel”, *Materials Science and Technology*, Vol. 13, No. 3, pp. 243-250, 1997.
 20. Quan, G. Z., Li, G. S., Chen, T., Wang, Y. X., Zhang, Y. W., and Zhou, J., “Dynamic Recrystallization Kinetics of 42crmo Steel During Compression at Different Temperatures and Strain Rates”, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 528, No. 13-14, pp. 4643-4651, 2011.
 21. Lin, Y., Chen, M. S., and Zhong, J., “Microstructural Evolution in 42crmo Steel During Compression at Elevated Temperatures”, *Materials Letters*, Vol. 62, No. 14, pp. 2132-2135, 2008.
 22. Quan, G. Z., Wang, Y., Liu, Y. Y., and Zhou, J., “Effect of Temperatures and Strain Rates on the Average Size of Grains Refined by Dynamic Recrystallization for As-Extruded 42crmo Steel”, *Materials Research*, Vol. 16, No. 5, pp. 1092-1105, 2013.
 23. 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.
 24. Prasad, Y. V. R. K., “Processing Maps: A Status Report”, *Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol. 12, No. 6, pp. 638-645, 2003.
 25. Dieter, G. E., Kuhn, H. A., and Semiatin, S. L., *Handbook of Workability and Process Design*, ASM International, 2013.
 26. Prasad, Y., Rao, K., and Sasidhar, S., *Hot Working Guide: A Compendium of Processing Maps*, 2nd Ed., pp. 5-310, ASM international, 2015.
 27. Lin, Y., and Liu, G., “Effects of Strain on the Workability of A High Strength Low Alloy Steel in Hot Compression”, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 523, No. 1-2, pp. 139-144, 2009.
 28. Roberts, G. A., Kennedy, R., and Krauss, G., *Tool Steels*, 5th Ed., p. 220, ASM International, 1998.
 29. Kazemi Kooroshfar, M., Zarei Hanzki, A., Shah Hoseini, M., Araei, A., and Dehghan Manshadi, A., “The Effect of Hot Work Parameters on Hot Ductility of X210Cr12 Steel”, *Steel Symposium 81*, Isfahan, pp. 291-300, 2003.

EVALUATING HOT DEFORMATION BEHAVIOR OF W360 TOOL STEEL BY HOT COMPRESSION TEST

R. Amirarsalani, M. Morakabati* and R. Mahdavi

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

(Received: 19 August 2021; Accepted: 24 May 2021)

DOI: 10.47176/jame.40.1.22122, DOR: 20.1001.1.2251600.1400.40.1.5.0

ABSTRACT

In this research, the hot deformation behavior of W360 tool steel was investigated using hot compression test at 1000-1200°C and strain rates of 0.001, 0.01, 0.1, and 1 s⁻¹. According to the results, dynamic recrystallization was found the most important restoration factor of this alloy during hot deformation. Recrystallization was enhanced with an increase in temperature and strain rate. Also, the hot working process was optimized by drawing the processing map of this steel. Microstructural images obtained from the hot compression test showed that recrystallization started at 1000°C and the strain rate of 0.01 s⁻¹ and developed with increasing temperature and strain rate due to an increase in the stored energy and suitable regions for nucleation. The results of drawing the processing map showed that the best hot deformation region was the temperature range of 1050-1150°C and strain rates of 0.1-1 s⁻¹.

Keywords: W360 hot work tool steel; Hot compression test; Dynamic recrystallization; Processing map.

1. INTRODUCTION

BOHLER W360 ISOBLOC has been developed as a tool steel for dies and punches in warm and hot forging to meet the requirements of the market.

Presence of carbon and other alloying elements in tool steels causes the formation of carbides not dissolved in the range of working temperature, making them more difficult to deform. Generally, tool steels belong to the category of materials with low stacking fault energy (SFE). Therefore, the predominant mechanism of hot working is recrystallization. In the other word, these steels recrystallize readily while hot working [1].

W360 steel was introduced in an article published in 2002 [2]. Few studies [3, 4] have been done mainly focusing on the hardness and hardenability of this steel. Moreover, no information has been reported on the hot work behavior of W360 steel. In the previous study [5], the hot workability of this alloy was investigated using the hot tensile test. In the present study, the hot deformation behavior of W360 hot work tool steel was investigated and the optimal hot working region of the alloy was determined by drawing the processing map using the data obtained from the hot compression test.

*: m_morakabati@mut.ac.ir

2. MATERIALS AND METHODS

The chemical composition of the manufactured alloy is given in Table 1. The W360 ingot was hot rolled at 1150°C with a thickness reduction of 67% (thickness reduction from 40 to 13.5 mm) in nine passes. The cylindrical hot compression test specimens were machined to 8 mm diameter and 12 mm length (according to ASTM E209 [6] with keeping aspect ratio). A thin layer of graphite was applied on contacting surface to minimize friction between the specimen and the anvils. Hot compression tests were performed in the temperature range of 900°C to 1200°C with an interval of 100°C and strain rates of 0.001, 0.01, 0.1, and 1 s⁻¹ by an Instron 8502 testing machine equipped with a resistant furnace. The deformed specimens were prepared and etched in 4 pct nital etchant according to the standard metallographic techniques. The microstructures were observed using an Olympus BX 51 optical microscope.

3. RESULTS AND DISCUSSION

According to the scanning electron microscopic image of the rolled W360 steel, there are deposits uniformly distributed during hot rolling. Linear analysis of the deposits revealed that they were molybdenum-rich carbides.

Table 1. Chemical Composition of the Used W360 Hot Work Tool Steel after ESR (Wt. %).

| Fe | Cr | Mo | V | C | Mn | Si | P | S |
|------|------|------|------|------|------|------|------|-------|
| Bal. | 5.30 | 2.69 | 0.52 | 0.48 | 0.71 | 0.27 | 0.01 | 0.008 |

Critical points were determined by deriving from the flow curves of the alloy. According to the maximum strain change curve with temperature, with increasing temperature and decreasing strain rate, the hardenability decreases due to a decrease in dislocations' density. Moreover, the maximum strain decreases indicating an accelerate in onset of dynamic recrystallization. Microstructural images of the alloy also confirmed the occurrence of recrystallization at temperatures above 1000°C with different strain rates.

Figure 1-a shows the instability map of the W360 steel at a strain of 0.6. As can be seen in this figure, this steel does not exhibit flow instability in any of the temperature ranges and strain rates studied. However, the instability parameter of this steel is low in the temperature range of 900 to 975 °C and the strain rates above 0.03 s⁻¹. This indicates the low stability of the alloy in this range. The microstructure of steel after hot compression test at 900 °C and strain rate of 0.1 s⁻¹ is shown in Figure 1. As can be seen in this figure, the precipitation of carbides is quite evident, especially on grain boundaries.

Figure 1-b shows the W360 steel processing map. Contour numbers in this figure represent percent efficiency of power dissipation. The microstructure of studied W360 steel shows less recrystallization at low strain rates due to less stored energy. For better comparison, the steel microstructure at 1100 °C and the strain rates of 0.001 and 1 s⁻¹ are shown in Figure 1. It is observed that at a strain rate of 0.001 s⁻¹ with lower recrystallization fraction, lower efficiency of power dissipation is obtained. Also, efficiency of power dissipation has been increased with the development of dynamic recrystallization at the strain rate of 1 s⁻¹.

In the temperature range of 1000 to 1200 °C and the strain rates of 0.1 to 1 s⁻¹, high efficiency of power dissipation is obtained, which is the result of dynamic recrystallization according to the microstructural images.

The preferable regions for hot workability of the W360 steel were achieved in the temperature range of 1050 to 1150°C and the strain rates of 0.1 to 1 s⁻¹.

4. CONCLUSION

The W360 hot work tool steel did not show any instability at all studied temperature ranges and strain rates. The highest efficiency of power dissipation of the W360 steel was obtained in the temperature range of 1000 to 1200°C and the strain rates of 0.03 to 1 s⁻¹, which was confirmed by occurrence of dynamic recrystallization.

ACKNOWLEDGEMENT

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

CONFLICT OF INTERESTS

The authors declare that this article was written by them with the financial support of Malek Ashtar University of Technology and has not been published elsewhere.

REFERENCES

1. 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.
2. Schweiger, K. H., Asenberger, J. H., and Dremel, H., "New Tool Steel for Warm and Hot Forging", *Proceedings of the 6th International Tooling Conference*, Karlstad University, Sweden, pp. 129-139, 2002.
3. Leitner, T., Werkovits, A., Kleber, S., and Pottlacher, G., "Surface Tension and Density of Liquid Hot Work Tool Steel W360 by Voestalpine BÖHLER Edelstahl GmbH & Co KG Measured With an Electromagnetic Levitation Apparatus", *International Journal of Thermophysics*, Vol. 42, No. 2, pp. 1-14, 2021.
4. Lee, F. T., "An Assessment of Material Properties on Bohler W360 Isobloc for Hot Work Tool Steel", *Materials Science and Technology-Association for Iron and Steel Technology*, Vol. 6, pp. 935-943, 2007.
5. Amirarsalani, R., Morakabati, M., Mahdavi, R., "Hot Workability Behavior of W360 Hot Work Tool Steel in the Cast and Wrought Conditions",

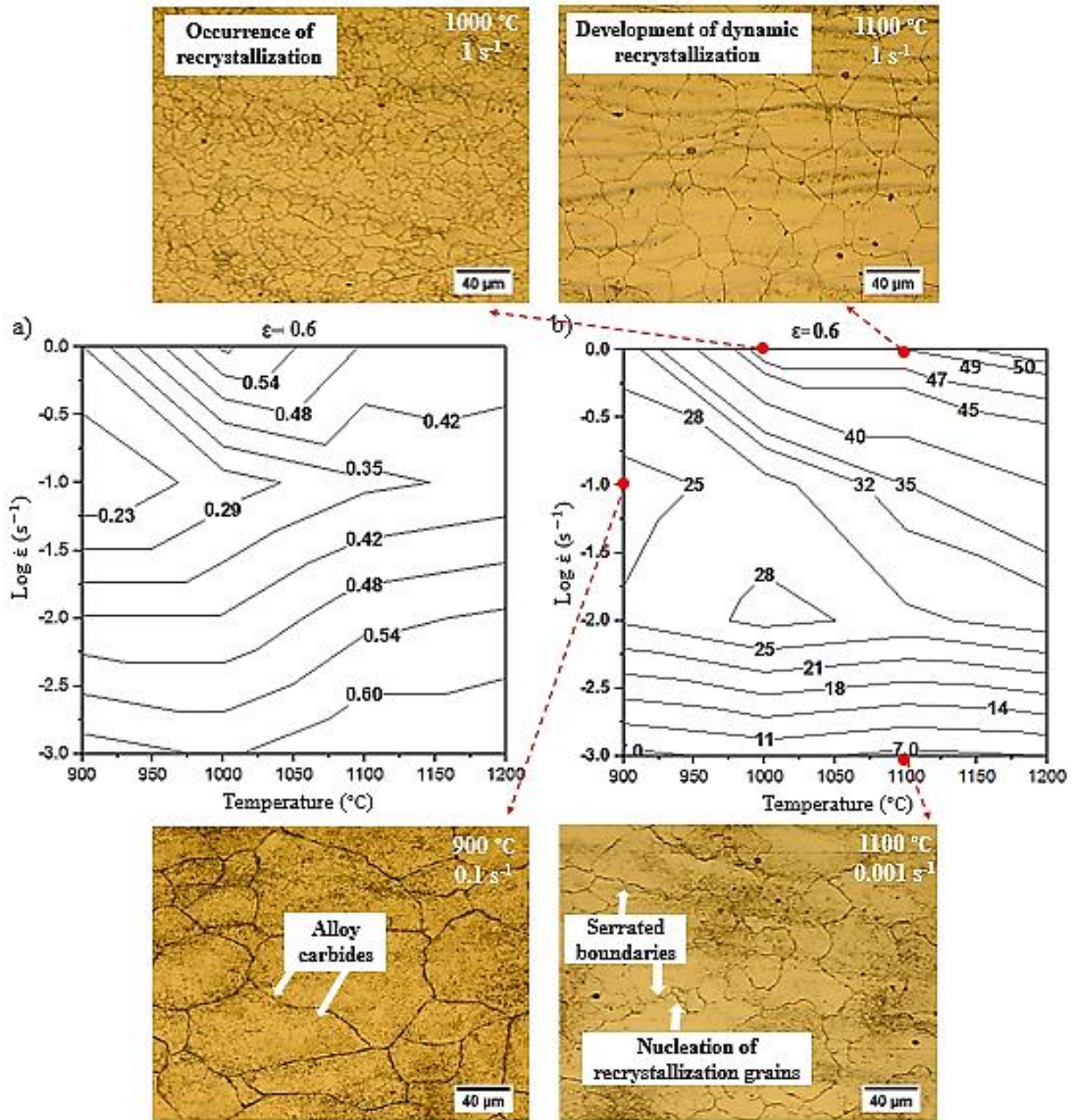


Figure 1. (a) Instability Map and (b) Processing Map of the W360 Steel.

Modares Mechanical Engineering, Vol. 6, No. 7, pp. 1923-1932, 2020.

6. ASTM E209 Standard, "Standard Practice for Compression Tests of Metallic Materials at

Elevated Temperatures with Conventional or Rapid Heating Rates and Strain Rates", *ASTM International*, 2010.