

Determination of Critical Temperatures of Dual-Phase Steel DP600 by Simulating a Real Hot Rolling Schedule Using Hot Torsion Test

Amir Gheysarian^{1*}, Ahmad Rezaeian¹, Arash Hajipour² and Hamed Saffari²

1- Department of Materials Engineering, Isfahan University of Technology, Isfahan, Iran

2- Saba Steel Company, Zarinshahr, Isfahan, Iran

* Corresponding author, Email: amirgheisarian@ymail.com

ABSTRACT

Introduction and Objectives: Dual-phase steels, particularly DP600, are among the most widely used materials in the automotive industry due to their unique combination of high strength and good formability. Understanding the hot deformation behavior of these steels is crucial for designing optimal hot rolling schedules to produce steel sheets with desired mechanical properties. In this study, an investigation was conducted on the hot deformation behavior of DP600 steel with the aim of determining its critical temperatures.

Materials and Methods: In this research, the hot torsion test, one of the most practical methods for simulating industrial hot rolling conditions, was employed to determine the critical temperatures (T_{nr} , A_{r3} , and A_{r1}) of the dual-phase steel by simulating two different rolling schedules, namely average and actual tests.

Results: In the average test, the no-recrystallization temperature (T_{nr}), the starting temperature of austenite-to-ferrite transformation (A_{r3}), and finishing temperature of ferrite transformation (A_{r1}) were measured to be 910 °C, 790 °C, and 760 °C, respectively. In contrast, in the actual test, these temperatures were found to be 931 °C, 825 °C, and 765 °C, respectively. Microstructural analyses confirmed the reliability of the obtained results.

Conclusion: The results indicated that the values of critical temperatures differ between the two tests due to non-equilibrium conditions. However, the values obtained from the actual test, which closely simulates real rolling conditions, can be effectively used to design an optimal rolling schedule for producing dual-phase steel with the desired tensile strength.

Keywords: DP600 dual-phase steel, Hot rolling, Hot torsion test, Critical temperatures, Simulation.

تعیین دماهای بحرانی فولاد دوفازی DP600 با شبیه‌سازی خط واقعی نورد داغ به کمک آزمایش پیچش داغ

امیر قیصریان^{۱*}، احمد رضائیان^۱، آرش حاجی پور^۲ و حامد صفاری^۲

۱- دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان، اصفهان، ایران

۲- مجتمع فولاد سبا اصفهان، زرین شهر، اصفهان، ایران

*نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: amirgheisarian@ymail.com

چکیده

مقدمه و اهداف: فولادهای دوفازی، به ویژه فولاد DP600، به دلیل ترکیب منحصر به فرد استحکام بالا و شکل پذیری خوب، جزء مواد پرکاربرد در صنایع خودروسازی محسوب می‌شوند. درک رفتار تغییر شکل داغ این فولادها، نکته کلیدی در طراحی برنامه نورد داغ به منظور تولید ورق‌های فولادی با خواص دلخواه است. با توجه به اهمیت این موضوع، این پژوهش با هدف بررسی رفتار تغییر شکل داغ فولاد دوفازی DP600 و تعیین دماهای بحرانی آن انجام شد.

مواد و روش‌ها: آزمایش پیچش داغ که یکی از کاربردی‌ترین روش‌ها برای شبیه‌سازی خطوط نورد داغ است، در این تحقیق استفاده شده است و دماهای بحرانی (Ar_1 و Ar_3 ، T_{nr}) نوعی فولاد دوفازی با شبیه‌سازی دو برنامه نورد متفاوت (آزمایش میانگین و واقعی) تعیین شد.

یافته‌ها: دماهای توقف تبلور مجدد، شروع استحاله آستنیت به فریت و پایان استحاله فریتی در آزمایش میانگین، به ترتیب $760^{\circ}C$ و $790^{\circ}C$ و $910^{\circ}C$ اندازه‌گیری شدند. این درحالی است که در آزمایش واقعی دماهای توقف تبلور مجدد، شروع استحاله آستنیت به فریت و پایان استحاله فریتی، به ترتیب $765^{\circ}C$ و $825^{\circ}C$ و $931^{\circ}C$ اندازه‌گیری شد. انجام مطالعات ریزساختاری صحت نتایج حاصل شده را تایید کرد.

نتیجه‌گیری: نتایج نشان داد که مقادیر دماهای بحرانی به سبب غیرتعدالی بودن در دو آزمایش متفاوت هستند. بنابراین وجود مقادیر تعیین شده در آزمایش واقعی که شبیه‌سازی عینی خط نورد است را می‌توان جهت طراحی برنامه نورد بهینه برای تولید فولاد دوفازی با استحکام کششی مطلوب مورد استفاده قرار داد.

واژه‌های کلیدی: فولاد دوفازی DP600، نورد داغ، آزمایش پیچش داغ، دماهای بحرانی، شبیه‌سازی.

۱- مقدمه

فرآیند نورد داغ، یکی از کلیدی‌ترین روش‌های شکل‌دهی آلیاژهای فلزی، به‌ویژه آلیاژهای دوفازی که ریزساختار نهایی و به تبع خواص مکانیکی آن‌ها، به شدت به شرایط ترمومکانیکی فرایند وابسته است، به شمار می‌رود (۶-۱). در این نوع آلیاژها، دستیابی به درصد مشخصی از مارتنزیت ریزدانه در ریزساختار نهایی، یکی از اهداف کلیدی در طراحی فرآیند نورد داغ به شمار می‌رود و لذا کنترل دقیق دماهای تغییر شکل به منظور رسیدن به ساختار نهایی مطلوب بسیار حائز اهمیت است. فولاد DP600، یکی از پرکاربردترین فولادهای دوفازی است که دارای حداقل استحکام تسلیم ۴۲۰ مگاپاسکال و حداقل استحکام کششی ۶۰۰ مگاپاسکال است. این فولاد به طور گسترده در صنایع خودروسازی برای قطعات سازه‌ای و ایمنی محور استفاده می‌شود (۵ و ۶). تشکیل ساختار دوفازی در فولادهای DP600 معمولاً از طریق فرآیندهای حرارتی- مکانیکی (مانند نورد داغ و سرمایش سریع کنترل شده) انجام می‌شود. در طی این فرآیندها، شرایط ترمومکانیکی به ویژه دما تغییر شکل، نرخ کرنش و زمان تأثیر مستقیم بر دماهای بحرانی و لذا بر نحوه تشکیل فازها و در نتیجه خواص نهایی فولاد دارند. دانستن دماهای بحرانی (T_{nr} ، Ar_1 و Ar_3) در شرایط واقعی نورد، ضمن کمک در طراحی برنامه نورد بهینه، می‌تواند در کاهش هزینه‌های تولید و جلوگیری از استهلاک قطعات، تأثیر بسزایی ایفا کند.

در این راستا، آزمایش پیمایش داغ^۱ به عنوان ابزاری آزمایشگاهی و مؤثر برای شبیه‌سازی شرایط نورد داغ واقعی، امکان بررسی رفتار تغییر شکل پلاستیک یک آلیاژ در دماهای مختلف و با نرخ کرنش‌های قابل تنظیم را فراهم می‌آورد. آزمایش پیمایش داغ، به عنوان یک روش جایگزین برای نورد پیوسته، علاوه بر امکان مشخص کردن دماهای بحرانی (Ar_1 و Ar_3 ، T_{nr}) در برنامه نورد انتخابی، امکان بررسی تحولات ریزساختاری در هر قسمت از برنامه را میسر می‌سازد. آزمایش پیمایش داغ معمولاً به دو روش میانگین^۲ و واقعی^۳ انجام می‌شود (۷). در حالت میانگین، همه پارامترهای تغییر شکل یعنی کرنش، سرعت کرنش،

زمان بین پاسی ثابت در نظر گرفته شده و در حین سردشدن آلیاژ از دمای بالا با نرخ ثابت، مرحله‌های تغییر شکل متوالی در دماهای مختلف اعمال شده و با توجه به تغییرات تنش سیلان متوسط در هر دما، دماهای بحرانی مشخص می‌شوند. این درحالی است که به سبب غیرتعادلی بودن دماهای بحرانی، پارامترهای تغییر شکل بر مقادیر آن‌ها تأثیر گذارند و لذا دماهای بحرانی مشخص شده از آزمایش میانگین برای شرایط واقعی خط، قابل استفاده نمی‌باشند. بدین سبب در آزمایش واقعی، با استفاده از پارامترهای واقعی نورد، آزمایش شبیه‌سازی شده و دماهای بحرانی اندازه‌گیری می‌شوند (۸-۱۱).

در سال‌های اخیر، تحقیقات متعددی به بررسی تحولات ریزساختاری و تعیین دماهای بحرانی در فولادهای دوفازی پرداخته‌اند. به عنوان مثال، در مطالعات انجام شده توسط کامیارانکی و همکاران (۱۲) روی فولاد DP600، اهمیت کنترل دقیق دماهای بحرانی در طی نورد داغ به منظور بهینه‌سازی درصد مارتنزیت تشکیل شده و در نتیجه بهبود خواص مکانیکی مناسب نشان داده شده است. همچنین، یو و همکاران (۱۳)، در مطالعه‌ای مشابه روی فولاد DP800، نشان دادند که تنظیم صحیح دماهای استحاله فازی می‌تواند به کاهش تشکیل فازهای ثانویه غیرضروری کمک کند. علاوه بر این، در مطالعه‌ای دیگر از چن و همکاران (۱۴)، آزمایش‌های پیمایش داغ به منظور شبیه‌سازی شرایط نورد داغ انجام شد و مشخص شد که شرایط ترمومکانیکی می‌تواند تأثیر زیادی بر نحوه تشکیل مارتنزیت و توزیع آن در ریزساختار داشته باشد. بیشتر این مطالعات، براساس آزمایش "میانگین" انجام شده‌اند که در آن تمامی پارامترهای کرنش، سرعت کرنش و زمان بین پاس‌ها ثابت در نظر گرفته می‌شوند. همان‌طور که پیش از این نیز اشاره شد، در این آزمایش، مواد تحت سرعت سرمایش ثابت قرار گرفته و تغییر شکل‌های متوالی در دماهای مختلف اعمال می‌شوند. سپس با توجه به تغییرات تنش سیلان متوسط در هر دما، دماهای بحرانی شناسایی می‌شوند. این روش اگرچه اطلاعات مفیدی از رفتار عمومی آلیاژ ارائه می‌دهد، اما قادر به شبیه‌سازی دقیق شرایط واقعی خطوط نورد نیست.

جدول ۱- ترکیب شیمیایی فولاد دوفازی مورد استفاده در این تحقیق (برحسب درصد وزنی)

عنصر	کربن	سیلیس	منگنز	فسفر	گوگرد	کروم	مولیبدن	نیکل	وانادیوم	مس	نیوبیوم
درصد وزنی	۰/۰۶۱	۰/۲۹	۱/۱۶۹	۰/۰۰۸	۰/۰۰۵	۰/۲۸۲	۰/۱۳	۰/۰۲۱	۰/۰۰۴	۰/۰۳۶	۰/۰۰۳

دلیل این امر، وجود پارامترهای متغیر در خطوط تولید واقعی است که در آزمایش‌های میانگین در نظر گرفته نمی‌شوند. با توجه به این موضوع، تلاش در زمینه افزایش دقت در تعیین دماهای بحرانی و هماهنگی بیشتر نتایج آزمایشگاهی با شرایط عملی بسیار حائز اهمیت است. در اکثر مقالات موجود، تنها از آزمایش میانگین برای تعیین دماهای بحرانی استفاده شده و مقایسه مستقیمی بین نتایج حاصل از دو حالت میانگین و واقعی انجام نشده است. این موضوع، اهمیت انجام مطالعات بیشتر در این زمینه را برجسته می‌کند.

هدف از این پژوهش، اندازه‌گیری دماهای بحرانی فولاد دوفازی DP600 با انجام آزمایش‌های پیچش داغ میانگین و واقعی است، تا از این طریق بتوان به درک عمیق‌تری از تحولات ریزساختاری وابسته به دماهای بحرانی دست یافت و زمینه را برای طراحی بهینه فرآیند نورد داغ این آلیاژ فراهم نمود.

۲- مواد و روش تحقیق

۲-۱- ترکیب شیمیایی

به منظور انجام این تحقیق، نوعی فولاد دوفازی با ترکیب شیمیایی ارائه شده در جدول (۱) استفاده شده است. با توجه به میزان کربن، این فولاد در دسته فولادهای کم کربن قرار دارد. عناصر آلیاژی مانند کربن، منگنز، کروم، مولیبدن، وانادیوم و نیکل معمولاً برای رسیدن به سختی‌پذیری مطلوب، به این دسته از فولادها افزوده می‌شوند (۶).

۲-۲- آزمایش پیچش داغ

دماهای بحرانی یک آلیاژ را می‌توان از طریق روش‌های زیادی تعیین کرد و یا تخمین زد. یکی از روش‌های آزمایشگاهی دقیق برای تعیین این دماها، آزمایش پیچش داغ است (۱۱ و ۱۷-۱۵).

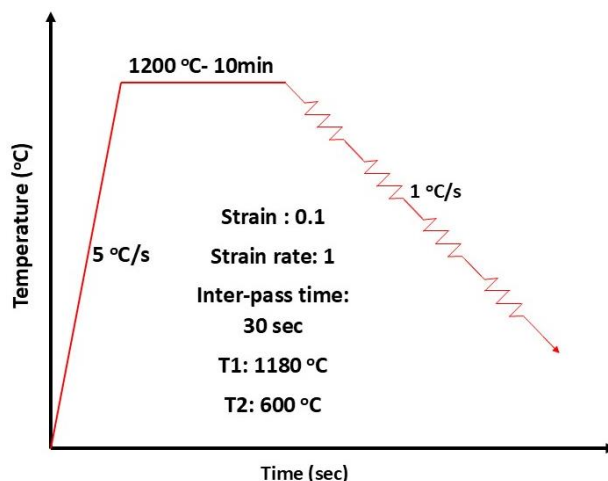
دماهای بحرانی مانند Ar_1 یا Ar_3 را با توجه به ترکیب شیمیایی فولاد و با استفاده از نمودار فازی می‌توان به دست آورد، ولی مقادیر به دست آمده از نمودارهای فازی مربوط به شرایط تعادلی بوده و با مقادیر مربوط به شرایط خط واقعی نورد اختلاف دارد. این درحالی است که آزمایش پیچش داغ با شبیه‌سازی دقیق برنامه نورد داغ اعمالی، می‌تواند دماهای بحرانی را برای شرایط عملی اندازه‌گیری کند.

دمای توقف تبلور مجدد، یکی از دماهای بحرانی است که در کنار دماهای استحاله فازی، نقش بسیار حائز اهمیتی در فرایند نورد داغ و طراحی برنامه نورد دارد. همان‌طور که پیش از این نیز اشاره شد، در فرایندهای ترمومکانیکی در برخی شرایط، زمان لازم برای تشکیل رسوبات کربونیتراید، کمتر از زمان لازم برای تبلور مجدد بوده و لذا تشکیل این رسوبات، از تبلور مجدد کامل جلوگیری کرده و منجر به ایجاد ساختاری با دانه‌های کشیده^۴ در راستای نورد می‌شود. عدم تبلور مجدد در این دانه‌ها، منجر به تجمع کرنش شده و لذا مکان‌های مرجح برای جوانه‌زنی افزایش یافته و پس از استحاله فازی، دانه‌های فریت ریزتری ایجاد می‌شوند (۴ و ۷ و ۱۸). رایج‌ترین روش مشخص کردن دما توقف تبلور مجدد، انجام آزمایش میانگین است. در این آزمایش، نمونه در ابتدا در دمای $1200^{\circ}C$ به مدت ۱۰ دقیقه نگهداری می‌شود. سپس ضمن ثابت نگه‌داشتن کرنش، سرعت کرنش و زمان بین-پاسی، یک برنامه ۲۰ مرحله‌ای در طول خنک‌کاری مداوم از دمای گرمایش تا دمای $600^{\circ}C$ مطابق شکل (۱) اعمال می‌شود (۲۰-۱۸). نهایتاً منحنی تغییرات تنش سیلان میانگین برحسب معکوس دما برای این ۲۰ آزمایش رسم شده و با توجه به تغییرات شیب منحنی در نقاط مختلف، دماهای بحرانی مشخص می‌شوند. تنش سیلان میانگین در هر مرحله از تغییر شکل، با استفاده از رابطه (۱) محاسبه می‌شود (۲۱ و ۲۲):

$$\bar{\sigma} = \frac{1}{\epsilon_2 - \epsilon_1} \int_{\epsilon_1}^{\epsilon_2} \sigma(\epsilon) d\epsilon \quad (1)$$

جدول ۲- برنامه نورد شبیه سازی شده

شماره مرحله	کرنش (mm/min)	نرخ کرنش (1/s)	دما (°C)	زمان بین پاسی (s)
اول	۰/۷۹۹۵	۳/۴۷۸	۱۱۲۲	۱۱
دوم	۰/۷۸۷۸	۹/۳۶۵	۱۰۷۴	۶
سوم	۰/۵۷۸۳	۱۷/۸۵۲	۱۰۱۸	۴
چهارم	۰/۶۲۸۸	۱۸	۹۶۹	۴
پنجم	۰/۴۲۳	۱۸	۹۳۱	۴
ششم	۰/۳۶۵۶	۱۸	۹۰۴	۴
هفتم	۰/۱۶۵۶	۱۸	۸۸۵	۱
هشتم	۲	۰/۰۰۵	۸۸۴	-



شکل ۱- الگو ترمومکانیکی آزمایش پیچش داغ اعمال شده در آزمایش میانگین.

سرعت کرنش ممکن یعنی ۱/۰۰۵ l/s (۱۱ و ۱۸). جهت تضمین تکرارپذیری نتایج و کاهش خطاهای تجربی، هر آزمایش (میانگین و واقعی) حداقل دو بار تحت شرایط یکسان انجام شد. نتایج حاصل از هر آزمایش و تکرار آن در یک منحنی واحد نشان داده شد و مشاهده شد که درصد انحراف بین دو نتیجه به دست آمده در محدوده قابل قبولی قرار دارد. این امر نشان دهنده پایداری روش آزمایش و اعتبار بالای داده های به دست آمده است.

۲-۳- نمونه سازی

نمونه تختال دریافتی، مطابق نقشه ارائه شده در شکل (۲) تراشکاری و نمونه های مربوطه آماده سازی شدند. همان طور که در شکل (۲) قابل مشاهده است، نمونه با طول سنجه ۵ mm و قطر ۶/۷۴ mm برای آزمایش واقعی و نمونه با طول سنجه ۱۰ mm و قطر ۶/۷۴ mm برای آزمایش میانگین استفاده شدند.

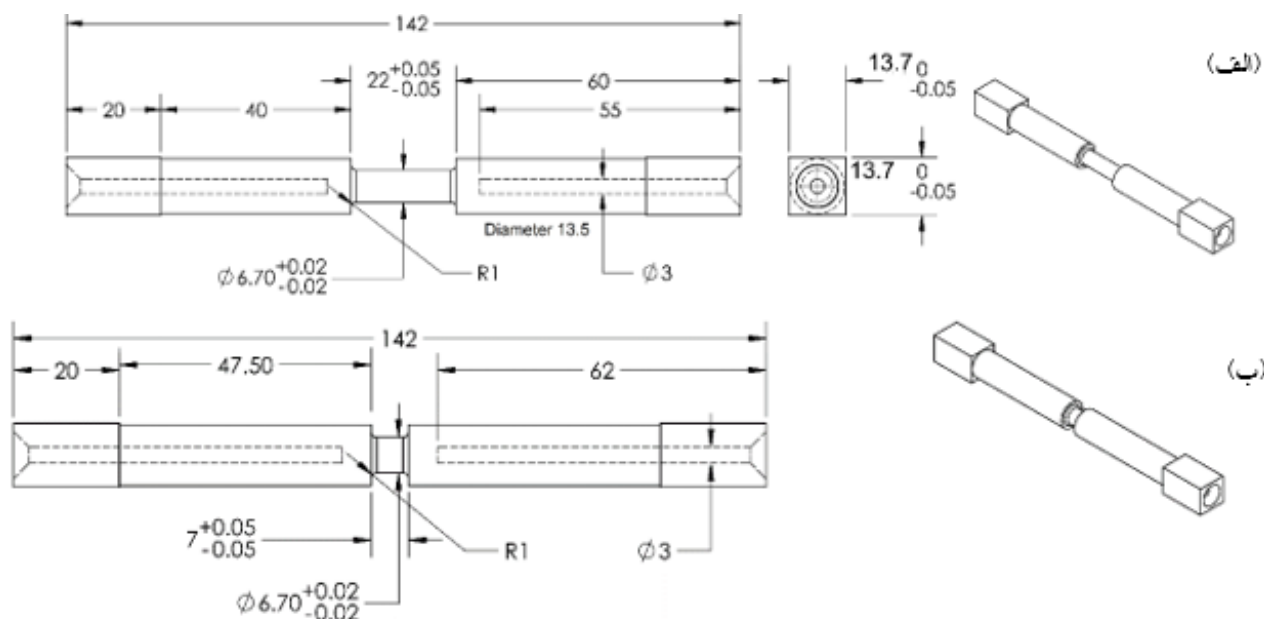
۲-۴- دستگاه پیچش داغ

شکل (۳)، قسمت های مختلف دستگاه پیچش داغ مورد استفاده در این تحقیق را نشان می دهد. این دستگاه شامل دو واحد مختلف کوره و سروو موتور می باشد (شکل ۳-الف). واحد سروو به فک متحرک دستگاه متصل بوده و اعمال پیچش (کرنش)

در این رابطه، σ تنش سیلان میانگین، $\sigma(\epsilon)$ تنش در کرنش لحظه ای، ϵ_1 و ϵ_2 به ترتیب، کرنش ابتدایی و انتهایی در آن مرحله از تغییر شکل هستند.

در این تحقیق، به منظور اندازه گیری دماهای بحرانی در شرایط واقعی خط نورد علاوه بر آزمایش میانگین، آزمایش واقعی نیز انجام شد. در این آزمایش، مقادیر کرنش، سرعت کرنش، دما و زمان بین پاسی، همگی مطابق شرایط واقعی خط برای نورد فولاد مربوطه هستند. برنامه نورد هفت قفسه ای این فولاد جهت تولید ورقی به ضخامت ۴ میلی متر از ضخامت اولیه ۵۰ میلی متر، در جدول (۲) ارائه شده است. به منظور تعیین دماهای بحرانی در این روش، پس از نگهداری نمونه مربوطه در دمای 1200°C به مدت ۱۰ دقیقه (جهت همدمایی)، نمونه با نرخ خنک کاری مشخص (با توجه به زمان های بین پاسی) سرد شده و کرنش مربوط به هر مرحله در دمای مربوطه اعمال می شود. در نهایت، منحنی تنش-کرنش برای هر یک از این سیکل ها رسم می شود.

به منظور اندازه گیری دمای استحاله (Ar_3) در شرایط واقعی خط نورد، آزمایش پیچش با خنک کاری پیوسته^۵ انجام شد. این آزمایش بلافاصله پس از آزمایش آخر (مرحله هفتم) آغاز و تا دمای 600°C ادامه پیدا کرد. در خلال این آزمایش، به منظور به حداقل رساندن اثر سرعت کرنش بر منحنی سیلان، کمترین



شکل ۲- مشخصات ابعادی نمونه مورد استفاده برای (الف) آزمایش میانگین و (ب) آزمایش واقعی.

کرد (شکل ۴). معمولا سطح خارجی سنجه، به سبب اکسیداسیون، دکرپوره شده و انجام مطالعات ریزساختاری در این ناحیه صحیح نمی باشد.

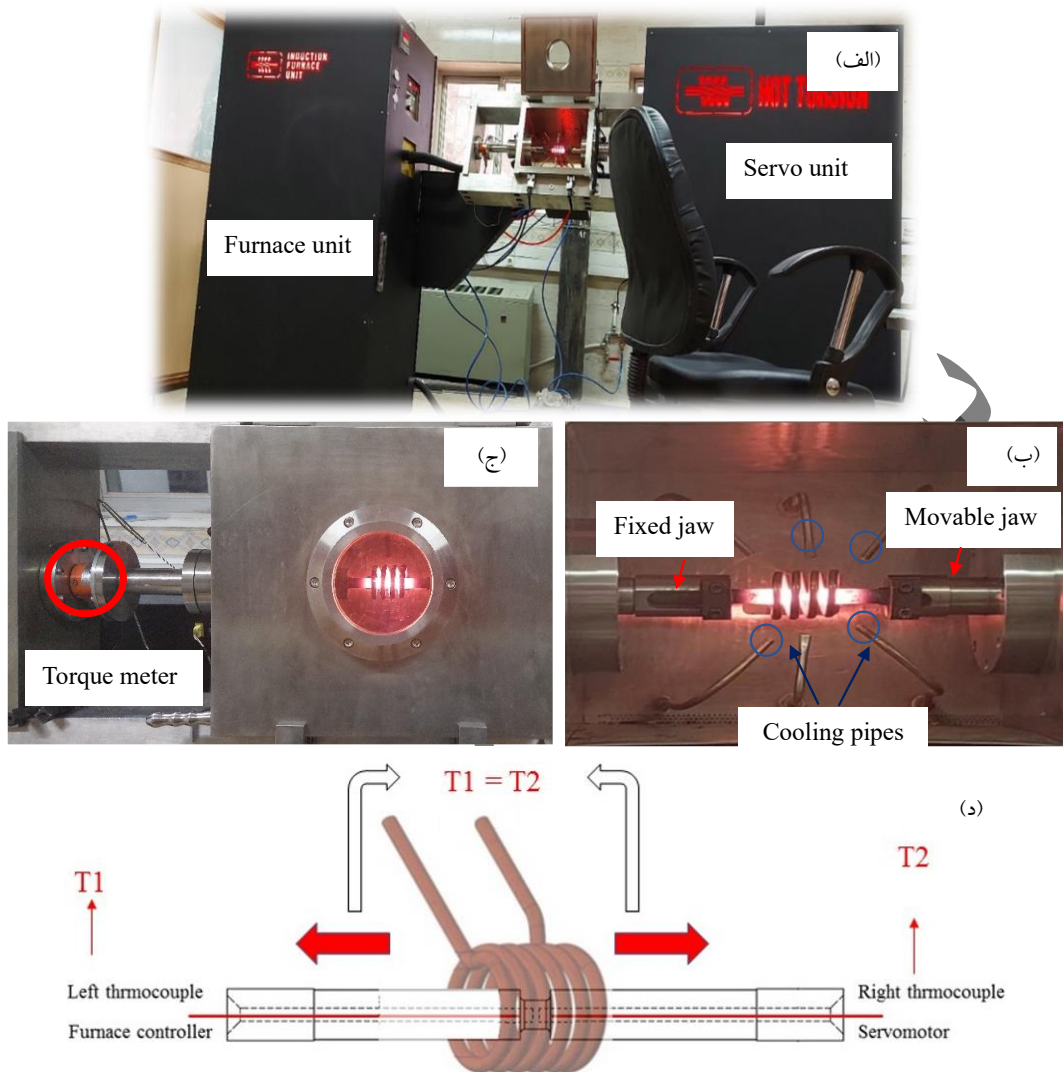
بدین منظور، ناحیه سنجه نمونه‌های پیچش داغ به وسیله وایرکات برش خورد و کلیه نمونه‌ها داخل رزین قرار داده و با کاغذ سیلیکون کاربید تا شماره ۲۴۰۰ عملیات سنباده‌زنی انجام شد. پس از آن، نمونه‌ها به ترتیب با پودر آلومینا ۱ و ۰/۵ میکرومتر پرداخت شدند. در نهایت، به منظور مشاهده دانه‌های آستنیت اولیه، از محلول پیکرال داغ (دمای ۷۰ درجه سانتی‌گراد) برای اچ کردن نمونه‌ها و از میکروسکوپ نوری مجهز به دوربین دیجیتال برای مشاهده ریزساختار آن‌ها استفاده شد.

اچ کردن نمونه‌های فولادی به منظور مشاهده دانه‌های آستنیت اولیه، جزء پرچالش‌ترین روش‌ها در متالوگرافی فولادها است (۲۳-۲۵). در این تحقیق جهت مشاهده دانه‌های آستنیت اولیه از محلول اچ پیکرال استفاده شد. بدین منظور، ۵ گرم پیکریک اسید در ۱۰۰ میلی‌لیتر آب حل شد. ۴۰ میلی‌لیتر از این محلول را به دما تقریبی ۷۰ درجه سانتی‌گراد رسانده و پس از آن دو قطره هیدروکلریک اسید به آن افزوده شد. در این حالت، محلول به مدت ۱۰ دقیقه در این دما نگهداری شد و پس از آن، نمونه‌ها

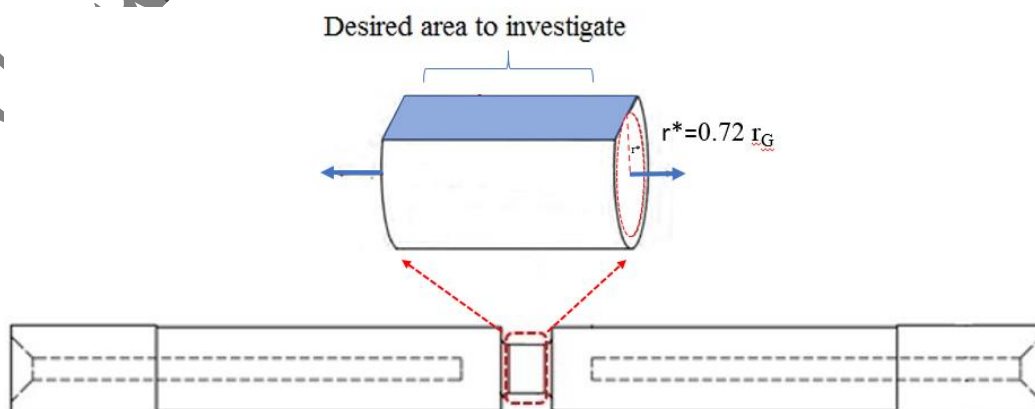
را برعهده دارد (شکل ۳-ب). با توجه به شکل (۳-ب)، کوره استفاده‌شده در این دستگاه از نوع القایی است. ترموکوپل‌های متصل به کوره و سروو، مطابق با شکل (۳-د) از دو طرف داخل سوراخ‌های تعبیه‌شده در نمونه، قرار داده شده و با توجه به دمای این دو ترموکوپل، موقعیت کویل در وسط قطعه تنظیم می‌شود. درحین آزمایش، با رسیدن دمای میانگین دو ترموکوپل به دمای مدنظر، سروو موتور پیچش مربوطه را اعمال و بار اعمال‌شده توسط ترکومتر^۷ متصل به فک ثابت دستگاه (شکل ۳-ج)، اندازه‌گیری می‌شود.

۲-۵- مطالعات ریزساختاری

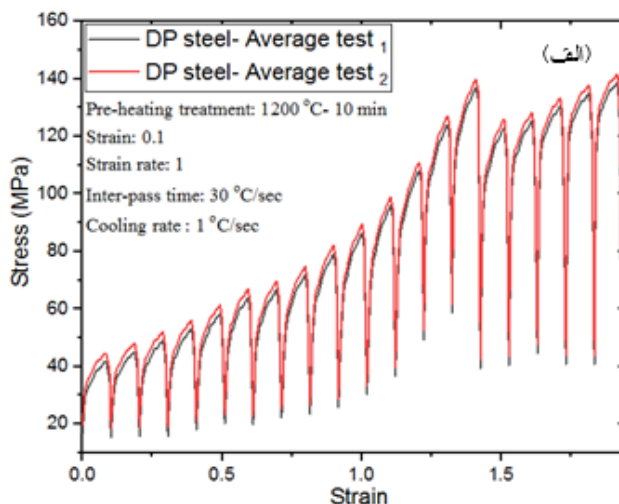
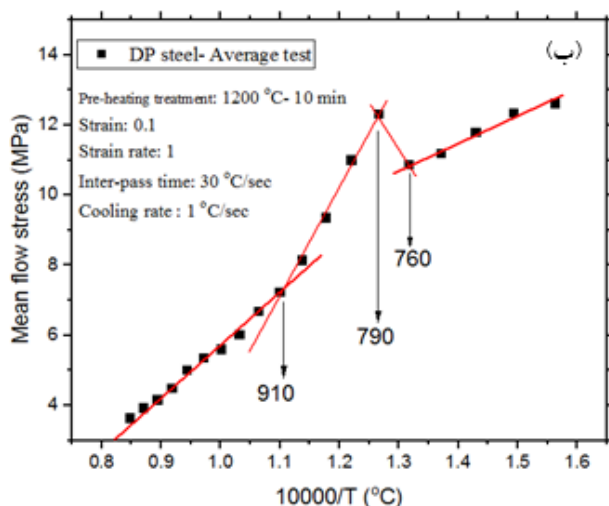
وایتلی و همکاران (۱۶)، بیان کردند که گرادیان تنش در آزمایش پیچشی، یکنواخت نبوده و این مسئله بدان معنا است که سطح، حداکثر تنش اعمالی و مرکز نمونه، کمترین مقدار را متحمل می‌شود و از مرکز تا سطح، یک گرادیان تنش خطی وجود دارد. این عدم یکنواختی منجر به عدم یکنواختی متناظر در ریزساختار می‌شود. لذا برای بررسی مورفولوژی دانه‌ها در نمونه‌های مربوط به آزمایش پیچش داغ، لازم است ریزساختار مقطع طولی سنجه را در ناحیه‌ای که حدود ۷۲ درصد شعاع سنجه است را بررسی



شکل ۳- (الف) دستگاه پیچش داغ، (ب) فک متحرک، ثابت و شیرهای خنک کننده، (ج) ترکمتر و (د) محل قرارگیری ترموکوپل ها داخل قطعه.

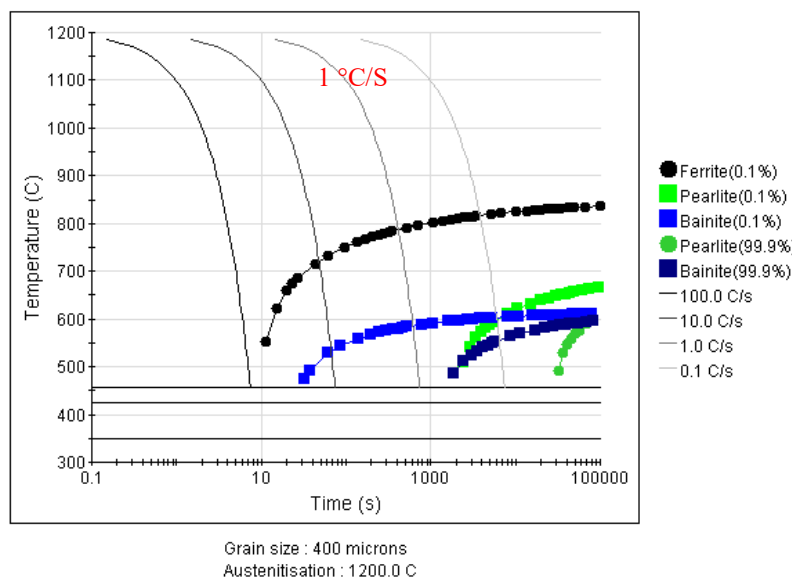


شکل ۴- مقطع طولی سنجه برای انجام مطالعات ریزساختاری.



شکل ۵- (الف) منحنی تنش-کرنش و (ب) منحنی تنش سیلان متوسط-معکوس دما حاصل از آزمایش میانگین.

CCT



شکل ۶- منحنی CCT فولاد DP600 (۲۶).

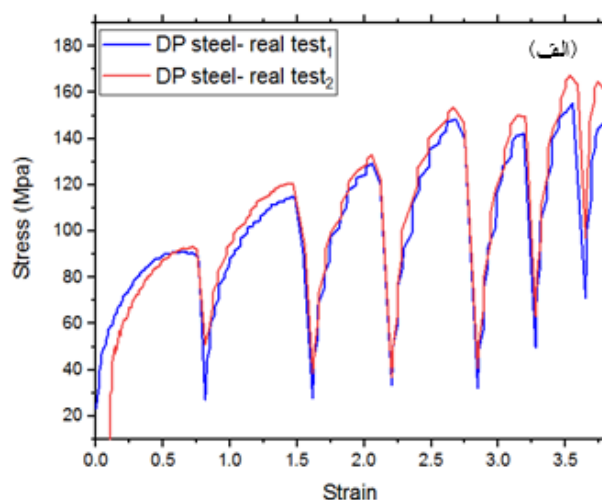
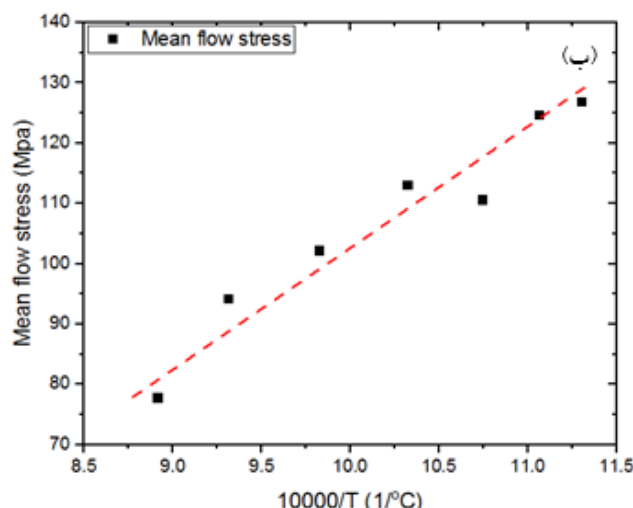
استفاده در این تحقیق، در شکل (۵-الف) ارائه شده است. همان-طور که ملاحظه می‌شود، آزمایش دو مرتبه تکرار شده و نتایج از تکرارپذیری خوبی برخوردار هستند. با توجه به شکل (۵-ب) که تغییرات تنش سیلان میانگین بر حسب معکوس دما را نشان می‌دهد، ملاحظه می‌شود که در دماهای ۹۱۰، ۷۹۰ و ۷۶۰ درجه سانتی‌گراد، تغییر شیب اتفاق افتاده است. با توجه به شکل (۶) که منحنی CCT فولاد DP600 را نشان می‌دهد (۲۶)، ملاحظه

به کمک این محلول اچ شدند. لازم به ذکر است که زمان نگهداری نمونه در داخل محلول بسته به سابقه تغییر شکل متفاوت است.

۳- نتایج و بحث

۳-۱- آزمایش میانگین

نتیجه آزمایش میانگین (منحنی تنش-کرنش) فولاد DP600 مورد



شکل ۷- (الف) منحنی تنش- کرنش و (ب) منحنی تنش سیلان متوسط- معکوس دما حاصل از آزمایش واقعی.

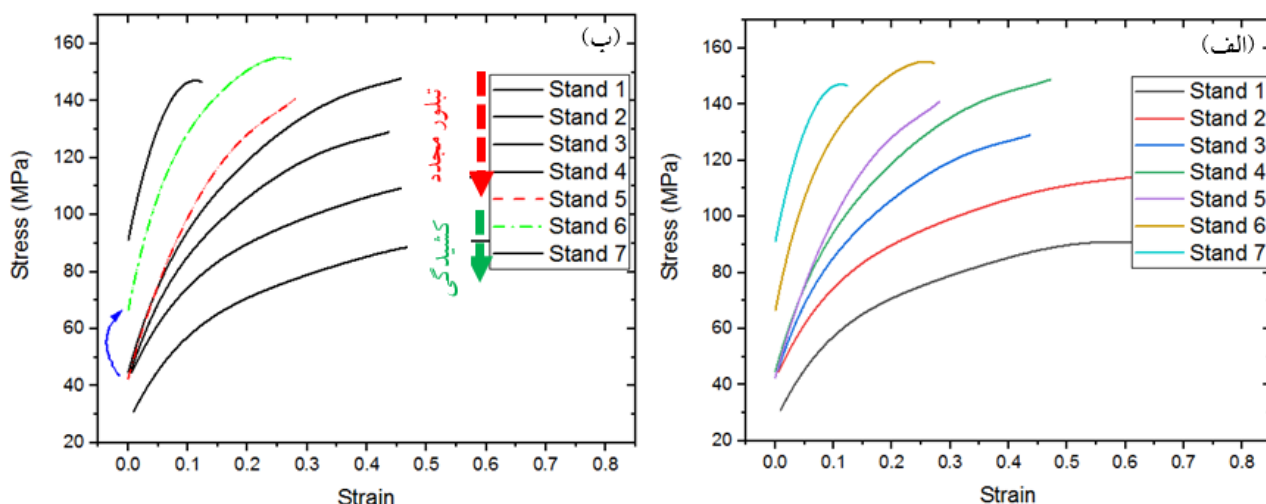
۳-۲- آزمایش واقعی

شکل (۷)، منحنی‌های تنش-کرنش و تغییرات تنش سیلان میانگین بر حسب معکوس دما را برای هفت مرحله تغییر شکل ارائه شده در جدول (۲)، نشان می‌دهد. با توجه به شکل (۷-الف)، آزمایش از تکرارپذیری خوبی برخوردار است.

با توجه به عدم یکنواخت بودن میزان کرنش، سرعت کرنش و زمان بین پاسی، مقایسه تغییرات تنش سیلان میانگین برای مشخص کردن دماهای بحرانی در آزمایش واقعی، روش مناسبی نمی‌باشد. روش دیگری که برای مشخص کردن دمای توقف تبلور مجدد استفاده می‌شود، مشاهده تغییرات منحنی‌های سیلان با جابجایی از ناحیه تبلور مجدد به ناحیه کشیدگی دانه‌ها است. در این روش، با رسم منحنی تنش-کرنش هر مرحله به صورت مجزا (مانند شکل ۸)، رفتار سیلان هر مرحله تغییر شکل را می‌توان بررسی و با دیگر مرحله‌ها مقایسه کرد. به عبارت دیگر، در شکل (۸)، منحنی‌های تنش-کرنش هر هفت سیکل تغییر شکل ارائه شده در شکل (۷)، همگی از کرنش صفر رسم شده تا بتوان رفتار آن‌ها را مورد بررسی قرار داد.

با توجه به شکل (۸)، از مرحله اول تا چهارم تغییر شکل، منحنی‌های تنش سیلان به هم نزدیک بوده و به جز در مرحله اول، استحکام تسلیم منحنی‌ها تقریباً یکسان است. در مرحله پنجم تغییر شکل نیز استحکام تسلیم مانند مرحله‌های پیشین است با

می‌شود که در نرخ سرمایش ۱/s، شروع استحاله آستنیت به فریت در حدود ۸۰۰°C است که این مقدار با دمای اندازه‌گیری شده در آزمایش میانگین نیز همخوانی دارد. با توجه به منحنی CCT این فولاد، هیچ استحاله فازی در دمای بالای ۸۰۰°C گزارش نشده است. از طرفی با توجه به نتایج آزمایش پیچش داغ، ملاحظه می‌شود که از دمای تقریبی ۹۱۰°C، تغییرات شیب تنش سیلان مثبت بوده و افزایش ناگهانی تنش سیلان از این دما اتفاق افتاده است. با توجه به این موضوع می‌توان بیان کرد که دمای ۹۱۰°C، دمای تقریبی توقف تبلور مجدد در شرایط مذکور است. در واقع در دماهای کمتر از این دما، عدم تبلور مجدد استاتیکی کامل، منجر به کارسختی و افزایش استحکام نمونه می‌شود و لذا افزایش تنش سیلان با کاهش دما از این ناحیه به بعد با شیب بیشتری انجام می‌شود. با کاهش دما، تنش سیلان افزایش پیدا کرده تا اینکه در دمای ۷۹۰°C، افت تنش سیلان با کاهش دما ملاحظه می‌شود. در واقع با توجه به منحنی CCT، دمای ۷۹۰°C، دمای شروع تبدیل آستنیت کارسخت شده^۸ به فاز فریت نرم است و لذا افت تنش سیلان با کاهش دما از این نقطه ملاحظه می‌شود. از دمای ۷۹۰°C به پایین، مجدداً افزایش تنش سیلان با کاهش دما ملاحظه می‌شود که علت این پدیده، کاهش دما و کارسخت شدن فریت است.



شکل ۸- (الف) منحنی‌های سیلان شکل (۶) به صورت جداگانه و (ب) مجزا کردن دو ناحیه تبلور مجدد و کشیدگی.

از یک برنامه نورد داغ صنعتی، آزمایش پیچش با خنک‌کاری پوسته (CCT) استفاده شد. بدین منظور، بلافاصله پس از شبیه‌سازی هفت مرحله نورد داغ، مرحله دیگری (مرحله هشتم) مطابق آنچه در جدول (۲) ارائه شده است، اعمال گردید.

شکل (۹)، منحنی‌های تنش-کرنش پس از مرحله هشتم را در کنار تغییرات تنش سیلان بر حسب دما در محدوده ۶۰۰ تا ۸۸۴ درجه سانتی‌گراد نشان می‌دهد.

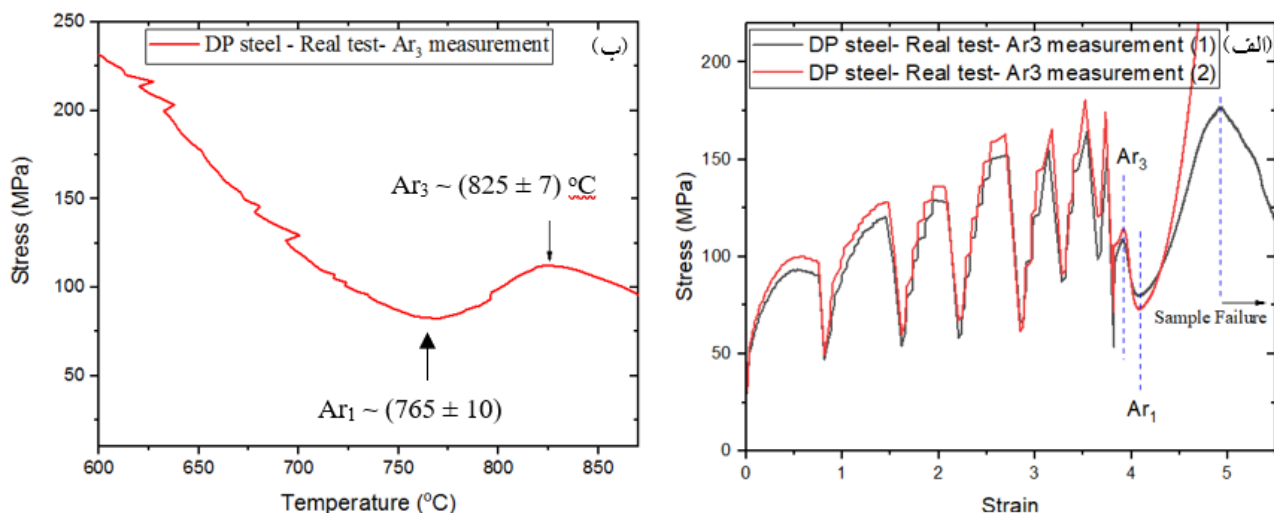
همان‌طور که در شکل (۹) مشاهده می‌شود، با کاهش دما در ناحیه آستنیت و در نرخ کرنش ثابت، تنش سیلان به تدریج افزایش یافته است. از دمای تقریبی ۸۲۵°C مشاهده شد که تنش سیلان روند کاهشی پیدا کرده و بلافاصله با رسیدن به دمای تقریبی ۷۶۵°C مجدداً با کاهش دما، تنش سیلان روند افزایشی داشته است. در واقع اینگونه می‌توان انتظار داشت که در دمای ۸۲۵°C، استحاله آستنیت کارسخت‌شده به فاز فریت نرم آغاز و لذا تنش سیلان روند کاهشی داشته است. در دمای ۷۶۵°C، استحاله آستنیت کارسخت‌شده به فریت نرم پایان یافته و فاز فریت موجود، در ادامه شروع به کارسخت‌شدن کرده و لذا تنش سیلان روند افزایشی پیدا کرده است.

دماهای بحرانی اندازه‌گیری‌شده در آزمایش میانگین نسبت به دماهای اندازه‌گیری‌شده در آزمایش واقعی در جدول (۳) و شکل (۱۰)، ارائه شده است. لازم به ذکر است، همان‌طور که در منحنی

این تفاوت که شیب منحنی (نرخ کارسختی)، نسبت به مرحله-های پیشین بیشتر شده است. در مرحله ششم تغییر شکل، ضمن افزایش شیب منحنی نسبت به مرحله‌های پیشین، استحکام تسلیم نیز به صورت ناگهانی افزایش یافته است.

با توجه به توضیحات فوق، دمای توقف تبلور مجدد، در واقع بلافاصله پس از مرحله ۵ تغییر شکل است. در این مرحله، نرخ کارسختی نسبت به مرحله‌های پیشین افزایش یافته و در نتیجه این امر، استحکام تسلیم مرحله بعدی (مرحله تغییر شکل ۶)، به‌طور قابل‌توجهی زیاد شده است. با توجه به نزدیک بودن تنش تسلیم مرحله پنجم تغییر شکل با مرحله‌های پیشین، یک پدیده محتمل در مورد رفتار سیلان این مرحله، تشکیل دینامیکی رسوبات است (۴ و ۱۸). تشکیل رسوبات در حین تغییر شکل در این مرحله، ضمن جلوگیری از تبلور مجدد دینامیکی، منجر به افزایش نرخ کارسختی شده و از طرفی با جلوگیری از تبلور مجدد استاتیکی کامل در زمان بین‌پاسی، منجر به افزایش تنش تسلیم در مرحله‌های بعدی شده است (۴). با توجه به توضیحات ارائه شده و شکل (۸-ب)، مرحله تغییر شکل پنجم (دمای ۹۳۱°C)، ورود به ناحیه توقف تبلور مجدد استاتیکی کامل است.

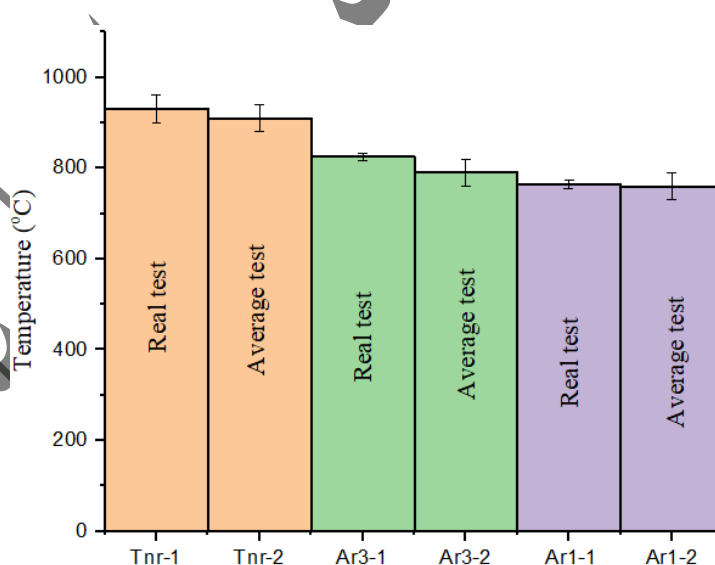
دمای استحاله فازی آستنیت به فریت در شرایط واقعی خط نورد به‌منظور مشخص کردن دمای استحاله فازی آستنیت به فریت پس



شکل ۹- (الف) منحنی تنش-کرنش و (ب) منحنی تغییرات تنش سیلان-دما در محدوده دمایی $600-884^{\circ}C$.

جدول ۳- دماهای بحرانی اندازه‌گیری شده در آزمایش‌های میانگین و واقعی

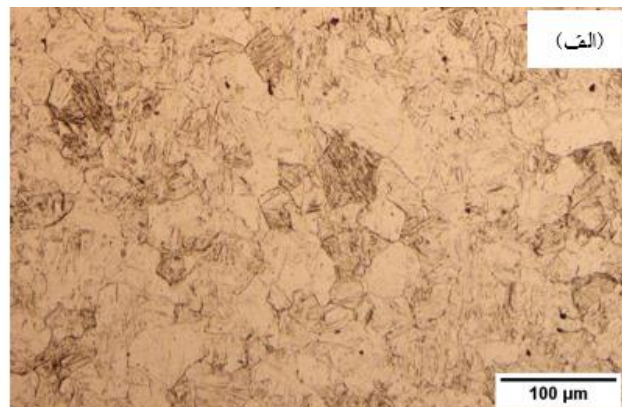
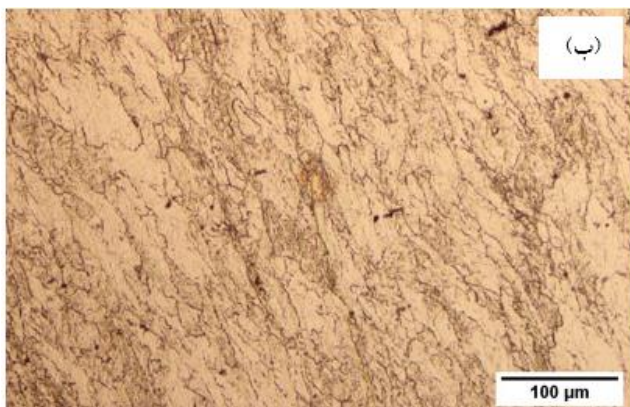
$Ar_1 (^{\circ}C)$	$Ar_3 (^{\circ}C)$	$T_{nr} (^{\circ}C)$	
760 ± 30	790 ± 30	910 ± 30	آزمایش میانگین
765 ± 10	825 ± 7	931 ± 30	آزمایش واقعی



شکل ۱۰- نمودار ستونی اختلاف دماهای تست میانگین و واقعی.

بحرانی اندازه‌گیری شده در این تست به صورت ± 30 اعلام شده است. در واقع این عدد دامنه اندازه‌گیری یا خطای سیستمی است. دقیقاً همین موضوع در مورد دمای توقف تبلور مجدد در آزمایش واقعی صادق است.

نتایج آزمایش‌های واقعی و میانگین دیده شد، نتایج از تکرارپذیری بسیار خوبی برخوردار بوده و دماهای اندازه‌گیری شده در هر تست و تکرار آن یکسان بودند. با این وجود، به سبب فاصله 30 درجه بین دماهای آزمایش در تست میانگین، دماهای



شکل ۱۱- ریزساختار نمونه‌های کوئچ شده پس از زمان بین پایی، پس از آزمایش در دماهای (الف) 97°C و (ب) 85°C در آزمایش متوسط.

نشان از تبلور مجدد و رشد دانه‌ها دارد. این درحالی است که در ریزساختار نمونه کوئچ شده در دمای کمتر از دمای توقف تبلور مجدد (شکل ۱۱-ب)، دانه‌ها کاملاً به صورت کشیده در آمده‌اند.

شکل (۱۲)، ریزساختار نمونه‌هایی که حین آزمایش واقعی بلافاصله پس از زمان بین پایی مربوط به هر مرحله کوئچ شده اند را نشان می‌دهد. با توجه به شکل (۱۲-الف)، در نمونه کوئچ شده پس از چهار ثانیه پس از مرحله سوم، دانه‌ها به صورت هم‌محور و دارای مرزهای صاف بوده که نشان از تبلور مجدد و رشد دارد. این درحالی است که نمونه کوئچ شده پس از چهار ثانیه پس از مرحله ششم، دارای ترکیبی از دانه‌های هم‌محور و کشیده می‌باشد. در واقع این مرحله در دمای کمتر از دمای توقف تبلور مجدد اتفاق افتاده و لذا در زمان بین پایی چهار ثانیه تبلور مجدد استاتیکی کامل اتفاق نیفتاده است و به همین دلیل در برخی مناطق مشاهده می‌شود که دانه‌ها در جهت تغییر شکل کشیده شده‌اند.

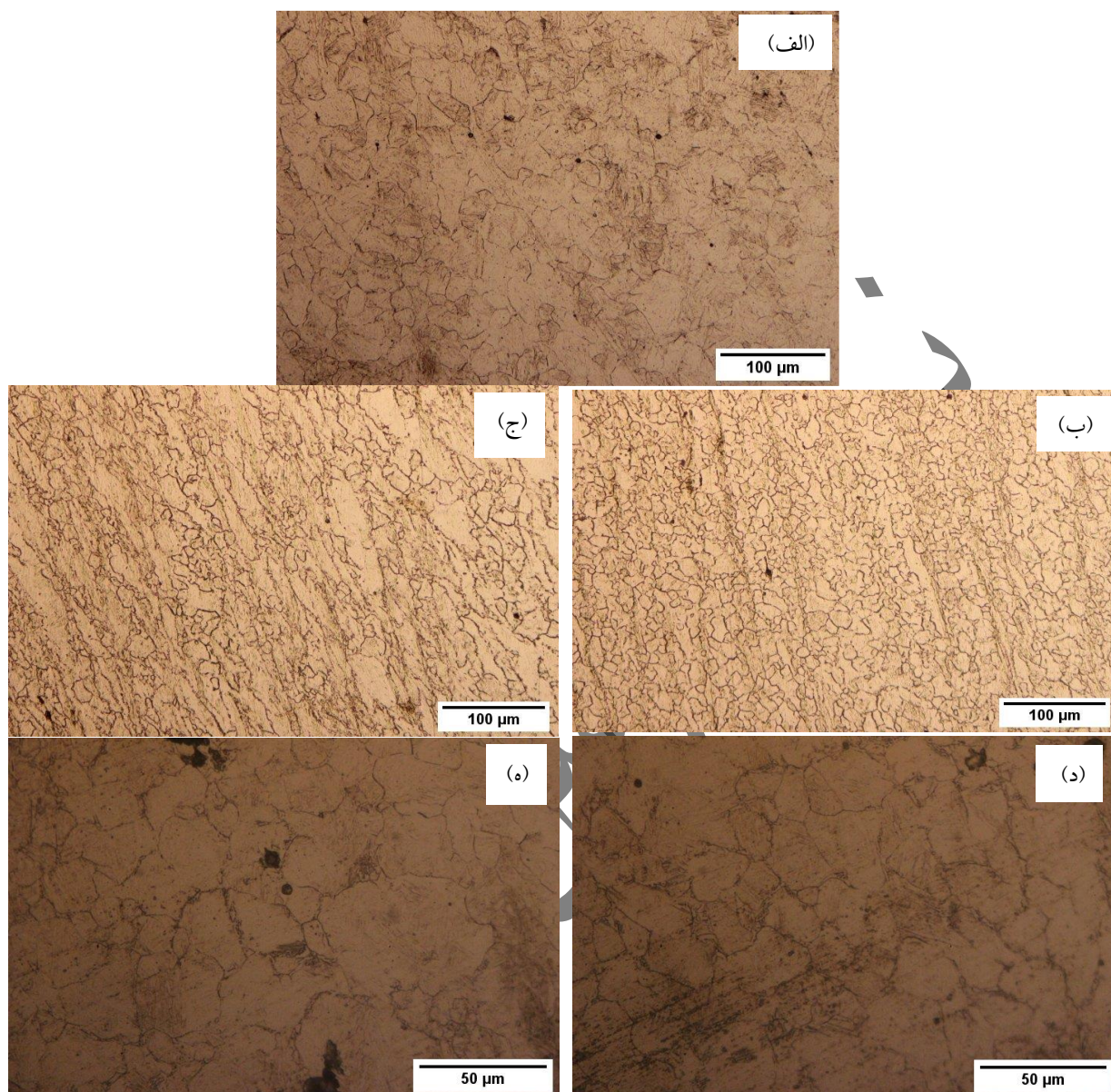
به منظور بررسی دمای استحاله فازی در آزمایش واقعی، پس از اعمال هفت مرحله پیچش، نمونه را به سرعت تا دمای 82°C سرد کرده و از این دما، نمونه به کمک آب کوئچ شد. ریزساختار این نمونه در تصاویر شکل (۱۲-د) و (۱۲-ه) ارائه شده است. همان‌طور که ملاحظه می‌شود، فاز فریت در مرز دانه‌های آستنیت اولیه تشکیل شده است.

همان‌طور که ملاحظه می‌شود، دماهای بحرانی در آزمایش واقعی بالاتر از دماهای اندازه‌گیری شده در آزمایش میانگین هستند. در واقع کرنش، سرعت کرنش و زمان بین پایی، هر سه بر دمای توقف تبلور مجدد و دمای استحاله فازی تأثیر گذارند. در عمل، مقادیر اندازه‌گیری شده در آزمایش واقعی کاربردی تر بوده چرا که در طراحی برنامه نورد، دانستن مقدار دقیق دمای توقف تبلور مجدد برای کنترل میزان تبلور مجدد و کشیدگی دانه‌ها و دمای دقیق استحاله فازی، به منظور جلوگیری از ورود به ناحیه دوفازی و درعین حال عدم انجام مرحله‌های تغییر شکل در دماهای بالا، بسیار حائز اهمیت است.

لازم به ذکر است که در آزمایش واقعی می‌توان تکامل ریزساختاری در طول برنامه نورد پس از هر مرحله را مطالعه و بررسی کرد.

۳-۳- مطالعات ریزساختاری

به منظور بررسی صحت نتایج حاصل از آزمایش‌های متوسط و واقعی، ریزساختار نمونه‌ها بررسی گردید. شکل (۱۱)، ریزساختار نمونه‌ای که حین آزمایش میانگین بلافاصله پس از زمان بین پایی (۳ s)، پس از آزمایش در دماهای 97°C و 85°C کوئچ شده‌اند را نشان می‌دهد. همان‌طور که ملاحظه می‌شود، ریزساختار نمونه‌ای که در بالای دمای توقف تبلور مجدد کوئچ شده (شکل ۱۱-الف)، دارای دانه‌های هم‌محور و با مرزهای صاف است که



شکل ۱۲- ریزساختار نمونه‌هایی که پس از زمان بین‌پاسی در آزمایش واقعی کوئنچ شده‌اند:

(الف) مرحله سوم، (ب-ج) مرحله ششم، (د-ه) مرحله هشتم.

۴- نتیجه‌گیری

در این تحقیق، با استفاده از آزمایش پیچش داغ، دماهای بحرانی نوعی فولاد دوفازی (DP600) برای شرایط واقعی خط نورد اندازه‌گیری شد. از آن جهت که نوع فولادهای دوفازی به درصد مارتنزیت موجود در ساختار وابسته است، دانستن دقیق دماهای بحرانی برای کنترل ریزساختار بسیار حائز اهمیت است. در این تحقیق، آزمایش پیچش داغ به دو روش میانگین و واقعی انجام

و در هر روش دماهای بحرانی به صورت مجزا اندازه‌گیری و با انجام مطالعات ریزساختاری، ارزیابی شدند. دماهای Ar_3 ، T_{nr} و Ar_1 در آزمایش میانگین، به ترتیب $760^{\circ}C$ ، $790^{\circ}C$ و $810^{\circ}C$ و در آزمایش واقعی اندازه‌گیری شدند. این درحالی است که در آزمایش واقعی دماهای Ar_3 ، T_{nr} و Ar_1 به ترتیب $765^{\circ}C$ ، $825^{\circ}C$ و $831^{\circ}C$ و در آزمایش واقعی اندازه‌گیری شدند. انجام مطالعات ریزساختاری، صحت نتایج حاصل شده را تأیید کرد. با استفاده از نتایج حاصل، می‌توان برنامه

نورد بهینه جهت تولید فولاد دوفازی با استحکام کششی مشخص را طراحی نمود.

شرکت یا سازمانی برای این پژوهش ندارند.

سهم نویسندگان

امیر قیصریان: طراحی و ایده پردازی مطالعه، جمع آوری داده‌ها، تحلیل و تفسیر داده‌ها، اعتبارسنجی نتایج، نوشتن مقاله. احمد رضائیان: طراحی و ایده پردازی مطالعه، اعتبارسنجی نتایج، مدیریت منابع، راهنمایی پروژه. آرش حاجی پور: مدیریت منابع، راهنمایی پروژه، مشاوره در تحلیل و تفسیر نتایج. حامد صفاری: مدیریت منابع، مشاوره در تحلیل و تفسیر نتایج.

تشکر و سپاسگزاری

نویسندگان مایلند از دانشگاه صنعتی اصفهان و شرکت فولاد سبا به ویژه بخش MPT برای حمایت از این تحقیق قدردانی کنند.

تضاد منافع

نویسندگان مقاله اذعان دارند هیچ نوع تضاد منفعی با شخص،

واژه‌نامه

1. hot torsion test
2. average test
3. real test
4. pancake microstructure

5. continuous cooling torsion (CCT)
6. servo motor unit
7. torque meter
8. pancaked austenite

مراجع

1. Mayo U, Isasti N, Hance B, Wang Y, Sharma S, Sun WP, et al. Hot Rolling and Microstructural Optimization Modeling for Enhanced Mechanical Properties of High-Strength Multiphase Steels. In: 3rd Automotive Steel International Conference; 2025 Mar 9–12; Orlando, FL, USA. <https://doi.org/10.33313/200/005>
2. Shaabani A, Jamaati R, Hosseinipour SJ. Designing a novel isotropic high-strength dual-phase steel. J Mater Res Technol. 2025; 35: 5977–96. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2025.02.203>
3. Ogatsu K, Ogawa T, Chen TT, Sun F, Adachi Y. Dramatic improvement in strength–ductility balance of dual-phase steels by optimizing features of ferrite phase. J Mater Res Technol. 2025;35:289–97. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2025.01.031>
4. Humphreys FJ, Hatherly M. Recrystallization and related annealing phenomena. elsevier; 2012.
5. Rashid MS. Dual phase steels. Annu Rev Mater Res. 1981;11(1):245–66. <https://doi.org/10.1146/annurev.ms.11.080181.001333>
6. Fonstein N. Dual-phase steels. In: Automotive steels. Elsevier; 2017. p. 169–216. <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-100638-2.00007-9>
7. Homsher CN. Determination of the non-recrystallization temperature (TNR) in multiple microalloyed steels. 2013-Mines MSc Theses; 2013.
8. Calvo J, Collins L, Yue S. Classical controlled rolling of low C steels microalloyed with Ti and Mo. Int J Mater Res. 2014; 105(6): 537–43. <https://doi.org/10.3139/146.111062>
9. Minami K, Siciliano Jr F. Mathematical modeling of mean flow stress during the hot strip rolling of Nb steels. ISIJ Int. 1996;36(12):1507–15. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.36.1507>
10. Maccagno TM, Jonas JJ, Yue S, McCrady BJ, Slobodian R, Deeks D. Determination of Recrystallization Stop Temperature from Rolling Mill Logs and Comparison with Laboratory Simulation Results. ISIJ Int. 1994;34(11):917–22. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.34.917>
11. Calvo J, Collins L, Yue S. Design of microalloyed steel hot rolling schedules by torsion testing: average schedule vs. real schedule. ISIJ Int. 2010;50(8):1193–9. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.50.1193>
12. Kaźmierski T, Krawczyk J, Frocisz Ł, Matusiewicz P. A Study of Correlations between Chemical Composition, Hot Rolling Process Parameters, Microstructure and Mechanical Properties of Hot Rolled DP600 Steel. Arch Metall Mater. 2025;681–9.
13. Yu X. Optimisation of the microstructure and mechanical properties of DP800 strip steel. Swansea University (United Kingdom). MSc Theses. 2005.
14. Chen H, Wang X, Song R, Wang Y, Huo W, Zhang Y, et al. Microstructure, mechanical properties and strengthening mechanism of high strength hot-rolled

- ferrite-martensite dual phase steel. *Mater Charact.* 2024; 207:113545.
<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2023.113545>
15. Khoddam S, Hodgson PD. Post processing of the hot torsion test results using a multi-dimensional modelling approach. *Mater Des.* 2010;31(5):2578–84.
<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2009.11.029>
 16. Whitley BM, Araujo AL, Speer JG, Findley KO, Matlock DK. Analysis of microstructure in hot torsion simulation. *Mater Perform Charact.* 2015;4(3):307–21. <https://doi.org/10.1520/MPC20150012>
 17. Braga FV, Escobar DP, Reis TJÁ, de Oliveira NJL, Andrade MS. Recrystallization of niobium stabilized ferritic stainless steel during hot rolling simulation by torsion tests. *J Mater Res Technol.* 2016;5(1):92–9. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2015.07.003>
 18. Mousavi Anijdan SH. The effect of cool deformation on the microstructural evolution and flow strength of microalloyed steels. Ph D Thesis. 2011 ;
 19. Ballard TJ, Speer JG, Findley KO, De Moor E. Double twist torsion testing to determine the non-recrystallization temperature. *Sci Rep.* 2021;11(1): 1495. <https://doi.org/10.1038/s41598-021-81139-1>
 20. Rakhsh Khorshid M, Hashemi SH, Monajatizadeh H. The use of hot torsion testing for determination of critical temperatures of API X65 steel. *Modares Mech Eng.* 2015;14(13):291–6.
 21. Alghamdi F. Mathematical modeling of mean flow stress (MFS) during hot strip rolling for HSLA steels. MSc Theses. 2014.
 22. Dimatteo A, Vannucci M, Colla V. Prediction of mean flow stress during hot strip rolling using genetic algorithms. *ISIJ Int.* 2014;54(1):171–8. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.54.171>
 23. Collins J, Taylor M, Scarlett AL, Palmiere EJ, Pickering EJ. Prior austenite grain measurement: A direct comparison of EBSD reconstruction, thermal etching and chemical etching. *Mater Charact.* 2024; 208:113656.
<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2024.113656>
 24. Thackray R, Palmiere EJ, Khalid O. Novel etching technique for delineation of prior-austenite grain boundaries in low, medium and high carbon steels. *Mater.* 2020;13(15):3296. <https://doi.org/10.3390/ma13153296>
 25. De Andrés CG, Caballero FG, Capdevila C, San Martín D. Revealing austenite grain boundaries by thermal etching: advantages and disadvantages. *Mater Charact.* 2002;49(2):121–7.
[https://doi.org/10.1016/S1044-5803\(03\)00002-0](https://doi.org/10.1016/S1044-5803(03)00002-0)
 26. Kishore K, Kumar P, Mukhopadhyay G. Microstructure, tensile and fatigue behaviour of resistance spot welded zinc coated dual phase and interstitial free steel. *Met Mater Int.* 2022;28(4):945–65. <https://doi.org/10.1007/s12540-020-00939-8>