

تعیین محدوده کارگرم فولادهای کم آلیاژ کربن متوسط پایه Ni-Cr-Mo با آزمایش‌های کشش و پیچش گرم

فاطمه مصطفایی حیدرلو، مریم مرکباتی* و حسن بدری

دانشکده مواد و فناوری‌های ساخت، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، صندوق پستی: ۱۷۷۴-۱۵۸۷۵

(دریافت مقاله: ۱۳۹۹/۳/۳ - دریافت نسخه نهایی: ۱۳۹۹/۹/۱۵)

چکیده- هدف از پژوهش حاضر، تعیین محدوده مناسب کارگرم سه فولاد کم آلیاژ کربن متوسط بر پایه Ni-Cr-Mo با استفاده از آزمایش‌های کشش گرم و پیچش گرم است. آزمایش کشش گرم در محدوده دمایی ۸۵۰ تا ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد با نرخ کرنش ثابت ۰/۱ بر سانتی‌متر تا وقوع شکست انجام شد. سپس رفتار سیلان، داکتیلیته گرم و تحولات ریزساختاری فولادها ارزیابی شد. آزمایش پیچش گرم در محدوده دمایی ۷۸۰ تا ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد در نرخ کرنش یک بر سانتی‌متر و کرنش ۰/۱ انجام و تأثیر عناصر تیتانیوم و نیوبیوم بر تنش سیلان متوسط و دمای توقف تبلور مجدد بررسی شد. نتایج آزمایش کشش گرم نشان داد، تبلور مجدد دینامیک مکانیزم غالب تغییر شکل در دماهای بالای ۹۵۰ درجه سانتی‌گراد برای فولاد پایه و ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد برای فولادهای میکروآلیاژی است. نتایج آزمایش پیچش گرم نشان داد دمای توقف تبلور مجدد برای فولاد پایه، فولاد حاوی تیتانیوم و فولاد حاوی نیوبیوم به ترتیب ۱۰۷۰، ۱۰۶۹ و ۱۱۱۶ درجه سانتی‌گراد است. در نهایت، محدوده مناسب تغییر شکل گرم برای دستیابی به خواص مکانیکی حداکثر برای فولاد پایه و فولاد حاوی تیتانیوم ۱۰۷۰-۹۵۰ درجه سانتی‌گراد و برای فولاد حاوی نیوبیوم محدوده ۱۱۰۰-۹۵۰ درجه سانتی‌گراد به دست آمد.

واژه‌های کلیدی: فولاد کم آلیاژ کربن متوسط، عناصر میکروآلیاژی، تغییر شکل گرم، تبلور مجدد دینامیک، دمای توقف تبلور مجدد.

Determining the Hot Deformation Temperature Range of Medium Carbon Ni-Cr-Mo Low Alloy Steels using Hot Tensile and Hot Torsion Tests

F. Mostafae Heydarloo, M. Morakabati* and H. Badri

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

Abstract: The aim of this study was to investigate the suitable temperature range for hot deformation of three medium carbon Ni-Cr-Mo low alloy steels by hot tensile and hot torsion tests. Hot tensile tests were carried out in the temperature range of 850-1150°C at a constant strain rate of 0.1 s⁻¹ until fracture. Then, the tensile flow behavior, hot ductility and microstructural evolution of the steels were studied. Hot torsion tests were performed in the temperature range of 1200-780°C at strain of 0.1 with strain rate of 1s⁻¹. The effect of titanium and niobium on the mean flow stress and the non-recrystallization temperature were investigated. The tensile test results showed that dynamic recrystallization was the dominant mechanism at temperatures above

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

950°C in the base steel and temperatures above 1050°C in the microalloyed steels. The results of hot torsion tests showed that the non-recrystallization temperatures of the base, Ti containing and Nb containing steels were 1070°C, 1069°C and 1116°C, respectively. Finally, the suitable hot deformation temperature range to achieve optimum mechanical properties in the base and Ti containing steels obtained as 950-1070°C and that of Nb containing steel obtained as 950-1100°C.

Keywords: Medium Carbon Low alloy Steel, Microalloying Elements, Hot Deformation, Dynamic Recrystallization, Non-Recrystallization Temperature.

۱- مقدمه

استفاده از فولادهای فوق مستحکم کم آلیاژ^۱ کربن متوسط برای کاربرد در صنایع مختلف از جمله هوافضا و خودروسازی به دلیل نسبت استحکام به وزن بالا، افزایش یافته است. مقدار کربن این فولادها در محدوده ۰/۲۵-۰/۵۰ درصد وزنی است که استحکام بالای آنها تا حدود زیادی به این پارامتر بستگی دارد. اما استفاده از فولادهای کم آلیاژ کربن متوسط به دلیل چقرمگی کم به ویژه در دماهای پایین محدود است [۱ و ۲].

در سالهای اخیر پیشرفت‌هایی در خواص مکانیکی فولادهای استحکام بالای کم آلیاژ^۲ به واسطه افزودن مقادیر اندک عناصر کاربیدساز نظیر نیوبیوم، وانادیوم و تیتانیوم حاصل شده است. این عناصر در حضور کربن و یا نیتروژن، فازهای کاربیدی، نیتریدی و یا کربونیتریدی تشکیل می‌دهند. این ترکیبات با مکانیزم‌های مختلف مانع از حرکت مرزدانه‌های آستنیت و به تعویق افتادن تبلور مجدد و در نتیجه باعث ریزدانگی می‌شوند. از این رو مکانیسم اصلی استحکام بخشی در این فولادها، استحکام بخشی ناشی از مرزدانه‌ها به واسطه حصول ساختار ریزدانه در اثر حضور فازهای کاربیدی و نیتریدی حاوی عناصر میکروآلیاژی است. نتایج نشان می‌دهند که ممکن است مقادیر بالاتر استحکام به همراه چقرمگی با اضافه کردن عناصر میکروآلیاژی به فولادهای فوق مستحکم کم آلیاژ نیز حاصل شود [۳]. در مطالعه‌ای پژوهشگران با افزودن مقادیر مختلف تیتانیوم به یک فولاد کربن متوسط کم آلیاژ توانستند استحکام کششی، استحکام تسلیم و سختی را در محدوده دمایی ۹۰۰-۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد افزایش دهند [۴].

مطالعات نشان می‌دهد که در صنعت برای فولادهای میکروآلیاژی شده با عناصر تیتانیوم، نیوبیوم و وانادیوم، اصلی‌ترین روش برای داشتن خواص مکانیکی مطلوب یعنی

استحکام بالا همزمان با داکتیلیته مناسب، ایجاد حداکثر ریزدانگی در ساختار آنها است که این موضوع می‌تواند با کنترل دمای توقف تبلور مجدد^۳ حین فرایندهای ترمومکانیکی حاصل شود [۵ و ۶]. درک مناسب از دمای توقف تبلور مجدد و نقش آن، می‌تواند به بهینه کردن فرایند ترمومکانیکی و خواص مکانیکی مورد نظر کمک کند. از دیدگاه تکنولوژیکی و اقتصادی بهتر است مواد بالاترین دمای توقف تبلور مجدد ممکن را داشته باشند. در این روش زمان سرمایش کمتری بین نورد خشن‌کاری و تمام‌کاری نیاز است و فاصله دمایی بیشتری برای اعمال کرنش وجود دارد. به علاوه اینکه دمای نهایی نورد می‌تواند بیشتر باشد که امکان به‌کارگیری نیروهای کمتری حین نورد فراهم می‌شود [۵ و ۷]. تغییر شکل در دمای کمتر از دمای توقف تبلور مجدد منجر به ایجاد کرنش بحرانی و در نتیجه ظهور دانه‌های کشیده شده و باندهای تغییر شکل می‌شود. در فولادها بیشتر مناطق جوانه‌زنی برای استحاله آستنیت به فریت، مرزدانه‌های آستنیت است. در صورتی که درباره استحاله آستنیت تغییر شکل یافته، نابجایی‌ها و دانه‌ها هم به‌عنوان مناطق جوانه‌زنی عمل می‌کنند. اگر استحاله با دانه‌های ریزتر آستنیت آغاز شود، به‌خصوص دانه‌های کشیده شده که نسبت سطح مرزدانه به حجم دانه‌ها زیاد است، دانه‌های فریت ریزتر و خواص مکانیکی مطلوب‌تر خواهند بود [۷].

متداول‌ترین روش برای تعیین دمای توقف تبلور مجدد شبیه‌سازی پاس‌های نورد به وسیله آزمایش پیچش گرم چند پاسی با سرمایش پیوسته و ترسیم تنش سیلان میانگین (MFS)^۴ بر حسب معکوس دمای مطلق برای هر پاس به صورت گرافیکی است. مهار شدن تبلور مجدد با تغییر در شیب منحنی تنش سیلان میانگین مشخص می‌شود. بعد از مرحله پیش‌گرم

اولیه، نمونه درحالی که با سرعت ثابتی سرد می‌شود، در معرض کرنش‌های ثابت و متوالی که توسط زمان‌های مشخص از هم تفکیک می‌شوند، قرار می‌گیرد. تنش و کرنش هر پاس ثبت می‌شود. لازم به ذکر است که شبیه‌سازی‌ها بر پایه کرنش، نرخ کرنش، نرخ سرمایش و زمان بین پاسی ثابت انجام می‌شود. نکته قابل توجه این است که برنامه زمان‌بندی میانگین (نورد صفحه)^۵ دارای زمان‌های بین پاسی به نسبت زیادی است که اجازه می‌دهد رسوب‌گذاری کربونیت‌ریدها اتفاق بیفتد و از تبلور مجدد استاتیک و دینامیک جلوگیری کند. ولی زمان‌های بین پاسی کوتاه‌تر مختص زمان‌بندی واقعی (نورد تسمه)^۶ هستند. بنابراین رسوب‌گذاری کربونیت‌ریز قادر به ایفای نقش قابل توجهی نیست و مهار تبلور مجدد بیشتر از طریق اثر بازدارنده^۷ اتفاق می‌افتد. شبیه‌سازی با شرایط زمان‌بندی واقعی نسبت به زمان‌بندی میانگین دشوارتر است زیرا سرمایش خیلی کمتری می‌تواند حین زمان‌های بین پاسی کوتاه صورت گیرد [۴].

به‌طور کلی، آزمایش پیچش گرم برای شبیه‌سازی آزمایشگاهی عملیات نورد به منظور بررسی اثر پارامترهایی نظیر سرعت سرد کردن، زمان بین عبور، دمای نور نهایی بر ریزساختار و خواص مکانیکی فولاد به کار می‌رود. در حقیقت قابلیت اعمال کرنش‌های زیاد (بالتر از یک) مهم‌ترین ویژگی آزمایش پیچش گرم است که آن را برای شبیه‌سازی آزمایشگاهی عملیات نورد مناسب می‌سازد. در این آزمایش، بر خلاف آزمایش‌های کشش و فشار، امکان اعمال کرنش‌های بالا قبل از رسیدن به ناپایداری پلاستیک وجود دارد. گرچه، طی آزمایش پیچش گرم تغییر شکل از نوع برشی ساده است و طی نور گرم تغییر شکل برش و فشار به‌طور همزمان اعمال می‌شود؛ ولی نشان داده شده است که آزمایش پیچش گرم می‌تواند به‌عنوان یک ابزار قابل اعتماد برای شبیه‌سازی نورد گرم و تعیین دماهای بحرانی عملیات ترمومکانیکی استفاده شود [۸].

در پژوهشی برای تعیین دمای آغاز عدم تبلور مجدد سه فولاد کم آلیاژ از آزمون پیچش گرم استفاده شد. مشخص شد که مقادیر این دما برای دو فولاد حاوی ۰/۱۷ درصد کربن، ۰/۳۶

درصد نیویوم، ۰/۵۰ درصد وانادیوم و ۰/۰۹ درصد کربن، ۰/۳۷ درصد نیویوم، ۰/۵۳ درصد وانادیوم به ترتیب ۹۲۰ و ۹۱۰ درجه سانتی‌گراد بوده است [۹]. دمای توقف تبلور مجدد بیشتر برای فولاد اول که حاوی کربن بیشتری است مربوط به تأثیر این عنصر در تولید کاربید است. به‌همین دلیل گزارش شده است که کاربید نیویوم رسوب می‌کند که منجر به افزایش دمای توقف تبلور مجدد می‌شود. برای فولادی که حاوی ۰/۱۲ درصد کربن، ۰/۵۰ درصد وانادیوم است، به دلیل عدم حضور نیویوم، این دمای بحرانی به‌طور قابل توجهی کاهش یافته و مقدار آن ۸۳۲ درجه سانتی‌گراد به دست آمده است.

برای بررسی کارپذیری مواد از آزمایش‌های مختلفی استفاده می‌شود. مهم‌ترین آنها آزمایش‌های کشش گرم، فشار گرم و پیچش گرم است که به کمک آنها می‌توان اطلاعاتی راجع به کارگرم مواد همچون منحنی سیلان در دماها و نرخ‌های کرنش متفاوت به دست آورد. مطالعات انجام شده نشان داده است که بیشتر پژوهش‌ها در رابطه با تغییر شکل گرم فولادهای میکروآلیاژی، بر فولادهای کم کربن و رفتار فشار گرم متمرکز بوده است. بنابراین پژوهش‌ها در رابطه با بررسی رفتار کشش گرم و پیچش گرم فولادهای کم آلیاژ کربن متوسط اندک است [۱۰]. در این راستا هدف از پژوهش حاضر، بررسی اثر عناصر تیتانیوم و نیویوم در محدوده مناسب کارگرم یک فولاد کم آلیاژ کربن متوسط بر پایه Ni-Cr-Mo با استفاده از آزمایش‌های کشش گرم و پیچش گرم است.

۲- مواد و روش تحقیق

ذوب و آلیاژسازی فولاد کم آلیاژ کربن متوسط در کوره القایی تحت گاز آرگون انجام شد. سپس تصفیه طی فرایند ذوب مجدد تحت سرباره الکتریکی^۸ انجام گرفت. همگن‌سازی در دمای ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد به مدت سه ساعت برای بهبود خواص مکانیکی و حذف ساختار دندردریتی، جدایش موضعی و غیریکنواختی ترکیب شیمیایی انجام شد و در انتها شمش همگن‌سازی شده در آب سرد شد. سپس نور گرم اولیه در محدوده دمایی ۱۲۰۰-۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد، طی سه مرحله انجام شد.

جدول ۱- ترکیب شیمیایی فولادهای مورد استفاده در پژوهش حاضر (درصد وزنی)

کربن	کروم	منگنز	مولیبدن	وانادیم	سیلیسیم	فسفر	گوگرد	تیتانیوم	نیوبیم
۰/۴۴۸	۱/۱۷۳	۰/۷۴۳	۰/۶۳۳	۰/۲۹۸	۰/۲۵۴	۰/۰۰۵	۰/۰۰۲	-	-
۰/۴۵۶	۰/۷۰۲	۰/۷۵۵	۰/۶۲۵	۰/۳۳۳	۰/۳۱۳	۰/۰۰۵	۰/۰۰۲	۰/۰۴۹	-
۰/۴۵۰	۰/۷۱۴	۰/۷۰۶	۰/۶۱۳	۰/۳۳۰	۰/۲۵۹	۰/۰۰۵	۰/۰۰۲	-	۰/۰۸۵

جدول ۲- شرایط انجام آزمایش پیچش گرم برای تعیین دمای توقف تبلور مجدد فولادهای مورد بررسی

آزمایش	پیچش گرم
دمای پیش گرم (درجه سانتی گراد)	۱۲۰۰
زمان پیش گرم (دقیقه)	۱۰
نرخ کرنش (بر ثانیه)	۱
نرخ سرمایش (درجه سانتی گراد بر ثانیه)	۱
کرنش بین پاسی	۰/۱
زمان بین پاسی (ثانیه)	۲۰
محدوده دمایی (درجه سانتی گراد)	۷۸۰-۱۲۰۰
تعداد پاس‌ها	۲۲

در نهایت با اعمال ۷۰ درصد کاهش ضخامت، ضخامت شمش از ۶۰ به ۱۸ میلی‌متر رسید.

ترکیب شیمیایی فولادهای مورد مطالعه که توسط دستگاه کوانتومتری Belec مدل Variolab تعیین شده است در جدول (۱) ارائه شده است.

قبل از انجام آزمایش‌های کشش گرم و پیچش گرم و به منظور حذف تاریخچه حرارتی ناشی از عملیات نورد گرم اولیه و یکنواخت کردن دانه‌بندی ساختار، تسمه‌های سه فولاد مورد بررسی در دمای ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد به مدت زمان ۱۵ دقیقه حرارت داده شده و سپس در هوا، تا دمای اتاق سرد شدند. همچنین برای بهبود شرایط آماده‌سازی نمونه‌ها به منظور برشکاری و ماشین‌کاری عملیات آنیل انجام شد. نمونه‌ها در دمای ۸۵۰ درجه سانتی‌گراد به مدت یک ساعت قرار گرفتند و سپس با سرعت ۲۵ درجه سانتی‌گراد بر ساعت به دمای ۵۵۰ درجه سانتی‌گراد رسیدند و در نهایت در کوره سرد شدند.

مجهاز به کوره مقاومتی، در دماهای ۸۵۰، ۹۵۰، ۱۰۵۰ و

۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش ۰/۱ بر ثانیه انجام شد. ابتدا به منظور هم‌دما شدن، نمونه‌ها به مدت ۱۰ دقیقه در دمای آزمایش داخل کوره نگهداری شده و سپس تا وقوع شکست کشیده شدند. پس از انجام آزمایش، برای حفظ ریزساختار و تعیین اندازه دانه آستنیت اولیه برای مشخص کردن وقوع پدیده‌های ترمیم دینامیک، نمونه‌ها سریع در آب سرد شدند.

شرایط انجام آزمایش پیچش گرم برای تعیین دمای توقف تبلور مجدد فولادهای مورد بررسی در جدول (۲) ارائه شده است. ابتدا نمونه‌ها در دمای ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۱۰ دقیقه آستنیت شدند. در این آزمایش طی ۲۲ پاس با سرعت سرد کردن ثابت یک درجه سانتی‌گراد بر ثانیه، نرخ کرنش یک بر ثانیه، کرنش ۰/۱ در هر پاس و زمان بین عبور یکسان ۲۰ ثانیه دمای نمونه‌ها تا ۷۸۰ درجه سانتی‌گراد کاهش یافت.

نمونه‌های حاصل از آزمایش کشش گرم به مدت چهار ساعت در دمای ۴۰۰ درجه سانتی‌گراد تمپر شده و سپس در هوا سرد شدند. پس از مانع نمونه‌ها به وسیله پوساب با مش

وقوع گلوبی و ناپایداری سیلان برای بررسی محدوده دمایی کارگرم آلیاژها امکان پذیر است [۱۱].

در پژوهشی رسوب گذاری فازهای مختلف در یک فولاد میکروآلیاژی شده با ۰/۳۴ درصد نیویوم بررسی شده است [۱۲]. نتایج نشان داد که استحکام تقریبی ۹۰ مگاپاسکال برای رسوب گذاری روی نابه جایی ها در فریت و بیش از ۲۰۰ مگاپاسکال برای رسوب گذاری در مرز بین فازی آستنیت و فریت حاصل شده است. اما هیچ اثر استحکام بخشی برای رسوب گذاری در آستنیت مشاهده نشده است که علت های آن به صورت زیر گزارش شده است: کربونیتريدهای تشکیل شده در اثر کرنش حین نوردد کنترل شده در فاز آستنیت، درشت تر از آن هستند که باعث استحکام بخشی رسوبی شوند. همچنین برای این مقدار از عنصر میکروآلیاژی در محلول جامد، مقدار فوق اشباع در فریت بیشتر از آستنیت است که منجر به رسوب گذاری کربونیتريدهای ریزتری در فریت می شود.

شکل (۲) مقایسه بین درصد ازدیاد طول فولادهای مورد بررسی را نشان می دهد. چنان که مشاهده می شود در منطقه تک فاز آستنیت در محدوده دمایی (۹۵۰-۹۰۰ درجه سانتی گراد)، داکتیلیته گرم فولادهای میکروآلیاژی حاوی عناصر کربونیتريدزا (تیتانیوم، نیویوم و وانادیوم) نسبت به دماهای دیگر اندک است. زیرا مطابق مرجع [۱۳] عناصر میکروآلیاژی می توانند در مرز دانه های آستنیت رسوب گذاری کنند که منجر به تمرکز تنش در مرز دانه ها می شود. مطابق شکل در دماهای بیشتر از ۹۵۰ درجه سانتی گراد حداکثر داکتیلیته به ترتیب برای فولاد پایه، فولاد حاوی نیویوم و فولاد حاوی تیتانیوم به دست آمده است. گزارش شده است که در فولادهای میکروآلیاژی حاوی تیتانیوم، ذرات نیتريد تیتانیوم حضور دارند [۱۴]. این رسوبات به دلیل اثر قفل کنندگی بیشتر روی مرز دانه ها، باعث ممانعت از مهاجرت مرز دانه ها و در نتیجه تشکیل دانه های تبلور مجدد و توسعه آن می شوند. از این رو این پدیده داکتیلیته گرم این فولاد را نسبت به فولاد پایه به میزان بیشتری کاهش می دهد.

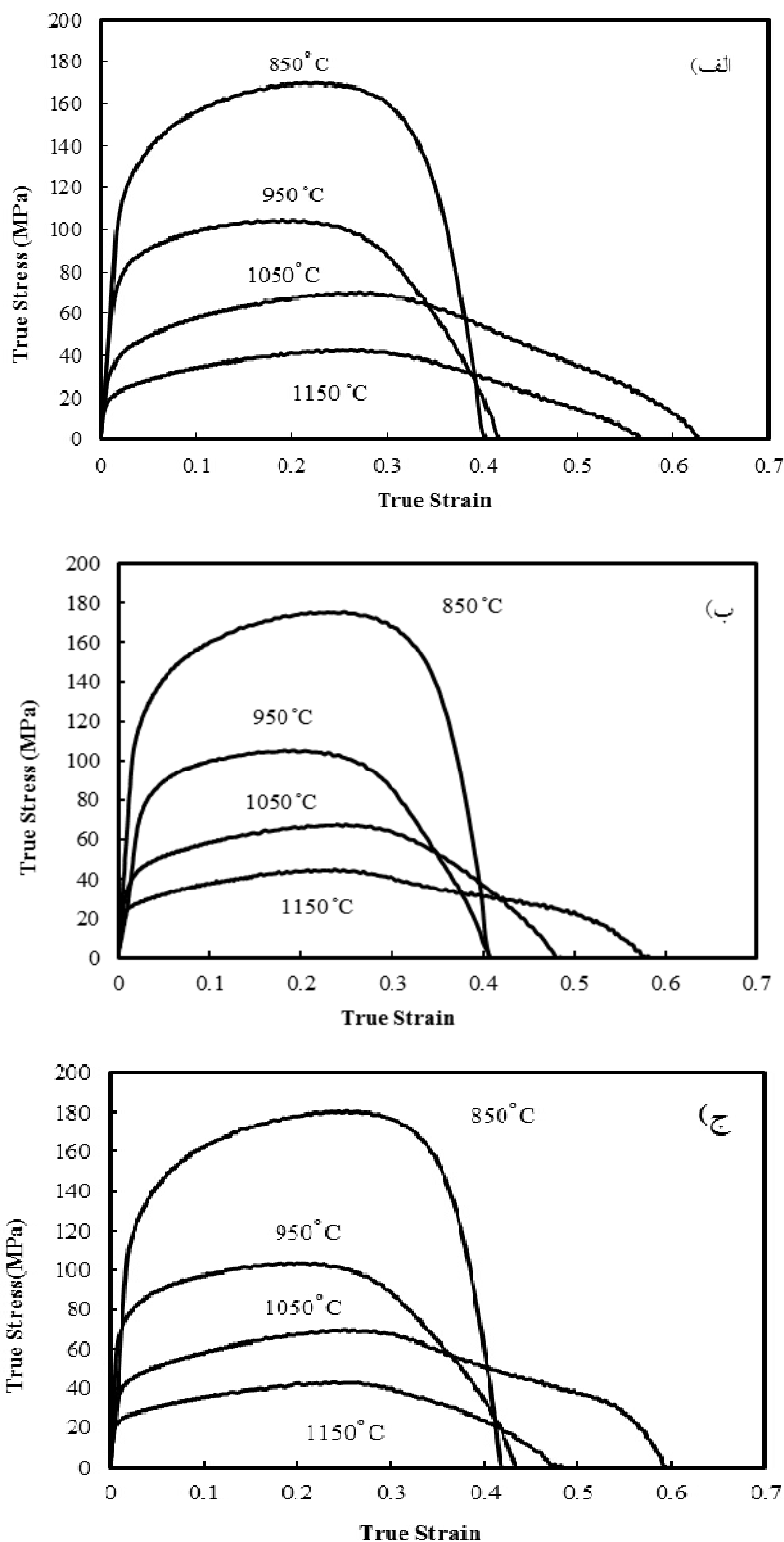
۲۴۰ تا ۴۰۰۰، پولیش و با محلول مناسب حکاری انجام شد. از محلول حکاری با ترکیب پنج گرم پیکریک اسید، ۵۰ میلی لیتر آب مقطر و پنج قطره سدیم دودسیل بنزن سولفونات استفاده شد. برای مشاهده مرز دانه های نمونه ها از میکروسکوپ نوری مدل Olympus BX51 استفاده شد. تصاویر به کمک میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی^۹ مدل FEINOVA Nano SEM با ولتاژ کاری ۱۵ کیلوولت واقع در دانشگاه تهران تهیه شد و نتایج آن مورد ارزیابی قرار گرفت. همچنین اندازه دانه ها با استفاده از نرم افزار Clemex محاسبه شد.

۳- نتایج و بحث

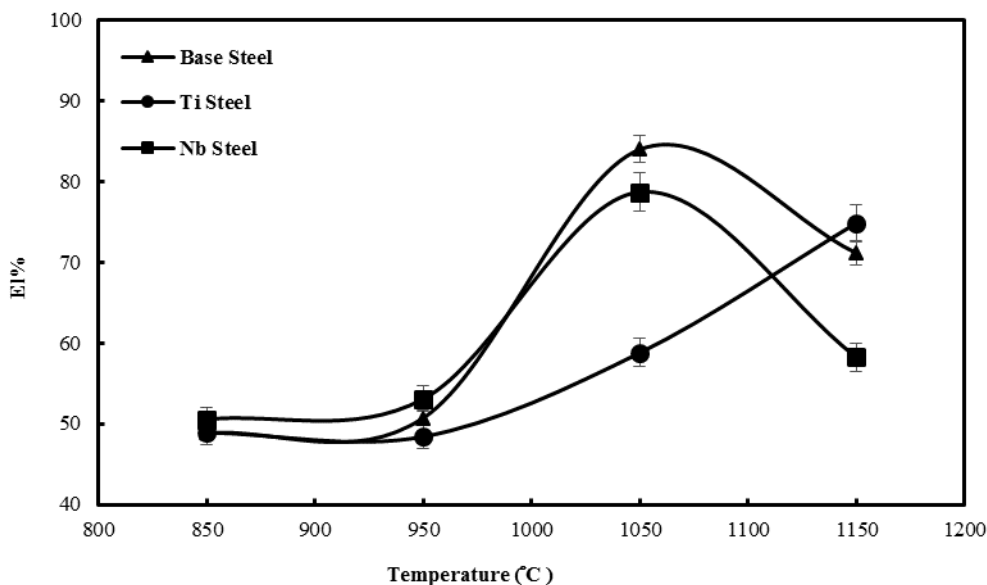
۳-۱- نتایج آزمایش کشش گرم فولادها

شکل (۱) منحنی های تنش حقیقی- کرنش حقیقی را به ترتیب برای فولاد پایه، حاوی تیتانیوم و حاوی نیویوم نشان می دهد. در دماهای ۸۵۰ و ۹۵۰ درجه سانتی گراد کرنش مهندسی شکست برای هر سه فولاد در محدوده ۴۰ تا ۵۰ درصد که می تواند به دلیل عدم فعال شدن کامل مکانیزم های نرم شوندگی و حل نشدن کاربیدهای میکروآلیاژی باشد. کاهش قابل توجه مقادیر تنش در منحنی های سیلان در ۱۰۵۰ و ۱۱۵۰ درجه سانتی گراد نشان دهنده شروع فرایند تبلور مجدد دینامیک است. در فولاد پایه تغییر شکل یافته در ۱۰۵۰ و ۱۱۵۰ درجه سانتی گراد، کرنش شکست به ترتیب به ۸۸ و ۷۶ درصد افزایش یافته که نشان دهنده افزایش داکتیلیته گرم فولاد است. همچنین تنش در نقطه حداکثر کاهش می یابد که نشان دهنده بهبود رفتار تغییر شکل است. کرنش شکست در دماهای اشاره شده برای فولاد حاوی نیویوم به ترتیب ۸۱ و ۶۱ و برای فولاد حاوی تیتانیوم به ترتیب ۶۱ و ۷۹ درصد به دست آمد.

نرم شدن سیلان که پس از تنش حداکثر مشاهده می شود، و نشان دهنده روند نزولی تنش با شیب قابل ملاحظه است، به وقوع گلوبی شدن و در انتها شکست نمونه نسبت داده شده است. گفتنی است که بررسی رفتار کشش گرم آلیاژها با وجود



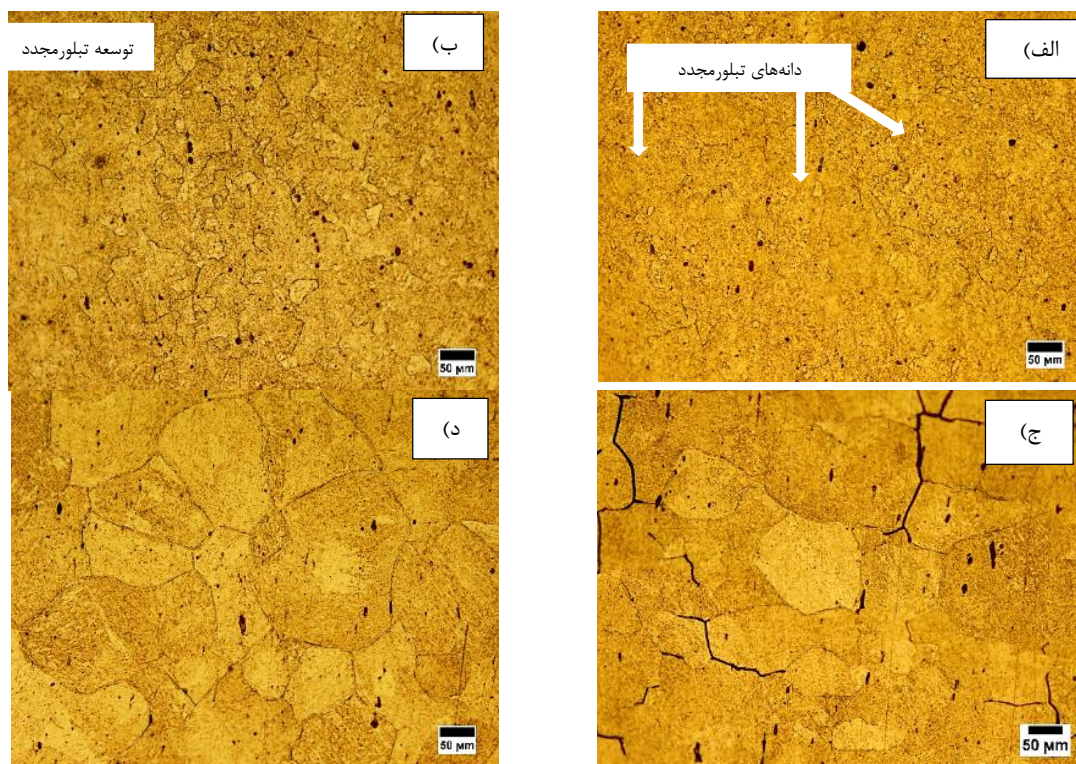
شکل ۱- منحنی سیلان: الف) فولاد پایه، ب) حاوی تیتانیوم و ج) حاوی نیوبوم پس از آزمایش کشش گرم در دماهای مختلف و نرخ کرنش ۱/۰ بر ثانیه



شکل ۲- مقایسه ازدیاد طول فولادهای مورد بررسی

شکل (۳) ریزساختار فولاد پایه را در نواحی با مقدار کاهش سطح مقطع ثابت ۸۰ درصد پس از انجام آزمایش کشش گرم در چهار دمای مختلف نشان می‌دهد. در دمای ۸۵۰ درجه سانتی‌گراد (شکل ۳-الف) دانه‌های جدید تبلور مجدد یافته در ساختار ظاهر شده‌اند. با افزایش دما به واسطه حاکم شدن بیشتر پدیده‌های فعال شونده با دما، مهاجرت مرز دانه‌ها تسهیل شده و مطابق شکل (۳-ب)، تبلور مجدد توسعه یافته است. در شکل (۳-ب) مشاهده می‌شود، تعداد به نسبت زیادی دانه‌های تبلور مجدد یافته به وجود آمده است. بنابراین انتظار می‌رود دمای شروع تبلور مجدد فولاد پایه حدود ۹۵۰ درجه سانتی‌گراد باشد. مطابق شکل با افزایش دما تا ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد، ریزساختاری شامل مخلوطی از دانه‌های تبلور مجدد یافته و دانه‌های رشد یافته مشاهده می‌شود. با افزایش بیشتر دما تا ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد، دانه‌ها کاملاً رشد کرده‌اند. با وجود اینکه ریزساختار تبلور مجدد یافته ریزساختار مطلوبی برای دستیابی به خواص مکانیکی مناسب است، اما از لحاظ ترمودینامیکی شبه پایدار است [۱۷]. بنابراین با توجه به اینکه شرایط افزایش دما فراهم شده است، رشد دانه‌ها روی می‌دهد. همین امر منجر به کاهش ازدیاد طول فولاد پایه تغییر شکل یافته در دمای ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد می‌شود.

همان‌طور که در شکل مشاهده می‌شود، در محدوده دمایی ۱۰۵۰-۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد، داکتیلیته برای دو فولاد پایه و فولاد حاوی نیوبیوم کاهش یافته است. حضور وانادیوم و نیوبیوم به صورت میکروآلیاژی برای داکتیلیته گرم فولادها مضر است. البته مطالعات نشان می‌دهند ذرات کربونیتريد وانادیوم نسبت به کربونیتريد نیوبیوم اثر مضر کمتری در داکتیلیته گرم دارند که علت آن ریزتر بودن ذرات کربونیتريد نیوبیوم و رسوب‌گذاری آنها در مرز دانه‌های آستنیت گزارش شده است [۱۵]. همچنین طبق مرجع [۴] انحلال‌پذیری ذرات کربونیتريد وانادیوم در آستنیت نسبت به انحلال‌پذیری ذرات کربونیتريد نیوبیوم بیشتر است. پژوهشگران ثابت کرده‌اند که اگر در فولاد میکروآلیاژی شده با وانادیوم، حاصل‌ضرب درصد وزنی وانادیوم و نیتروژن بیشتر از $10^{-3} \times 1/2$ باشد، داکتیلیته گرم به مقداری که فولاد حاوی نیوبیوم دارد، نزول می‌کند [۱۶]. با توجه به اینکه در فولاد پایه مورد بررسی در پژوهش حاضر، حاصل‌ضرب درصد وزنی وانادیوم و نیتروژن مقدار $10^{-3} \times 4/2$ است، بنابراین در محدوده دمایی ۱۰۵۰-۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد افت داکتیلیته گرم در فولاد پایه همانند فولاد حاوی نیوبیوم مشاهده می‌شود.



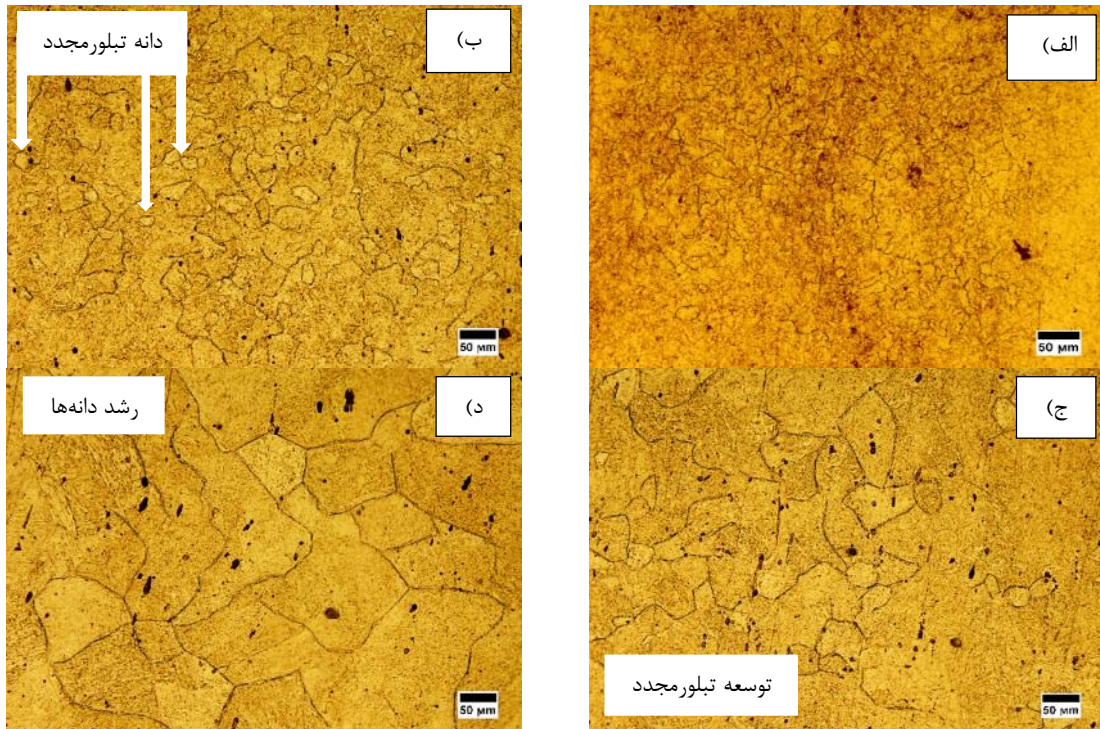
شکل ۳- ریزساختار فولاد پایه با کاهش سطح مقطع 80° درصد، پس از آزمایش کشش گرم در نرخ کرنش $1/10^{\circ}$ بر ثانیه و دماهای (الف) 85° (ب) 95° (ج) 105° (د) 115° درجه سانتی گراد

داکتیلیته در فولادهای میکروآلیاژی اندازه دانه است. اندازه دانه‌های کوچک‌تر باعث کاهش بیشتر سطح مقطع می‌شوند [۱۸].

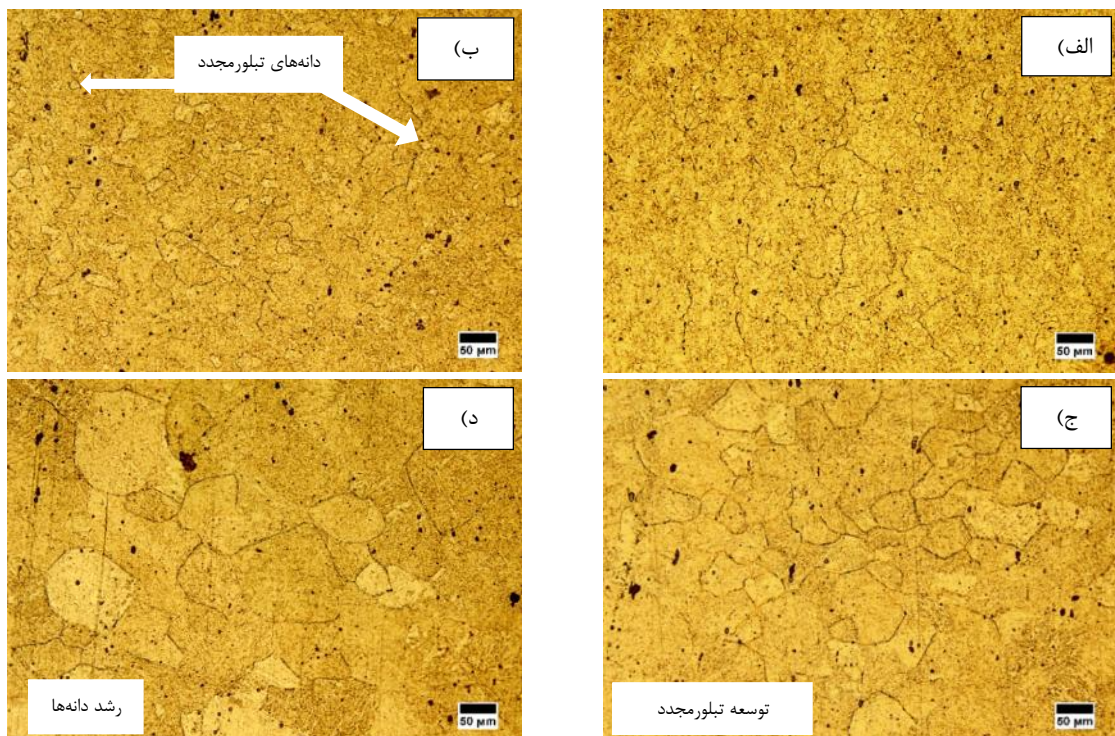
در بازه دمایی 85° – 95° درجه سانتی گراد، فولادها اندازه دانه تقریباً ثابت و یکسانی دارند. با وجود اینکه در دمای 95° درجه سانتی گراد، دانه‌های تبلور مجدد یافته در برخی مناطق ریزساختار مشاهده می‌شود، اما کسر آنها بسیار اندک است. این موضوع میانگین اندازه تقریباً یکسان به دست آمده در سه نمونه پس از آزمایش در دماهای 85° و 95° درجه سانتی گراد را تأیید می‌کند. کم بودن دمای تغییر شکل و حضور رسوبات کاربیدی و کربونیتزیدی، می‌تواند شرایط عدم تحرک مرزدانه‌ها را فراهم کند. با افزایش دما به بیش از 95° درجه سانتی گراد، میانگین اندازه دانه فولاد پایه به صورت قابل توجهی، بیشتر از دو فولاد میکروآلیاژی می‌شود. در این دما رشد دانه به سرعت اتفاق می‌افتد. میانگین اندازه دانه فولاد پایه از 24 به 104 میکرومتر افزایش یافته است.

در شکل‌های (۴) و (۵) به ترتیب ریزساختارهای فولادهای میکروآلیاژی حاوی تیتانیوم و نیوبیوم مشاهده می‌شود. در هر دو فولاد با افزایش دما به 95° درجه سانتی گراد، به واسطه حاکم شدن پدیده‌های فعال شونده با دما، مهاجرت مرزدانه‌ها تسهیل شده و مطابق شکل (۴-ب) و (۵-ب)، تبلور مجدد آغاز شده است. همچنین مطابق شکل (۴-ج) و (۵-ج)، در دمای 105° درجه سانتی گراد، تبلور مجدد توسعه یافته است و در دمای 115° درجه سانتی گراد (شکل‌های (۴-د) و (۵-د)) رشد دانه‌ها مشاهده می‌شود.

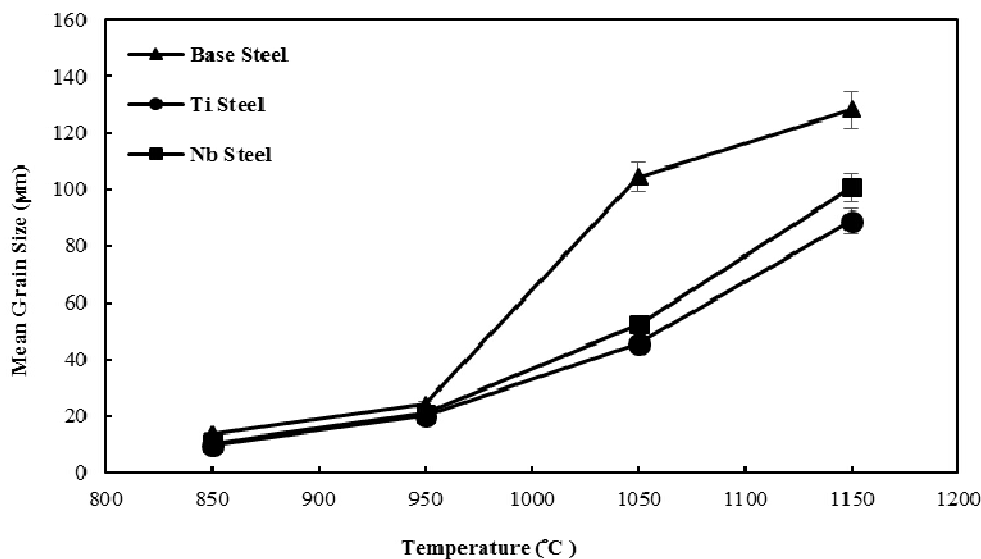
در شکل (۶) تغییرات میانگین اندازه دانه با دما برای سه فولاد پایه، حاوی نیوبیوم و حاوی تیتانیوم در کاهش سطح مقطع 80° درصد نشان داده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود، در محدوده دمایی آزمایش کشش گرم با افزایش دما، میانگین اندازه دانه‌های آستنیت اولیه در هر سه آلیاژ افزایش یافته است. تحقیقات نشان می‌دهد یکی از عوامل کنترل کننده



شکل ۴- ریزساختار فولاد حاوی تیتانیوم با کاهش سطح مقطع ۸۰ درصد پس از آزمایش کشش گرم در نرخ کرنش ۱/۰ بر ثانیه و دماهای: (الف) ۸۵۰ (ب) ۹۵۰ (ج) ۱۰۵۰ و (د) ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد



شکل ۵- ریزساختار فولاد حاوی نیویوم کاهش سطح مقطع ۸۰ درصد پس از آزمایش کشش گرم در نرخ کرنش ۱/۰ بر ثانیه و دماهای: (الف) ۸۵۰ (ب) ۹۵۰ (ج) ۱۰۵۰ و (د) ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد



شکل ۶- منحنی میانگین اندازه دانه برحسب دما برای سه فولاد پایه، حاوی نیویوم و حاوی تیتانیوم

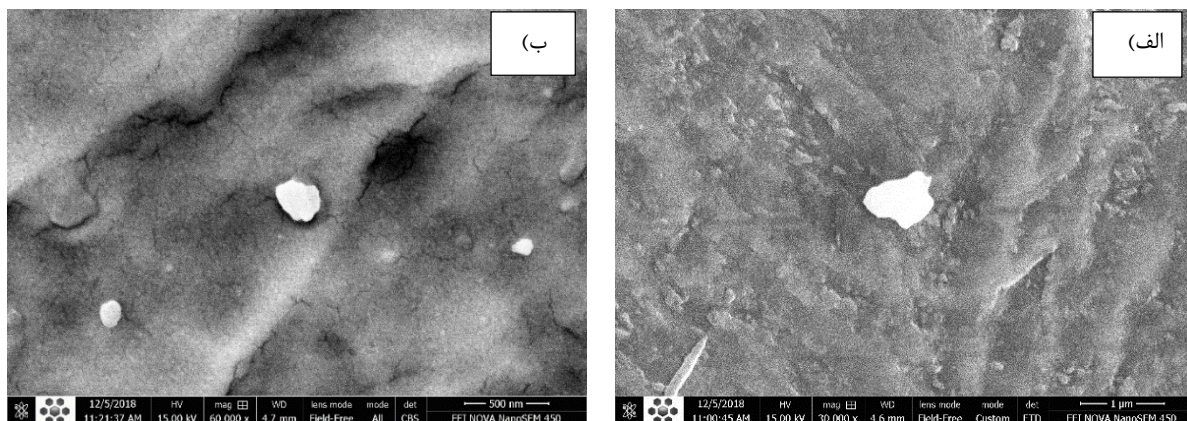
گرم و اندازه دانه، نشان می‌دهد که اندازه دانه تنها فاکتور مؤثر بر داکتیلیته گرم نیست [۱۸]. زیرا در دماهایی، افت در داکتیلیته گرم مشاهده می‌شود، درحالی که اندازه دانه به‌طور پیوسته در حال کاهش است. برای نمونه‌هایی با اندازه دانه مشابه (مثلاً فولاد حاوی نیویوم و فولاد حاوی تیتانیوم در ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد)، تغییر در داکتیلیته به حضور رسوبات نیز مرتبط است. گزارش شده است [۱۴]. یکی از فاکتورهایی که داکتیلیته گرم را تحت تأثیر قرار می‌دهند، کسر حجمی و اندازه ذرات رسوبی است. به‌طور کلی رسوب-گذاری مرزانه‌ای برای داکتیلیته گرم مضر است. زیرا تشکیل حفرات را (هم در دماهای پایین‌تر از A_{c3} در لایه‌های نازک فریت و هم در دماهای بالا حین لغزش مرزانه‌ای) تشویق می‌کند [۲۰ و ۲۱].

شکل (۷) تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی گسیل میدانی ذرات فاز دوم موجود در فولاد پایه و فولاد حاوی تیتانیوم را بعد از آزمایش کشش گرم در دمای ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد نشان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود، رسوبات میکروآلیاژی در این فولادها ابعاد نانومتری دارند و شناسایی ترکیب شیمیایی آنها ممکن نیست. اما با توجه به انحلال‌پذیری بسیار زیاد کاربید وانادیوم در این دما در آستنیت [۲۲]، انتظار می‌رود ذرات مشاهده شده در شکل (۷- الف)، ذرات ریز (کمتر از یک میکرومتر) نیتريد وانادیوم باشند.

درحالی که میانگین اندازه دانه با افزایش دما از ۹۵۰ به ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد در فولاد میکروآلیاژی شده با تیتانیوم، از ۲۱ به ۴۵ میکرومتر و در فولاد میکروآلیاژی شده با نیویوم از ۲۰ به ۵۲ میکرومتر افزایش می‌یابد.

گزارش شده است رسوبات موجود در فولاد بر پایه Ni-Cr-Mo، درشت‌تر از فولادهای میکروآلیاژی شده با تیتانیوم و نیویوم است. از این‌رو اثر قفل‌کنندگی مرزانه‌ها، حاصل از رسوبات ریزتر در فولادهای میکروآلیاژی شده با تیتانیوم و نیویوم، نسبت به فولاد پایه بیشتر است. همین امر نرخ کمتر افزایش اندازه دانه را در دو فولاد مذکور نسبت به فولاد پایه تأیید می‌کند [۱۹].

در فولادهای میکروآلیاژی شده، افزایش ناگهانی در میانگین اندازه ذرات از دمای ۱۰۵۰ تا ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد مشاهده می‌شود که برای فولاد حاوی نیویوم و فولاد حاوی تیتانیوم به‌ترتیب از ۵۲/۴ به ۱۰۰/۸ میکرومتر و از ۴۵/۶ به ۸۹ میکرومتر افزایش می‌یابد. این موضوع نشان می‌دهد که اثر قفل‌کنندگی ذرات ریزتر موجود در فولادهای میکروآلیاژی شده با تیتانیوم و نیویوم، در دماهای بالاتری نسبت به فولاد پایه کاهش می‌یابد. در فولادهای کم‌کربن گزارش شده است با کاهش اندازه دانه آستنیت اولیه، داکتیلیته گرم افزایش می‌یابد، اما این اثر بیشتر زمانی اتفاق می‌افتد که اندازه دانه‌ها کمتر از ۵۰ میکرون باشد [۱۳]. مقایسه نتایج داکتیلیته



شکل ۷- تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی با انتشار میدانی در دمای ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد از ریزساختار فولاد:

(الف) پایه و (ب) حاوی تیتانیوم پس از آزمایش کشش گرم (نشان‌دهنده حضور رسوبات است).

را بر ویژگی‌های فولاد داشته باشند. با افزایش دما، ذرات کاربید تیتانیوم به‌عنوان رسوبات میکروآلیاژی که تا دماهای بسیار بالا پایدار هستند، می‌توانند به‌صورت مؤثر تبلور مجدد و رشد دانه‌های آستنیت را به تأخیر بیندازند. بنابراین با افزایش کسر حجمی رسوبات و همچنین کاهش اندازه آنها، در فولاد حاوی تیتانیوم نسبت به فولاد پایه مورد بررسی در پژوهش حاضر، نیروی قفل‌کنندگی ذرات، روی تحرک مرز دانه‌های آستنیت افزایش می‌یابد و بدین ترتیب فرایندهای ترمیم به تأخیر می‌افتند [۴، ۲۳ و ۲۴].

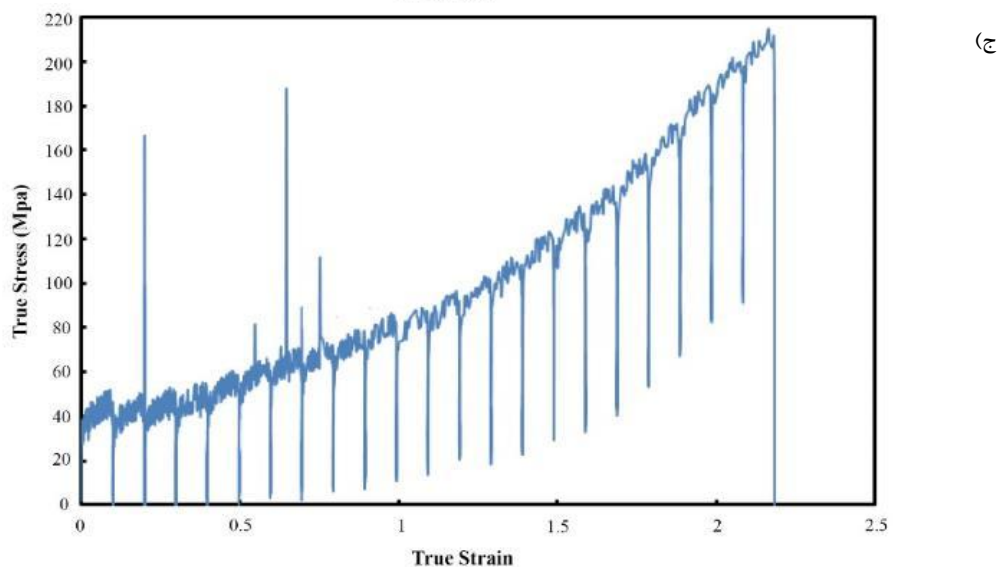
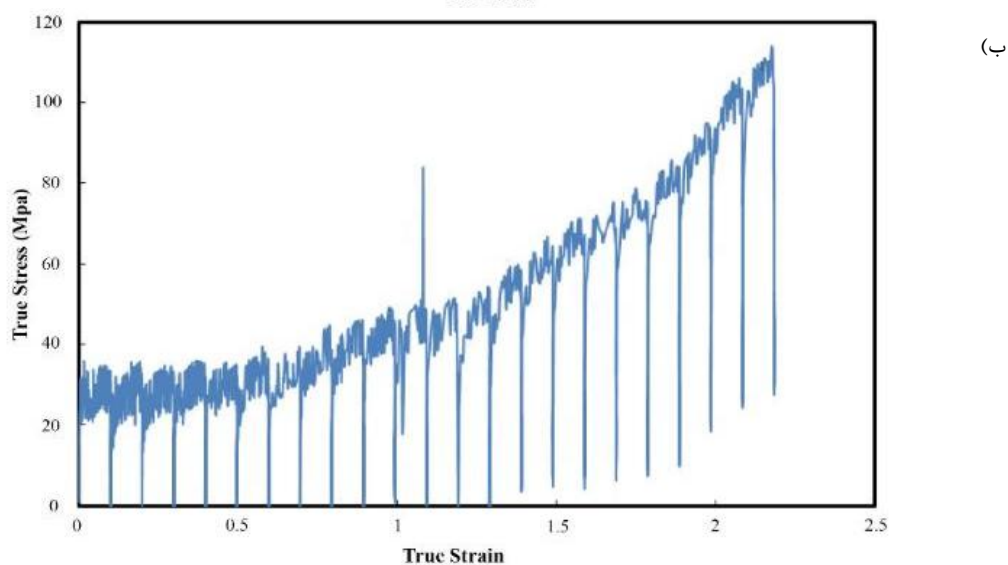
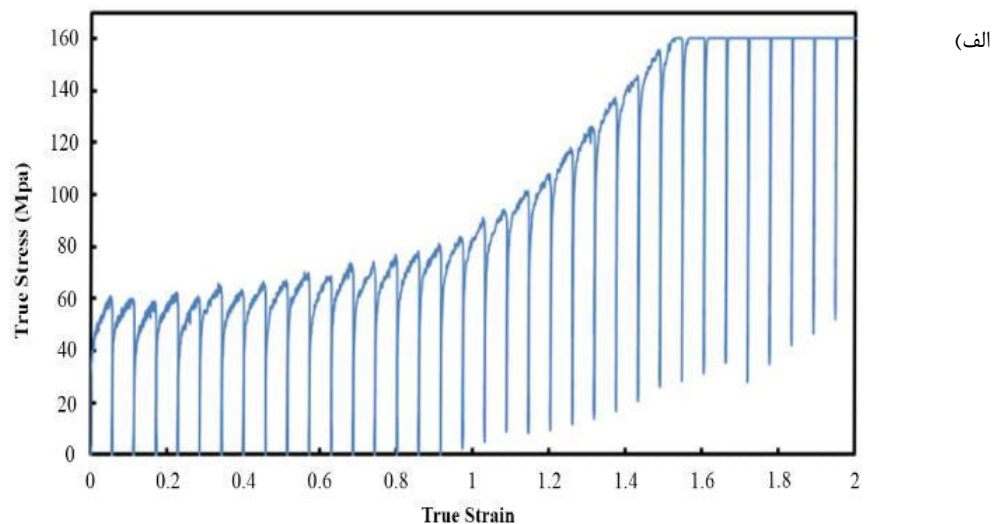
۲-۳- نتایج آزمایش پیچش گرم فولادها

نمودارهای تنش- کرنش حقیقی حاصل از آزمایش پیچش گرم فولادها در شکل (۸) نشان داده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود، با کاهش دمای تغییر شکل، سطح تنش در هر سه نمودار افزایش پیدا می‌کند. در پاس‌های اولیه، تغییرات تنش سیلان با کاهش دما اندک است و با وجود اعمال کرنش و وقوع کارسختی، به‌دلیل وقوع همزمان تبلور مجدد دینامیک، نرخ افزایش تنش سیلان بسیار اندک است. اما در پاس‌های بعدی به‌واسطه کاهش بیشتر دما و عدم وقوع تبلور مجدد به‌صورت کامل، افزایش بیشتر تنش سیلان ناشی از حاکم شدن کارسختی مشاهده می‌شود. این افزایش تقریباً ناگهانی، مشخص‌کننده تغییر منطقه تبلور مجدد به منطقه کارسختی است.

همچنین با توجه به مورفولوژی تقریباً کروی رسوبات شکل (۷-ب) به‌نظر می‌رسد این ذرات کاربید تیتانیوم باشند. در پژوهش حاضر به نقش عناصر میکروآلیاژی بر محدوده دمایی مناسب تغییر شکل گرم فولادهای کم آلیاژ کربن متوسط پرداخته شده است و بررسی مورفولوژی و ترکیب شیمیایی انواع کاربیدها، نیتريد‌ها و کربونیتريد‌های موجود در این فولادها به‌دلیل ابعاد آنها که در مقیاس نانومتر است فقط با میکروسکوپ الکترونی عبوری^۱ امکان‌پذیر است، که در دسترس نبوده است.

گفتنی است که با توجه به ابعاد نانومتری رسوب نشان داده شده شکل (۷) و با توجه به اینکه آنالیز نقطه‌ای EDS^{۱۱} به‌وسیله میکروسکوپ الکترونی روبشی در ابعاد نانومتر دقت ندارد و آنالیز نشان داده شده فقط از رسوب نانومتری نخواهد بود و شامل زمینه نیز خواهد بود، از این‌رو آنالیز نقطه‌ای برای رسوب نانومتری خطا دارد.

طبق مرجع [۶]، ذرات نیتريد تیتانیوم با اندازه ۲۰۰ تا ۲۰۰۰ نانومتر برای تأثیرگذاری روی دمای تبلور مجدد آستنیت درشت هستند. همچنین تیتانیوم کاربیدها و کربوسولفیدهای دم‌پایینی تشکیل می‌دهد که در استحکام‌بخشی نقش مهمی دارند. اگر مقادیر تیتانیوم بیشتر از مقادیر استوکیومتری برای نیتريد تیتانیوم باشد، کاربیدهای قابل انحلال‌تری تولید می‌شود. ممکن است رسوبات کاربید تیتانیوم به‌دلیل اندازه کوچک‌شان بیشترین تأثیر



شکل ۸- منحنی‌های تنش- کرنش حقیقی فولاد: الف) پایه، ب) حاوی تیتانیوم و ج) حاوی نیوبیوم حاصل از آزمایش پیچش گرم

پاس ها، با سرعت بیشتری افزایش می یابد. نابه جایی ها شروع به تجمع کرده و کارسختی ابقا می شود.

همان طور که در شکل (۹) مشاهده می شود، از تحلیل رگرسیون برای برازش خطی استفاده و از مختصات نقطه تلاقی خطوط برازش شده، دمای دمای توقف تبلور مجدد محاسبه شده است. با توجه به نتایج این پژوهش، دماهای ۱۰۶۹، ۱۰۷۰ و ۱۱۱۶ درجه سانتی گراد به ترتیب برای آغاز دمای بدون تبلور مجدد فولاد پایه، فولاد حاوی تیتانیوم و فولاد حاوی نیوبیوم به دست آمد.

درباره فولاد پایه، مهار تبلور مجدد به این دلیل است که احتمالاً زمان بین پاسی ۲۰ ثانیه برای تبلور مجدد کامل آستنیت کافی نیست که به این موضوع در مرجع [۲۶] نیز اشاره شده است. همچنین انتظار می رود بیشتر وانادیوم حتی در دماهای تمام کاری پایین در حالت محلول باشد. بنابراین نقش رسوبات کاربید وانادیوم در به تأخیر انداختن تبلور مجدد در آستنیت و افزایش دمای دمای توقف تبلور مجدد کم اهمیت گزارش شده است [۴]. با توجه به ترکیب شیمیایی فولاد پایه و انتظار حضور اتم های وانادیوم به صورت محلول جامد، مطابق شکل، این عنصر تأثیر قابل ملاحظه ای در به تأخیر انداختن تبلور مجدد آستنیت فولاد پایه نداشته باشد.

با مقایسه شکل های (۸- الف) و (۸- ب)، مشاهده می شود که فولاد حاوی تیتانیوم دمای توقف تبلور مجدد مشابهی با دمای توقف تبلور مجدد فولاد پایه نشان می دهد. در پژوهشی [۴] که در رابطه با مقدار انحلال پذیری کربونیتریدهای عناصر میکروآلیاژی انجام شده، مشاهده شده که انحلال پذیری نیتريد تیتانیوم در آستنیت بسیار ناچیز است. در نتیجه در فولادهای میکروآلیاژی شده، تقریباً کل تیتانیوم با نیتروژن در محدوده دمایی کارگرم آستنیت پیوند برقرار می کند. این بدان معنا است که اگرچه پتانسیل اثر بازدارنده تیتانیوم با توجه به اختلاف شعاع اتمی بیشتر آن با شعاع اتمی آهن، بیشتر از سایر عناصر است، اما تأثیر واقعی تیتانیوم به عنوان عنصر حل شونده در به تأخیر انداختن تبلور مجدد در فولادهای کم آلیاژ استحکام بالا به دلیل مقدار بسیار کم تیتانیوم به عنوان عنصر حل شونده، ناچیز خواهد بود.

همان طور که در شکل (۸) مشاهده می شود، با کاهش دمای تغییر شکل، سطح تنش در هر سه نمودار افزایش پیدا می کند. پس از پاس هشتم در فولاد پایه و فولاد حاوی تیتانیوم و پس از پاس پنجم در فولاد حاوی نیوبیوم، تمایل به کار سختی افزایش می یابد. از نتایج منحنی های تنش - کرنش حقیقی می توان برای رسم منحنی های تنش سیلان متوسط (MFS) برحسب معکوس دمای مطلق $10000/T$ (دمای شبیه سازی هر یک از مراحل آزمایش پیچش گرم برحسب کلوین است) استفاده کرد.

تنش سیلان متوسط از معادله (۱) به دست می آید [۲۵]:

$$MFS = \frac{1}{\epsilon_b - \epsilon_a} \int_{\epsilon_a}^{\epsilon_b} \sigma_{eq} d\epsilon_{eq} \quad (1)$$

که در این معادله، ϵ_a و ϵ_b به ترتیب مقادیر کرنش در شروع و پایان هر پاس و σ_{eq} و $d\epsilon_{eq}$ به ترتیب تنش و کرنش معادل هستند.

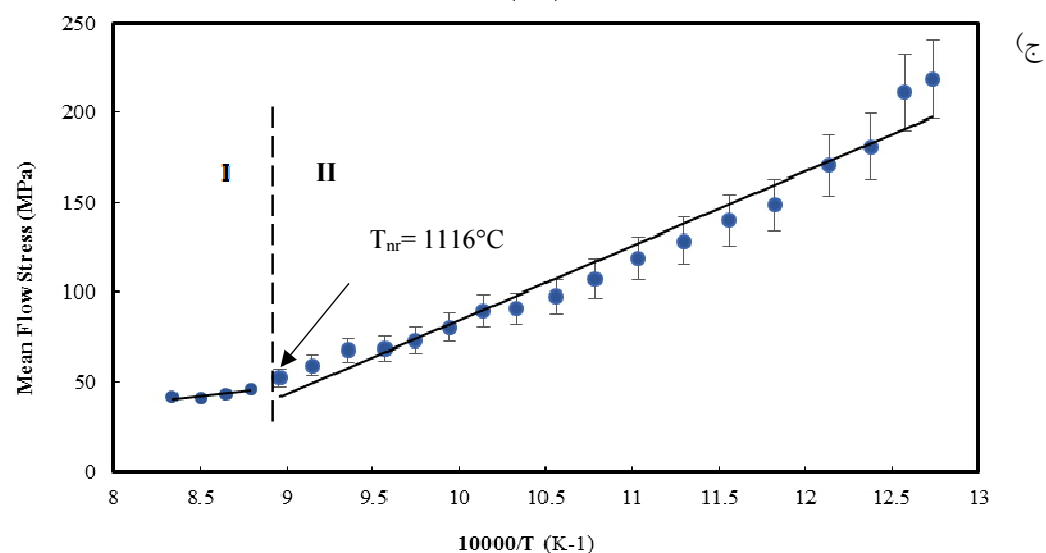
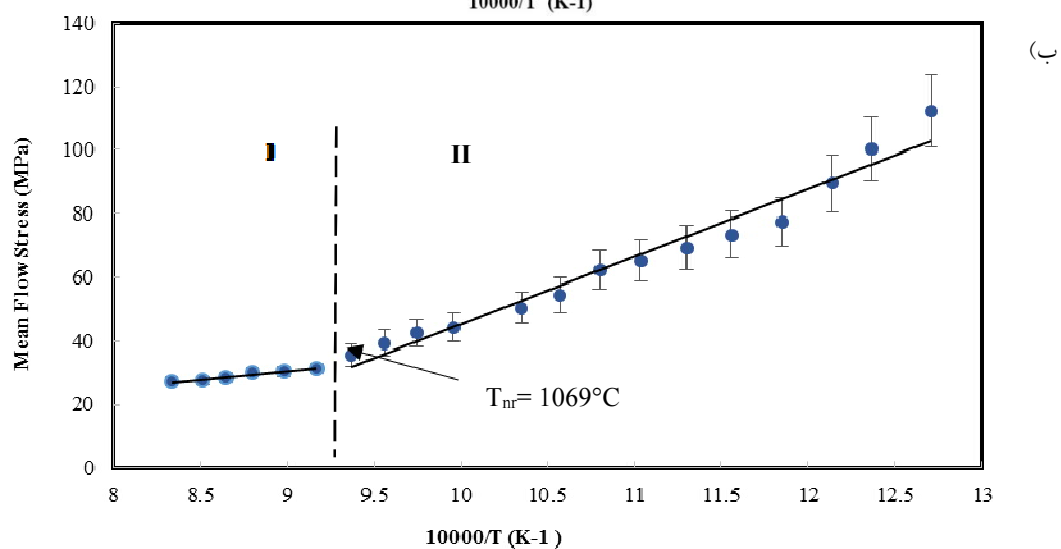
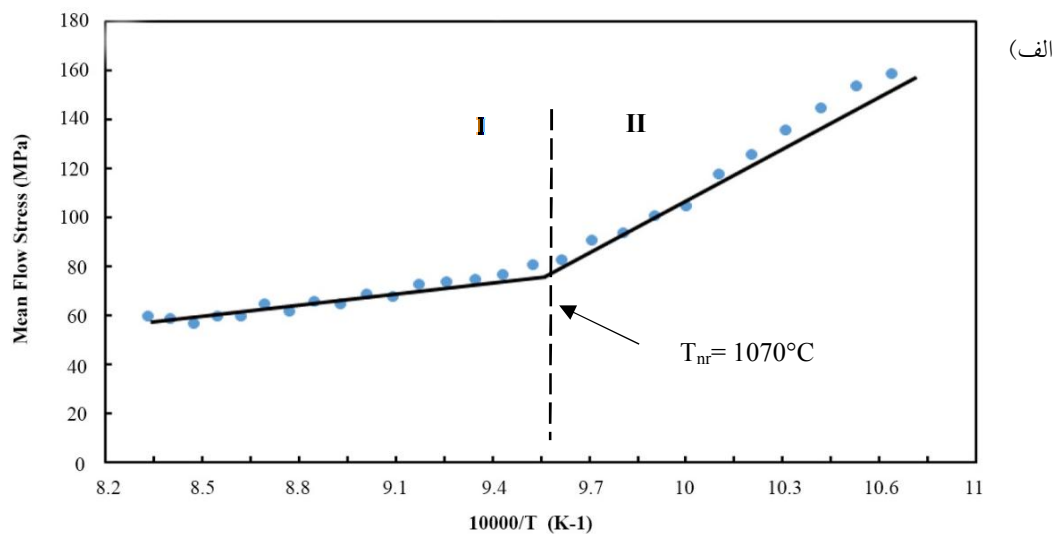
می توان معادله را حل کرد و مساحت زیر نمودار تنش -

کرنش را با مجموع زیر طبق رابطه (۲) تخمین زد:

$$\int_{\epsilon_a}^{\epsilon_b} \sigma_{eq} d\epsilon_{eq} = \sum_{i=0}^N \frac{\sigma_{i+1} + \sigma_i}{2} (\sigma_{i+1} - \sigma_i) \quad (2)$$

در این معادله N تعداد بازه های تقسیم بندی فاصله ϵ_a تا ϵ_b است. بر همین مبنا تنش سیلان متوسط برای منحنی های تنش - کرنش به دست آمده از زمان بندی میانگین آزمون پیچش گرم هر سه فولاد، محاسبه و برحسب $10000/T$ رسم شد (شکل ۹).

تغییرات MFS نسبت به $10000/T$ را می توان به دو ناحیه تقسیم کرد. در ناحیه I (دماهای بیشتر از دمای توقف تبلور مجدد) افزایش تنش با کاهش دما قابل مشاهده است و افزایش آن فقط به دلیل کاهش دما است. در دماهای بالاتر از دمای توقف تبلور مجدد، در زمان های بین پاسی تبلور مجدد استاتیک روی می دهد که منجر به کار نرمی می شود. حین تغییر شکل نیز، آستنیت کاملاً متبلور می شود و کارسختی زیادی وجود ندارد. با کاهش دما در ناحیه II نیز تنش افزایش می یابد، اما شیب منحنی در این ناحیه (دماهای کمتر از دمای توقف تبلور مجدد) بیشتر است. زیرا به واسطه کاهش دما، تنش سیلان به دلیل مهار شدن تبلور مجدد بین



شکل ۹- منحنی تنش سیلان متوسط- معکوس دما برای فولاد: الف) پایه، ب) حاوی تیتانیوم و

ج) حاوی نیوبیوم

با مقایسه شکل‌های (۸-ب) و (۸-ج)، مشاهده می‌شود که فولاد حاوی نیویوم دمای توقف تبلور مجدد بیشتری را نشان می‌دهد. مطابق پژوهشی روی رفتار رسوب‌گذاری فولادی با ۰/۰۴۷ درصد تیتانیوم و ۰/۰۸۶ درصد نیویوم مشاهده شده است که نیتریدهای غنی از تیتانیوم، در مرحله انجماد، در فصل مشترک مایع-جامد و یا در فاز آستنیت تشکیل می‌شوند که بعد از عملیات پیش‌گرم هم نامحلول باقی می‌مانند [۲۶]. برخلاف فولاد حاوی نیویوم، در فولاد میکروآلیاژی شده با تیتانیوم، مقداری از تیتانیوم در مرحله پیش‌گرم قبل از کارگرم رسوب‌گذاری می‌کند و نمی‌توان گفت که مهار تبلور مجدد بیشتر به دلیل رسوب‌گذاری دینامیک کربونیتریدهای تیتانیوم بوده است.

در مطالعه‌ای روی رفتار رسوبات ناشی از کرنش در فولادهای میکروآلیاژی نشان می‌دهد که این فرایند بسیار سریع است و رسوبات با کمترین زمان هسته‌گذاری (تقریباً سه ثانیه) تشکیل می‌شوند [۲۷]. بررسی‌هایی که روی فولاد حاوی ۰/۰۲ درصد کربن، ۰/۰۰۲ درصد تیتانیوم و فولاد حاوی ۰/۰۰۱۱ درصد کربن، ۰/۰۰۴ درصد تیتانیوم، ۰/۱۶ درصد نیویوم و فولاد حاوی ۰/۰۲ درصد کربن، ۰/۰۰۸ درصد تیتانیوم، ۰/۱۶ درصد نیویوم طی آزمایش پچش گرم برای تعیین دمای توقف تبلور مجدد صورت گرفته، نشان داده است که رسوب‌گذاری فقط زمانی می‌تواند در توقف تبلور مجدد مؤثر باشد که در شرایط نورد گرم و زمان بین پاسی کوتاه (۲۰-۴۰ ثانیه) روی دهد [۴]. این مسئله نشان می‌دهد که نقش رسوبات ناشی از کرنش در حالت نورد، نسبت به رسوبات تشکیل شده در قبل و بعد فرایند، از اهمیت بیشتری برخوردار است.

همچنین عنوان شده که ذرات نیتريد تیتانیوم با اندازه ۲۰۰-۲۰۰۰ نانومتر، برای تأثیرگذاری روی تبلور مجدد آستنیت بسیار درشت‌تر از رسوبات کاربید نیویوم، با اندازه ۱-۲۰۰ نانومتر هستند که در مناطق مرجح جوانه‌زنی فاز آستنیت که معمولاً مرزخانه‌ها و نابه‌جایی‌ها تشکیل شده از این‌رو سرعت فرایند تبلور مجدد را کاهش می‌دهند [۲۶].

در پژوهشی تأثیر چند عنصر میکروآلیاژی در حالت محلول جامد، بر دمای توقف تبلور مجدد نشان داده شده است. بیشترین اثر به‌وسیله نیویوم گزارش شده و به‌ترتیب در تیتانیوم، مولیبدن و وانادیوم کمتر شده است [۲۸]. مشخص شده است که عنصر نیویوم با حداکثر پارامتر عدم انطباق اتمی $(\frac{d_a}{d_c}) \times (\frac{1}{a})$ (که a پارامتر شبکه و c غلظت اتم حل‌شونده است)، ۰/۲۴۲، تأثیر بیشتری نسبت به مولیبدن، تیتانیوم، آلومینیوم و وانادیوم که پارامتر عدم انطباق آنها به‌ترتیب ۰/۱۳۳، ۰/۱۰۹، ۰/۰۵۶ و ۰/۰۴۲ است، دارد.

در پژوهشی یک دلیل دیگر مبنی بر تأثیرگذاری بیشتر نیویوم در به تأخیر انداختن تبلور مجدد آستنیت نسبت به بقیه عناصر میکروآلیاژی ارائه شده است [۲۹]. اتم‌های نیویوم نسبت به عناصر دیگر با سرعت بیشتری با عناصر بین‌نشین مانند کربن و نیتروژن ترکیب شده یا در عیوب به دام می‌افتند. علاوه بر اثر متقابل شدید نیویوم و عناصر بین‌نشین و اثر متقابل نیویوم و نابه‌جایی‌ها، نفوذ بیشتر نیویوم فاکتور مهمی در به تأخیر انداختن بازیابی و تبلور مجدد است. مشاهده شده است که ضرایب نفوذ عناصر بین‌نشین (کربن و نیتروژن) ۱۰۰۰ برابر بیشتر از ضریب نفوذ عناصر جانشین تیتانیوم، نیویوم و وانادیوم است. بنابراین فاصله نفوذ $(Dt)^{1/2}$ به‌طور کامل با نفوذ عناصر جانشین تعیین می‌شود.

از نقطه نظر تکنولوژیکی و اقتصادی بهتر است مواد بالاترین دمای شروع عدم تبلور مجدد ممکن را داشته باشند. از این‌رو با توجه به نتایج حاصل در پژوهش حاضر، نیویوم عنصر میکروآلیاژی مناسبی برای افزایش دمای بحرانی توقف تبلور مجدد است. زیرا در این شرایط، زمان سرمایش کمتری بین مراحل نورد خشن‌کاری و تمام‌کاری نیاز است و بازه دمایی وسیع‌تری برای اعمال کرنش وجود دارد. به‌علاوه اینکه دمای نهایی نورد می‌تواند بیشتر باشد که امکان به‌کارگیری نیروهای کمتری حین نورد فراهم می‌شود. در صورتی که پاس‌های نهایی تغییر شکل، در محدوده دمایی کمتر از دمای توقف تبلور مجدد و بیشتر از دمای آغاز استحاله آستنیت به فریت انجام شود،

وقوع تبلور مجدد دینامیک، ازدیاد طول افزایش و سپس با افزایش دما تا ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد، اندازه دانه افزایش یافت. از سوی دیگر مقدار ازدیاد طول نسبی فولاد حاوی تیتانیوم تا دمای ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد به‌طور پیوسته افزایش یافت. با تفسیر نتایج حاصل از آزمایش پیچش گرم، دماهای توقف تبلور مجدد برای فولاد پایه، فولاد حاوی تیتانیوم و فولاد حاوی نیوبیوم به ترتیب برابر ۱۰۷۰، ۱۰۶۹ و ۱۱۱۶ درجه سانتی‌گراد به دست آمد. انجام تغییر شکل در دماهای پایین‌تر از این دماها در منطقه آستنیتی، می‌تواند مکان‌های جوانه‌زنی زیادی به وجود آورد و در نتیجه ساختار ریزدانه‌تر و خواص مکانیکی مطلوب‌تری حاصل خواهد شد. از این‌رو برای دستیابی به ساختار ریزدانه‌تر و خواص مکانیکی حداکثر، تغییر شکل فولاد پایه و فولاد حاوی تیتانیوم باید در محدوده ۹۵۰-۱۰۷۰ درجه سانتی‌گراد و فولاد حاوی نیوبیوم باید در محدوده ۹۵۰-۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد انجام شود.

تشکر و سپاسگزاری

نویسندگان مقاله از دانشگاه صنعتی مالک اشتر که حمایت مالی این پژوهش را بر عهده داشته‌اند سپاسگزاری می‌کنند.

1. ultra high strength low alloy steels (UHSLA)
2. high strength low alloy steels (HSLA)
3. none recrystallization temperature (T_{nr})
4. mean flow stress (MFS)
5. plate mill
6. strip mill

1. Malakondaiah, G., "Ultrahigh-Strength Low-Alloy Steels with Enhanced Fracture Toughness", *Progress in Material Science*, Vol. 42, pp. 209-242, 1997.
2. Hall, A. M., *Introduction to Today's Ultrahigh-Strength Structural Steels*, ASTM STP 498, 1971.
3. Parsons, S. A., and Edmonds, D. V., "Microstructure and Mechanical Properties of Medium Carbon Ferrite-Pearlite Steel Microalloyed with Vanadium", *Material Science and Technology*, Vol. 3, pp. 894-

به دلیل تجمع تنش در فاز آستنیت و ایجاد دانه‌های آستنیت کشیده شده، علاوه بر مرزدانه‌های آستنیت، مکان‌های مرجح بیشتری برای هسته‌گذاری فریت، مانند باندهای تغییر شکل و نابه‌جایی‌ها، و در نتیجه چگالی هسته‌گذاری بالاتری برای فاز فریت فراهم می‌آید که در نهایت باعث ایجاد ساختار ریزدانه‌تری می‌شود. بنابراین با توجه به نتایج نهایی آزمایش پیچش گرم، عنصر نیوبیوم با افزایش دمای شروع تبلور مجدد تا ۱۱۱۶ درجه سانتی‌گراد گزینه مناسب‌تری است. با تلفیق نتایج آزمایش کشش گرم و پیچش گرم تغییر شکل فولاد پایه و فولاد حاوی تیتانیوم باید در محدوده ۹۵۰-۱۰۷۰ درجه سانتی‌گراد و فولاد حاوی نیوبیوم باید در محدوده ۹۵۰-۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد انجام شود.

۴- نتیجه‌گیری

در محدوده دمایی ۸۵۰ تا ۹۵۰ درجه سانتی‌گراد، به دلیل فعال نشدن کامل پدیده‌های ترمیم دینامیک و همچنین حضور کربونیت‌ریدهای میکروآلیاژی در مرزدانه‌ها، در هر سه فولاد ازدیاد طول نسبی کمی به دست آمد. با افزایش دمای تغییر شکل از ۹۵۰ تا ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد، در هر سه فولاد به دلیل آغاز

واژه‌نامه

7. Salute Drag
8. electro slag re-melting
9. field emission scanning electron microscope
10. transmission electron microscopy
11. energy dispersive X-ray spectroscopy
12. atomic size misfit

مراجع

- 904, 1987.
4. Vervynckt, S., Verbeken, K., Lopez, B., and Jonas, J. J., "Modern HSLA Teels and Role of None-Recrystallization Temperature", *International Materials Review*, Vol. 57, pp. 187-207, 2012.
5. Martins, F. H., "Study of Thermomechanical Behavior of API 5L X81 Steel Microalloyed with Nb-Ti Through Hot Torsion Test", *Metallurgy and Materials*, Vol. 68, pp. 195-200, 2015.

6. Charleux, M., "Precipitation Behavior and Its Effect on Strengthening of an HSLA Nb/Ti Steel", *Metallurgical and Materials Transactions*, Vol. 32A, pp. 1635-1647, 2001.
7. Homsher, C. N., "Determination of the Non-Recrystallization Temperature in Multipile Microalloyed Steels", Master Thesis, Department of Metallurgical and Materials Engineering, Colorado School of Mines, 2015.
8. Rakhshkhorshid, M., Hashemi, S. H., and Monajatizadeh, H., "The Use of Hot Torsion Testing for Determination of Critical Temperatures of API X65 Steel", *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 14, No.13, pp. 291-296, 2015. (In Farsi).
9. Maccangno, T. M., Jonas, J. J., and Yue, S., "Determination of Recrystallization Stop Temperature from Rolling Mill Logs and Comparison with Laboratory Simulation Results", *The Iron and Steel Institute of Japan*, Vol. 34, pp. 917-922, 1994.
10. Mostafae, F., and Morakabati, M., "Investigation of the Effect of Titanium on the Behavior of a Medium Low Carbon Alloy Steel using Hot Tensile Test", *7th International Conference and Exhibition on Materials Engineering ad Metallurgy, Tehran*, 2018. (In Farsi).
11. Dieter, G. E., Kuhn, H. A. and Semiatin, S. L., *Handbook of workability and process design*, ASM International, 2013.
12. Kestenbach, H., "Dispersion Hardening by Niobium Carbonitride Precipitation in Ferrite", *Materials Science and Technology*, Vol. 13, pp. 731-739, 1997.
13. Chul Cho, K., "Effect of Niobium and Titanium Addition on the Hot Ductility of Boron Containing Steels", *Materials Science and Engineering*, Vol. 528A, pp. 3556-3561, 2011.
14. Abushosha, R., Comineli, O., and Mintz, B., "Influence of Ti on Hot Ductility of C-Mn-Al Steels", *Materials Science and Technology*, Vol 15, pp. 278-286, 1999.
15. Chen, B. H., and Yu, H., "Hot Ductility Behaviour of V-N and V-Nb Microalloyed Steels", *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, Vol. 19, p. 525, 2012.
16. Mintz, B., and Aushosha, R., "Influence of V on Hot Ductility of Steels", *Ironmaking and Steelmaking*, Vol. 20, pp. 445-452, 1993.
17. Humphreys, F. J., and Hatherly, M., *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*, 2nd Edition, Elsevier Science, 2004.
18. Crowther, D. N., Mohamed, Z., and Mintz, B., "Influence of Microalloying Addition on the Hot Ductility of Steels Heated Directly to the Test Temperature", *The Iron and Steel Institute of Japan*, Vol 27, pp. 366-375, 1987.
19. Chamisa, A., "Development of Ultrahigh Strength Steels for Reduced Carbon Emissions in Automotive Vehicles", Ph.D. Thesis, Department of Materials Science and Engineering, Sheffield University, 2014.
20. Vedani, M., Ripamonti, D., and Mannussi, A., "Hot Ductility of Microalloyed Steels", *La Metallurgia Italiana*, pp. 19-24, 2008.
21. Mintz, B., Yue, S., and Jonas, J. J., "Hot Ductility of Steels and Its Relationship to the Problem of Transverse Cracking During Continous Casting", *International Materials Reviews*, Vol. 36, pp. 187-217, 1991.
22. Opiela, M., "Thermodynamic Analysis of the Precipitation of Carbonitrids in Microalloyed Steels", *Materiali in Tehnologije*, Vol. 49, pp. 395-401, 2015.
23. Guiqin, F., Duo, J., and Miaoyong, Z., "Effect of Austenitizing Temperature on the Microstructure and Mechanical Properties of Nb-Ti Microalloyed Steel", *Journal of Engineering Science and Technology*, Vol. 8, pp. 43-51, 2015.
24. Maccangno, T. M., Jonas, J. J., and Yue, S., "Determination of Recrystallization Stop Temperature from Rolling Mill Logs and Comparison with Laboratory Simulation Results", *The Iron and Steel Institute of Japan*, Vol. 34, pp. 917-922, 1994.
25. ASM Handbook, *Metallography and Microstructures*, ASM International, Fifth Printing 1992.
26. Vega, M. I., and Medina, S. F., "Determination of Critical Temperatures (T_{nr}, Ar₃, Ar₀) in Hot Rolling of Structural Steels with Different Ti and N Content", *The Iron and Steel Institute of Japan*, Vol. 39, pp. 1304-1310, 1999.
27. Jahazi, M., "Influence of Boron Distribution on Precipitation and Recrystallization in Hot Worked Austenite", Ph.D. Thesis, Department of Mining and Materials Engineering, McGill University, 1989
28. Andrade, H. L. D., "Effect of Niobium, Molybdenum and Vanadium on Static Recovery and Recrystallization in Microalloyed Steels", Master Thesis, Department of Mining and Materials Engineering, McGill University, 1982.
29. Maruyama, N., Uemori, R., and Sugiyama, M., "The Role of Niobium in the Retardation of the Early Stage of Austenite Recovery in Hot-Deformed Steels", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 250, pp. 2-7, 1998.