



Hot Workability Behavior of W360 Hot Work Tool Steel in the Cast and Wrought Conditions

ARTICLE INFO

Article Type

Original Research

Authors

Amirarsalani R.¹ MSc,
Morakabati M.*¹ PhD,
Mahdavi R.¹ MSc

How to cite this article

Amirarsalani R, Morakabati M, Mahdavi R. Hot Workability Behavior of W360 Hot Work Tool Steel in the Cast and Wrought Conditions. Modares Mechanical Engineering, 2020; 20(7):1923-1932.

ABSTRACT

In the current study, the hot workability of W360 hot work tool steel was investigated by hot tension testing in the cast and wrought conditions in the temperature range of 900-1200°C at strain rate of 0.1s⁻¹. The results showed that in both cast and wrought steels, ductility has increased with increasing temperature from 900 to 1000°C, due to dissolution of carbides and occurrence of dynamic recrystallization. The most recrystallization has occurred at 1050°C and the size of the grains has decreased. This reduction in wrought steel was more evident due to its smaller primary grain size. Wrought samples showed higher hot ductility and lower peak stress than cast samples. The ductility of cast steel depicted a significant decrease at 1200°C due to the presence of undissolved particles along grain boundaries and the stress concentration and thus formation of granular cracks surrounding them. It is while the breakdown of particles has prevented the stress concentration around them in the wrought steel. According to microscopic images of the samples after the hot tension test, in the wrought samples, the continuous alloyed carbide nets were broken during the rolling and occurrence of recrystallization and the carbides has become smaller and their distribution was more uniform. This issue reduces the stress concentration around the carbides in the wrought samples and thus leads to higher hot workability than the cast one. According to the results, the best hot deformation range of W360 steel was achieved in the temperature range of 1050 to 1150°C for both cast and wrought steels.

Keywords W360 Hot Work Tool Steel; Hot Workability; Dynamic Recrystallization; Hot Tensile Test; Cast and Wrought Structure

¹University Complex of Materials & Manufacturing Technology, Malek Ashtar University of Technology, Tehran, Iran

*Correspondence

Address: Malek Ashtar University of Technology, Shabanlou Street, Shahid Babaei Highway, Tehran, Iran.
Phone: +98 (21) 22936494
Fax: +98 (21) 22936578
m_morakabati@mut.ac.ir

Article History

Received: August 19, 2019
Accepted: April 18, 2020
ePublished: July 20, 2020

CITATION LINKS

[1] New tool steel for warm and hot forging [2] Optimization of the hot forging parameters for 4340 steel by processing maps [3] Research on high temperature deformation behavior of low carbon steel based on processing map [4] Hot deformation behavior of V micro-alloyed TWIP steel during hot compression [5] Assessment of the workability of AISI H13 steel in the temperature range of 750-1150°C [6] Tool steels [7] Experimental study of hot deformation of 1.2690 tool steel-preliminary results [8] Handbook of workability and process design [9] Hot workability of three grades of tool steel [10] Hot workability of a high carbon high chromium tool steel [11] ASM specialty handbook: Tool materials [12] Standard test methods for tension testing of metallic materials [13] Metallographic etching: Metallographic and ceramographic methods for revealing microstructure [14] Standard test methods for determining average grain size [15] Hot deformation and processing maps of K310 cold work tool steel [16] Influence of hot working parameters on hot ductility of X210Cr12 steel [17] Peak strength, strain hardening and dynamic restoration of A2 and M2 tool steels in hot deformation [18] Dynamic recrystallization of A2 and M2 tool steels [19] Relationship between microstructure and mechanical properties of a 5% Cr hot work tool steel [20] Hot ductility of tool steels. Canadian Metallurgical Quarterly [21] Determination of the non-recrystallization temperature (TNR) in multiple microalloyed steels [22] Influence of trace elements on hot ductility of an ultra high purity invar alloy [23] Martensitic transformation behavior of hot-deformed Fe-32% Ni alloy [24] Hot ductility behavior of incoloy 901 superalloy in the cast and wrought conditions [25] Heat treater's guide: Practices and procedures for nonferrous alloys

بررسی رفتار کارپذیری گرم فولاد ابزار گرم‌کار W360 در حالت ریختگی و کارشده

رقیه امیرارسلانی MSc

مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری‌های ساخت، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران، ایران

مریم مرکباتی* PhD

مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری‌های ساخت، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران، ایران

رشید مهدوی MSc

مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری‌های ساخت، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران، ایران

چکیده

در پژوهش حاضر، کارپذیری گرم فولاد ابزار گرم‌کار W360 در حالت ریختگی و کارشده، با انجام آزمایش کشش گرم در محدوده دمایی ۹۰۰ تا ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد، در نرخ کرنش ثابت ۰/۱ بر ثانیه مورد بررسی قرار گرفته است. نتایج نشان داد، در هر دو فولاد ریختگی و کارشده، با افزایش دما از ۹۰۰ به ۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد، به دلیل حل شدن کاربیدها و وقوع تبلور مجدد دینامیکی، شکل‌پذیری افزایش یافته است. در دمای ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد، بیشترین میزان تبلور مجدد رخ داده و اندازه دانه‌ها کاهش یافته است. این کاهش اندازه دانه در فولاد کارشده به دلیل اندازه دانه اولیه کوچک‌تر مشهودتر بود. نمونه‌های کارشده، شکل‌پذیری گرم بیشتر و تنش حداکثر کمتری نسبت به نمونه‌های ریختگی نشان دادند. شکل‌پذیری فولاد ریختگی در دمای ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد، اُفت قابل ملاحظه‌ای را نشان داد که ناشی از حضور رسوبات حل‌نشده باقی‌مانده در مرز دانه‌ها و تمرکز تنش اطراف آنها و تشکیل ترک‌های مرز دانه‌ای در مجاورت آنها است، در حالی که شکسته شدن رسوبات در فولاد کارشده از تمرکز تنش اطراف آنها ممانعت کرده است. مطابق تصاویر ریزساختاری نمونه‌ها پس از آزمایش کشش گرم، در نمونه‌های کارشده، شبکه پیوسته کاربیدهای آلیاژی حین نورد و وقوع تبلور مجدد شکسته شده، کاربیدها ریزتر و توزیع آنها یکنواخت‌تر شده است. این مساله سبب کاهش تمرکز تنش در اطراف کاربیدها و کارپذیری گرم بالاتر نمونه‌های کارشده شده است. مطابق بررسی‌های صورت گرفته، بهترین محدوده تغییر شکل گرم فولاد W360 در هر دو حالت ریختگی و کارشده، محدوده دمایی ۱۰۵۰ تا ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد به دست آمد.

کلیدواژه‌ها: فولاد ابزار گرم‌کار W360، کارپذیری گرم، تبلور مجدد دینامیکی، آزمایش کشش گرم، ساختار ریختگی و کارشده

تاریخ دریافت: ۱۳۹۸/۰۵/۲۸

تاریخ پذیرش: ۱۳۹۹/۰۱/۳۰

*نویسنده مسئول: m_morakabati@mut.ac.ir

مقدمه

فولاد W360 یکی از فولادهای ابزار گرم‌کار است که با توجه به خواص گرم مناسب، به عنوان فولاد ابزار قالب‌ها و پانچ‌ها در آهنگری گرم و داغ، توسط شرکت بوهرلر با توسعه فولادهای رده H، مانند H10 و H13 تولید شده است. این فولاد ترکیبی از مزایای سختی بالای فولادهای ابزار تندبر و چقرمگی خوب فولادهای ابزار گرم‌کار را دارد[1].

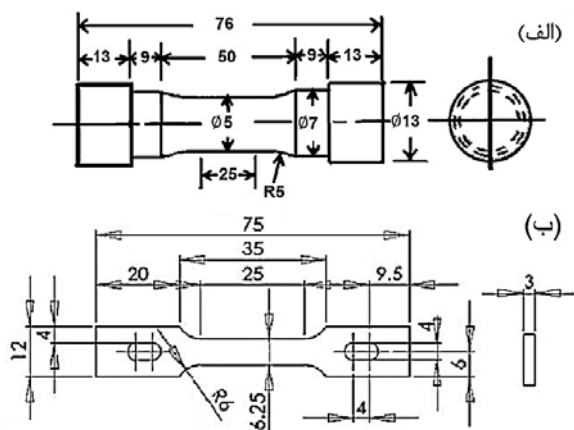
دانش رفتار سیلان ماده و رابطه بین ریزساختار و کارپذیری در فرایندهای ترمومکانیکی بسیار ضروری است[2]. شناخت رفتار تغییر

شکل ماده اثر مهمی در کنترل شکل و خواص محصولات، حین و پس از فرآیند کارگرم دارد[3]. عموماً تغییر شکل گرم به تغییر شکل ماده در دماهای بالای ۰/۶ دمای ذوب آن (T_m) برحسب کلوین تعریف می‌شود. وقتی ماده در دماهای بالای ۰/۶ دمای ذوب آن تغییر شکل داده می‌شود، بازیابی و تبلور مجدد دینامیکی را تجربه می‌کند. این در حالی است که تنش افزایشی نشان نداده و حتی کاهش هم خواهد داشت. این موارد به ترتیب به بازیابی و تبلور مجدد دینامیکی مرتبط می‌شود[4]. تغییر شکل گرم فولادهای ابزار گرم‌کار به عنوان یکی از مراحل تولید آنها، اهمیت بسیاری دارد. زیرا در فولادهای ابزار گرم‌کار شبکه پیوسته کاربیدی که از انجماد یوتکتیکی به جا می‌ماند سبب کاهش شکل‌پذیری (Ductility) می‌شود. کاربیدها معمولاً در مرز دانه‌ها تشکیل می‌شوند و حضور آنها در مرز دانه‌ها حساسیت به شکست ترد مرز دانه‌ای را افزایش می‌دهد. این شبکه فقط با اعمال مقداری تغییر شکل گرم می‌شکند[5-7]. از سوی دیگر به دلیل غیریکنواختی ترکیب شیمیایی در ساختار ریختگی، ترکیباتی با نقطه ذوب پایین در مرز دانه‌ها ایجاد می‌شود. تغییر شکل در دماهای نزدیک به نقطه ذوب این ترکیبات باعث می‌شود هنگامی که حرارت ایجاد شده توسط تغییر شکل پلاستیک دمای قطعه را افزایش می‌دهد، ذوب موضعی ایجاد کند و منجر به ایجاد ترک‌های مرز دانه‌ای شود. لذا باید توزیع عناصر آلیاژی در قطعه به صورت همگن باشد. این مساله با انجام تغییر شکل گرم روی آلیاژها میسر می‌شود[5, 7, 8].

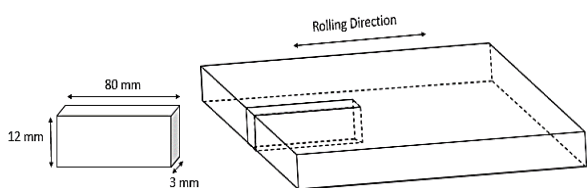
اگر چه کارپذیری گرم فولادهای ابزار گرم‌کار هم از نظر صنعتی و هم از نظر بنیادی مهم است، اما در این زمینه تحقیقات اندکی گزارش شده است[7]. در پژوهشی[9] که در آن، کارپذیری گرم فولادهای ابزار A2، M2 و H13، با انجام آزمایش پیچش گرم در محدوده دمایی ۹۰۰ تا ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش ۰/۱ تا ۵ بر ثانیه مورد بررسی قرار گرفت نشان داده شد، شکل‌پذیری این فولادها در دماهای بالای ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد به دلیل ذوب موضعی فازهای زود ذوب اُفت کرده است. همچنین شکل‌پذیری فولاد H13 بیشتر از فولادهای دیگر به دست آمد که ناشی از کسر حجمی کمتر کاربیدهای آن نسبت به فولاد M2 و همچنین توزیع ریزتر کاربیدهای آن نسبت به فولاد A2 است. در فولاد A2 با وجود کسر حجمی کاربیدهای کمتر، به دلیل تشکیل کاربیدهای درشت به خصوص در مرز دانه‌ها شکل‌پذیری کمتر است.

در پژوهش/کبرزده و نقدی[10]، شکل‌پذیری گرم فولاد ابزار D3 از طریق انجام آزمایش کشش گرم در محدوده دمایی ۹۰۰ تا ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش ۰/۰۰۴ تا ۰/۱ بر ثانیه مورد بررسی قرار گرفت. در این پژوهش به مقایسه رفتار تغییر شکل گرم فولاد در دو حالت ریختگی و کارشده پرداخته شد. نتایج نشان داد، شکسته شدن شبکه پیوسته کاربیدی در فولاد کارشده منجر به شکل‌پذیری بیشتر، تنش حداکثر کمتر و لذا انرژی فعال سازی تغییر شکل گرم کمتر شد که ناشی از وقوع تبلور مجدد و لذا ریزتر شدن دانه‌ها و کاربیدها حین انجماد کارگرم است. با وجود اهمیت بررسی رفتار کارپذیری گرم فولاد

استاندارد ASTM-E8M^[12] تهیه شد که در شکل ۱- الف مشاهده می‌شود. سپس قسمتی از شمش پس از پیش‌گرم در دمای ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۱ ساعت، تحت عملیات نورد گرم در همین دما قرار گرفت و طی ۹ پاس و در هر پاس به میزان کرنش ۷/۵٪، ضخامت آن از ۴۰ به ۱۳/۵ میلی‌متر (کاهش ضخامت ۶۷٪) کاهش یافت. قطر غلتک‌های نورد ۱۸۰ میلی‌متر و توان دستگاه ۳۰ اسب بخار بود. پس از آن، جهت سهولت در ماشین‌کاری، در دمای ۸۵۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۳ ساعت بازپخت شده و با سرعت ۲۵ درجه سانتی‌گراد بر ساعت تا دمای ۵۵۰ درجه سانتی‌گراد و در نهایت در کوره خاموش تا دمای محیط سرد شد. برای بررسی رفتار تغییر شکل گرم فولاد کارشده، نمونه‌های کشش از تسمه نوردشده مطابق شکل ۲ در جهت طولی با ابعاد ۸۰×۱۲×۳ میلی‌متر بریده شده و سپس طبق استاندارد ASTM-E8M به صورت تخت با طول سنج ۲۵ میلی‌متر تهیه شدند (شکل ۱- ب). تعداد آزمایش‌های کشش انجام‌شده در برخی از دماها برای افزایش اطمینان و بررسی دقیق‌تر تا سه بار هم تکرار شد.



شکل ۱) طرح‌واره نمونه‌های مورد استفاده برای آزمایش کشش گرم؛ (الف) نمونه گرد برای فولاد ریختگی، (ب) نمونه تخت برای فولاد کارشده (اعداد برحسب میلی‌متر)^[12]



شکل ۲) نمای شمش نوردشده و نمونه کشش گرم استخراج‌شده از آن

قبل از انجام آزمایش، جهت همگن‌سازی دمایی، نمونه‌ها به مدت ۱۰ دقیقه در دمای آزمایش پیش‌گرم شدند. آزمایش کشش گرم با استفاده از دستگاه Instron 8502 مجهز به کوره مقاومتی تحت اتمسفر گاز آرگون، روی نمونه‌ها در دماهای ۹۰۰، ۱۰۰۰، ۱۰۵۰، ۱۱۰۰، ۱۱۵۰ و ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش ۰/۱ بر ثانیه، انجام شد. جهت حفظ ریزساختار حاصل، نمونه‌ها پس از آزمایش، بلافاصله در آب، سرد شدند. سپس یک مقطع از ناحیه طول سنج نمونه‌های

ابزار گرم کار W360، در این زمینه اطلاعاتی گزارش نشده است. لذا هدف از پژوهش حاضر، تعیین چگونگی اثر دما بر شکل‌پذیری گرم فولاد W360 از طریق آزمایش کشش گرم و مقایسه کارپذیری گرم آن در دو حالت ریختگی و کارشده است.

مواد و روش تحقیق

ابتدا ۱۰ کیلوگرم فولاد ابزار گرم کار W360 با ترکیب عناصر آلیاژی در کوره القایی تحت گاز آرگون ذوب و سپس در قالب فلزی با ابعاد ۳۰۰×۱۰۰×۸۰ میلی‌متر که تا ۲۰۰ درجه سانتی‌گراد پیش‌گرم شده، ریخته‌گری شد. جنس بوته مورد استفاده آلومینا (اکسید منیزیم ۱۵٪- اکسید آلومینیوم ۸۵٪) و خلوص گاز آرگون ۹۹/۹۹٪ بوده است.

سپس جهت تصفیه فولاد، فرآیند ذوب مجدد تحت سرباره الکتریکی (ESR) روی آن انجام شد. برای این منظور از کوره ESR با ظرفیت حداکثر ۱۰ کیلوگرم استفاده شد. همچنین ابعاد قالب ESR، ۳۲۰×۸۰×۶۰ میلی‌متر و ترکیب سرباره مورد استفاده ۷۰٪ کلسیم‌فلوئورید و ۳۰٪ اکسید آلومینیوم است. در انتها شمش حاصل با ابعاد ۳۰۰×۸۰×۶۰ میلی‌متر به دست آمد.

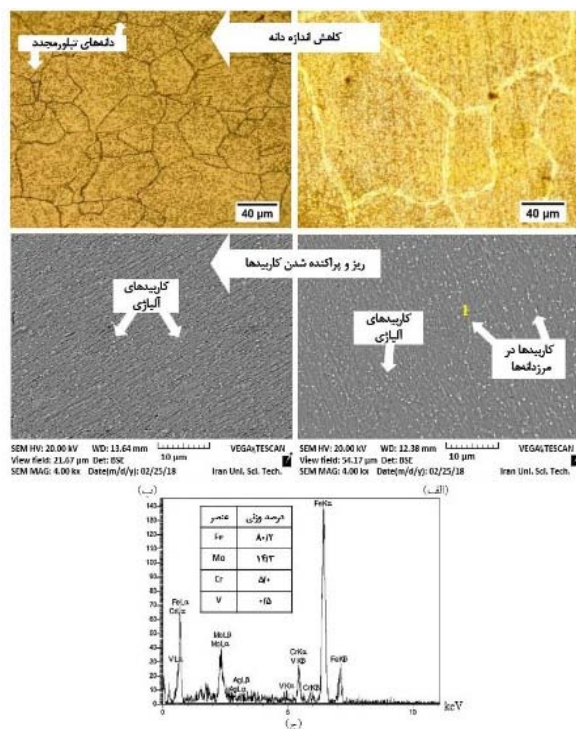
جهت بررسی درصد عناصر آلیاژی موجود در شمش ESR شده، از دستگاه کوانتومتری مارک Belec، مدل Variolab استفاده شده است. ترکیب شیمیایی فولاد گرم کار W360 تولیدشده، در جدول ۱ ارائه شده است.

جدول ۱) ترکیب شیمیایی فولاد ابزار گرم کار W360 مورد استفاده پس از ESR

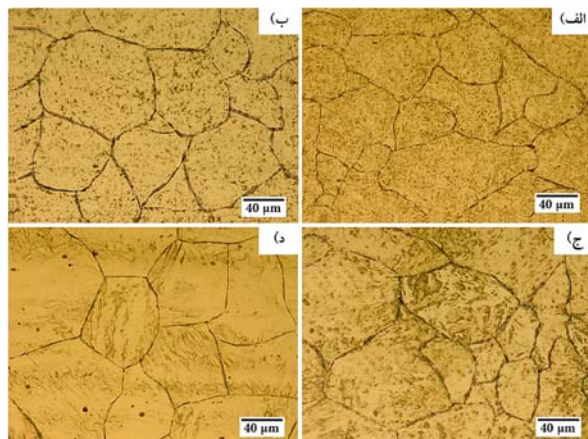
عنصر	درصد وزنی
Fe	بقیه
Cr	۵/۳۰
Mo	۲/۶۹
V	۰/۵۲
C	۰/۴۸
Mn	۰/۷۱
Si	۰/۲۷
P	۰/۰۱
S	۰/۰۰۸

به منظور کاهش عیوب جدایش، شمش حاصل تحت عملیات همگن‌سازی در دمای ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۴ ساعت قرار گرفت. سپس جهت نرم‌شدن ریزساختار و جلوگیری از ترک‌خوردن قطعه و افزایش شکل‌پذیری آن، تحت عملیات حرارتی بازپخت (Annealing) مطابق با پژوهش دیویس^[11] در دمای ۸۰۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۴ ساعت قرار گرفت و سپس با سرعت ۲۰ درجه سانتی‌گراد بر ساعت تا دمای ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد سرد شده و در نهایت تا رسیدن به دمای محیط در هوا قرار گرفت. پس از آن ۱۰۰ میلی‌متر از طول آن بریده شد و جهت بررسی رفتار تغییر شکل گرم در شرایط ریختگی، تعداد شش نمونه کشش به صورت استوانه‌ای با قطر و طول سنج به ترتیب ۵ و ۲۵ میلی‌متر مطابق

به منظور بررسی اثر تغییر شکل بر ریزساختار فولاد W360، شناخت ریزساختار اولیه قبل از تغییر شکل، اهمیت بسیاری دارد. لذا جهت بررسی اثر عملیات پیش گرم مطابق شکل ۵، تغییرات ریزساختاری ناشی از انجام ۱۰دقیقه پیش گرم مورد بررسی قرار گرفته است.



شکل ۴) تصاویر میکروسکوپی نوری (بالا) و الکترونی روبشی (پایین) فولاد ابزار گرم کار W360 در حالت: الف) ریختگی، ب) کارشده، ج) آنالیز EDS از کاربید مشخص شده در تصویر الف.



شکل ۵) ریزساختار فولاد W360 کارشده پس از انجام پیش گرم به مدت ۱۰دقیقه در دماهای: الف) ۹۰۰، ب) ۱۰۰۰، ج) ۱۱۰۰، د) ۱۲۰۰ درجه سانتیگراد

تغییرات متوسط اندازه دانه قبل از انجام تغییر شکل گرم با دمای پیش گرم فولاد W360 در نمودار ۱ نشان داده شده است. همان طور که در این نمودار مشاهده می شود که با انجام پیش گرم، اندازه دانه ها نسبت به اندازه دانه اولیه فولاد قبل از انجام پیش گرم (۵۳ میکرون)، افزایش یافته است. همچنین با افزایش دمای

شکسته شده، مطابق شکل ۳ در راستای طولی و در جهت محور کشش برش خورد.

مراحل آماده سازی نمونه ها جهت انجام بررسی های ریزساختاری، شامل سنباده زنی از پوساب با مش ۸۰ تا ۳۰۰ و سپس حکاری انجام شد. جهت بررسی ریزساختار توسط میکروسکوپ، از محلول های حکاری گلیسرگیا [13] (Glysergia) (ترکیب ۱۵اسی سی اسید کلریدریک، ۱۰اسی سی نیتریک اسید، ۱۰اسی سی استیک اسید و ۲ تا ۵ قطره گلیسرول) و نایتال ۴% استفاده شد. برای مشاهده و بررسی ریزساختار نمونه ها از میکروسکوپ نوری مارک Olympus BX 51 استفاده شد. همچنین تصاویر SEM، به کمک میکروسکوپ الکترونی روبشی مارک VEGA III TESCAN، با ولتاژ کاری ۲۰ کیلوولت و مجهز به آنالیزگر EDS تهیه شد و نتایج حاصل مورد تحلیل و ارزیابی قرار گرفت. اندازه دانه ها با استفاده از نرم افزار Image J و استاندارد ASTM E112 [14]، محاسبه شده است.



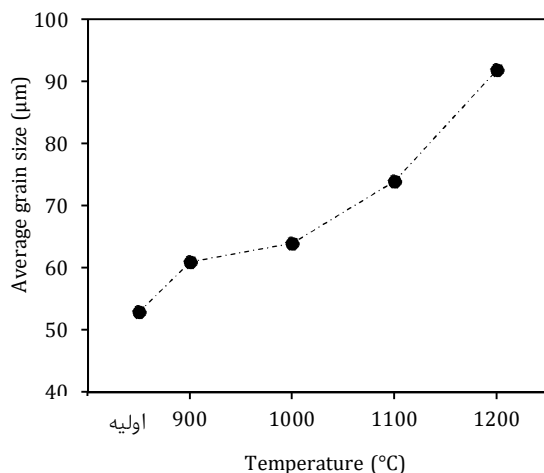
شکل ۳) نحوه برش کاری نمونه پس از آزمایش کشش جهت بررسی ریزساختار

نتایج و بحث

ریزساختار اولیه نمونه ریختگی و کارشده در حالت بازپخت شده در شکل ۴ ارایه شده است. ریزساختار نمونه ریختگی شامل دانه های درشت با اندازه دانه ۲۴۶ میکرون است، در حالی که ریزساختار نمونه کارشده شامل دانه های ریزتر با اندازه ۵۳ میکرون است. همچنین مطابق تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی، کاربیدهای آلیاژی در فولاد ریختگی درشت تر بوده که اغلب در مرز دانه ها رسوب کرده و یک شبکه پیوسته کاربیدی ایجاد کرده است. به دلیل سرعت نفوذ بیشتر در مرز دانه ها، کاربیدها تمایل به حضور در مرز دانه ها دارند و با توجه به نزدیکی فاصله بین آنها در مرز دانه، می توانند با نفوذ به یکدیگر متصل شده و لذا یک شبکه پیوسته را به وجود آورند که به عنوان مکان تمرکز تنش عمل کرده و کارپذیری فولاد را پایین آورد. در حالی که در فولاد کارشده کاربیدها به دلیل وقوع تبلور مجدد و لذا دور شدن آنها از مرز دانه ها پراکنده تر شده اند.

آنالیز EDS از کاربید مشخص شده در فولاد ریختگی، در شکل ۴-ج نشان داده شده است. همان طور که در این شکل مشاهده می شود، این کاربید غنی از مولیبدن است و حدود ۱۴% وزنی مولیبدن دارد. ترکیب شیمیایی این کاربید با توجه به درصد بالای مولیبدن در آن، می تواند M_6C باشد.

نمودار مشاهده می‌شود، در آغاز تغییر شکل، با افزایش کرنش، تنش به صورت خطی افزایش یافته تا به نقطه تسلیم برسد.

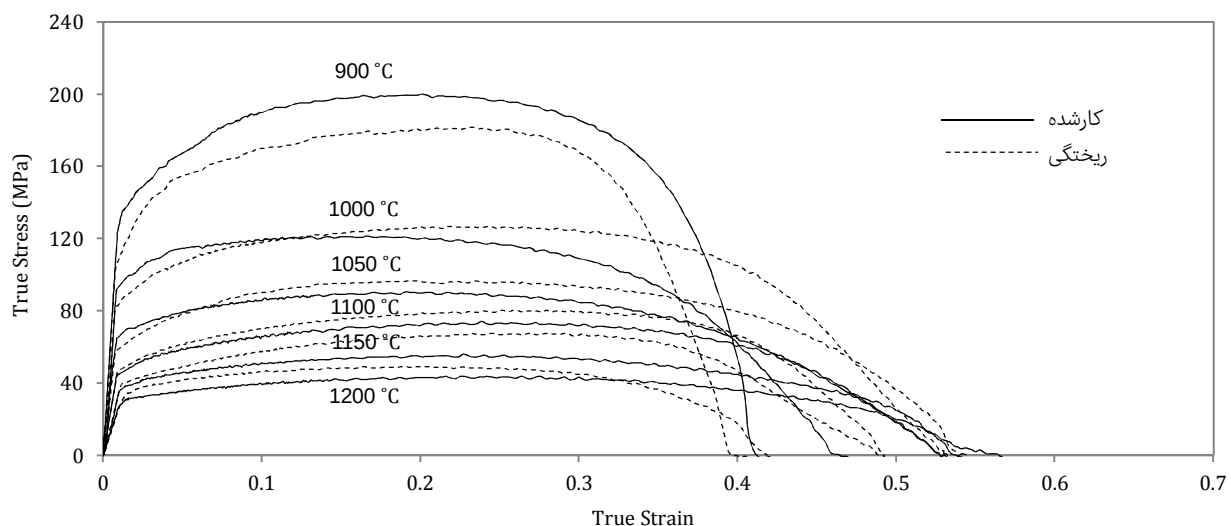


نمودار ۱) تغییرات متوسط اندازه دانه با دمای پیش گرم فولاد W360 قبل از انجام تغییر شکل گرم

پیش گرم، میانگین اندازه دانه افزایش یافته است. علت این موضوع، افزایش انرژی مرز دانه‌ها و تحرک آنها است. همچنین سرعت افزایش اندازه دانه با دمای پیش گرم در دماهای بالا بیشتر شده است. در پژوهش عزت‌پور و همکاران^[15]، که روی فولاد K310 با اندازه دانه اولیه ۱۴۰ میکرون انجام شد، نشان داد که با افزایش دمای پیش گرم از ۱۰۰۰ به ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد، اندازه دانه از ۲۵۰ به ۵۰۰ میکرون افزایش یافته است.

نتایج پژوهش کاظمی کوروش‌فر و همکاران^[16] نیز نشان داد، با افزایش دمای پیش گرم فولاد ابزار X210Cr12، از ۱۰۵۰ به ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد، رشد دانه رخ داده و بر میزان انحلال کاربیدها در ساختار افزوده شده است و این روند به دلیل بالا بودن نیروی محرکه در دمای ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد مشخص‌تر و واضح‌تر مشاهده شده است.

منحنی‌های تنش-کرنش حقیقی حاصل از آزمایش کشش گرم فولاد کارشده در مقایسه با فولاد ریختگی، در نرخ کرنش ثابت ۱/ بر ثانیه و دماهای مختلف، در نمودار ۲ ارایه شده است. همان طور که در این



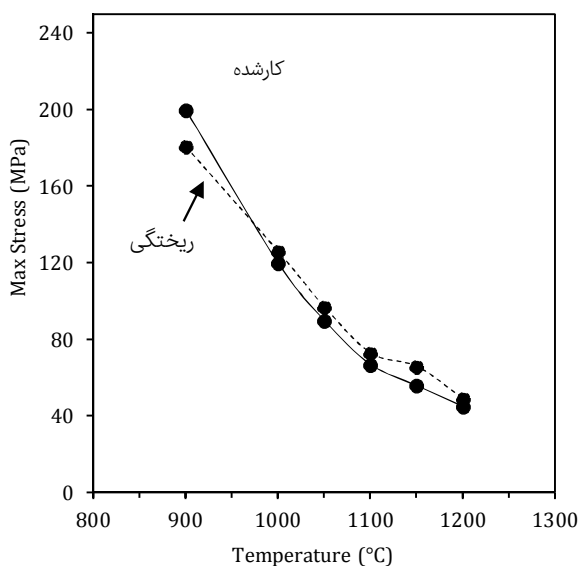
نمودار ۲) مقایسه نمودار تنش-کرنش حقیقی حاصل از کشش گرم فولاد W360 در شرایط ریختگی و کارشده با نرخ کرنش ۱/ بر ثانیه

می‌شوند^[18]. وقوع تبلور مجدد منجر می‌شود که با افزایش بیشتر کرنش، استحکام با سرعت کمتری افزایش یابد. اما کارسختی همچنان مکانیزم غالب خواهد بود.

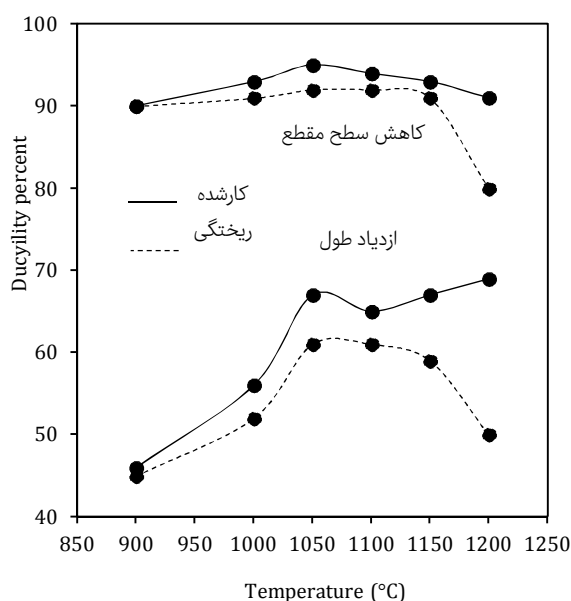
در ادامه به دلیل تشکیل حفرات یا جاهای خالی حین تغییر شکل کششی، گلوپی شدن رخ می‌دهد. در تحقیقی گزارش شده است که در فلزات، حفرات در مرز بین ناخالصی‌ها یا ذرات فاز ثانویه ایجاد شده و لذا منجر به گلوپی شدن قسمت سنجه نمونه می‌شود. با وقوع این پدیده منحنی‌های سیلان، اُفت کرده و در نهایت شکست رخ می‌دهد^[19]. قابل ذکر است که استفاده از روابط بین تنش و کرنش حقیقی و مهندسی جهت رسم منحنی‌های تنش-کرنش حقیقی تا نقطه حداکثر منحنی تنش-کرنش مهندسی (لحظه شروع گلوپی شدن) که معادل با بیشینه نیروی اعمالی است، معتبر است.

پس از آن، با افزایش کرنش و ورود به منطقه پلاستیک، چگالی نابه‌جایی‌ها افزایش یافته و کارسختی رخ می‌دهد. مطالعه‌ای^[17] نشان داده است، در مواد با انرژی نقص در چیدن (Stacking Fault Energy) کم، مثل فولادهای آستنیتی و فولادهای ابزار، بازیابی به آسانی صورت نگرفته و لذا تجمع نابه‌جایی‌ها سبب وقوع تبلور مجدد می‌شود. بنابراین با ادامه تغییر شکل، صعود و لغزش متقاطع نابه‌جایی‌ها محدود شده و زیرساختار آنها فشرده می‌شود. با افزایش انرژی داخلی در یک کرنش بحرانی در حین تغییر شکل (ε_c)، نیروی محرکه لازم برای انجام تبلور مجدد و تشکیل دانه‌های جدید فراهم می‌شود. تبلور مجدد در مرز دانه‌های موجود، باندهای تغییر شکل، ناخالصی‌ها و ذرات فاز ثانویه ایجاد می‌شود. با حرکت مرزهای بزرگ‌زاویه حین تبلور مجدد دینامیکی، نابه‌جایی‌ها حذف

سانتی گراد به دلیل پایین بودن دما و همچنین حضور کاربردهای آلیاژی در مرزخانه‌ها و داخل دانه‌ها، تبلور مجدد رخ نداده و دانه‌های فولاد درشت است. مطابق شکل ۶- ب با افزایش دما از ۹۰۰ به ۱۰۵۰ درجه سانتی گراد، به واسطه حاکم شدن پدیده‌های فعال‌شونده با دما و حل شدن کاربردها، مهاجرت مرزخانه‌ها تسهیل شده، تبلور مجدد رخ داده و ریزساختار ریزدانه شده است. با افزایش دما از ۹۰۰ به ۱۰۵۰ درجه سانتی گراد، اندازه دانه فولاد ریختگی از ۲۵۰ به ۲۵ میکرون و اندازه دانه فولاد کار شده از ۶۹ به ۱۵ میکرون کاهش یافته است. این موضوع تاییدکننده افزایش شکل‌پذیری فولاد با افزایش دما از ۹۰۰ به ۱۰۵۰ درجه سانتی گراد است.



نمودار ۳) مقایسه تنش حداکثر حاصل از آزمایش کشش گرم فولاد W360 در شرایط ریختگی و کار شده در دماهای مختلف



نمودار ۴) مقایسه شکل‌پذیری گرم فولاد W360 در دو حالت ریختگی و کار شده

لذا پس از نقطه حداکثر باید برای تعیین تنش و کرنش حقیقی، از سطح مقطع لحظه‌ای نمونه در ناحیه گلوپی استفاده کرد [8]. اما با توجه به اینکه امکان تعیین لحظه‌ای سطح مقطع حین آزمایش وجود نداشته و اعتبار منحنی‌های تنش-کرنش حقیقی به خصوص در تغییر شکل گرم، بیشتر از مهندسی است، منحنی‌های تنش-کرنش حقیقی مورد بررسی قرار گرفته است.

از سوی دیگر در فرآیندهای تغییر شکل گرم در صنعت، هیچ گاه نمونه تحت تنش‌هایی که منجر به غیریکنواختی تغییر شکل و یا شکست شود، قرار نمی‌گیرد. پس استفاده از منحنی‌های تنش-کرنش حقیقی در پژوهش حاضر، خللی در تفهیم تغییر شکل گرم فولاد در ذهن مخاطب ایجاد نخواهد کرد. همچنین در پژوهش‌هایی که در زمینه تغییر شکل گرم صورت گرفته نیز از منحنی‌های سیلان (حقیقی) استفاده شده است [16, 20]. منحنی‌های تنش-کرنش در دمای ۹۰۰ درجه سانتی گراد کار سختی بیشتری نشان داده که علت این مساله دمای پایین و عدم فعال شدن پدیده‌های ترمیم دینامیکی است.

حضور عناصر آلیاژی به صورت کاربید، استحکام را بیشتر از حالت محلول در آستنیت افزایش می‌دهد. کاربیدها سبب قفل کردن مرزخانه‌ها شده و مانع مهاجرت آنها می‌شوند. این امر موجب کند شدن نرم‌شوندگی حاصل از تبلور مجدد و لذا افزایش استحکام می‌شود. تغییرات استحکام حداکثر با دما در فولادهای کار شده و ریختگی در نمودار ۳ نشان داده شده است. همان طور که مشاهده می‌شود استحکام فولاد در حالت ریختگی، در تمامی دماها به جز دمای ۹۰۰ درجه سانتی گراد، بیشتر از فولاد کار شده است. چون فولاد کار شده ریزدانه‌تر است، در دمای ۹۰۰ درجه سانتی گراد که هنوز شرایط نفوذ به صورت کامل فراهم نشده است، قطعاً استحکام نمونه کار شده بیشتر از نمونه ریختگی خواهد بود. اما با افزایش دما و نزدیک شدن به شرایط تغییر شکل در دمای بالا و فعال شدن فرآیندهای فعال‌شونده با دما و نفوذ، شرایط خزش فراهم شده است. لذا مطابق نمودار ۳، در دماهای بالاتر از ۹۰۰ درجه سانتی گراد، استحکام نمونه‌ای که درشت دانه‌تر باشد یا به عبارت دیگر نمونه ریختگی، نسبت به نمونه کار شده بیشتر است.

با افزایش دمای تغییر شکل، سرعت نفوذ، میزان انحلال کاربیدها، تحرک مرزخانه‌ها و نرخ تبلور مجدد دینامیکی افزایش می‌یابد [17]. بنابراین با افزایش دما استحکام آلیاژ در هر دو حالت ریختگی و کار شده کاهش یافته است.

تغییرات شکل‌پذیری گرم فولاد کار شده با دما در مقایسه با فولاد ریختگی در نمودار ۴ نشان داده شده است. همان طور که در این نمودار مشاهده می‌شود، میزان کاهش سطح مقطع فولاد در هر دو حالت ریختگی و کار شده، در تمام محدوده‌های دمایی بالای ۸۰۰ به دست آمده است که نشان‌دهنده کارپذیری گرم بالای فولاد است. ریزساختار نمونه‌های فولاد ریختگی و کار شده، پس از انجام آزمایش کشش گرم در دماهای مختلف در شکل ۶ نشان داده شده است. همان طور که در این شکل مشاهده می‌شود، در دمای ۹۰۰ درجه

از سوی دیگر در دماهای بالا، استحکام مرز دانه کمتر از خود دانه می‌شود و نفوذ در آنها با سهولت بیشتری انجام می‌شود. لذا با افزایش دما از ۹۰۰ تا ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد ازدیاد طول فولاد (نمودار ۴) افزایش یافته است. نتایج پژوهش /میرت و همکاران [20]، که در آن شکل‌پذیری گرم فولادهای ابزار M2، D2 و A2 بررسی شده نیز نشان داده است که با افزایش دما از ۹۰۰ به ۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد، ازدیاد طول افزایش یافته است. علت این موضوع، وقوع تبلور مجدد دینامیکی و حل شدن کاربیدها گزارش شده است.

اندازه دانه اولیه نیز بر سینتیک تبلور مجدد موثر است. با توجه به اندازه دانه اولیه کوچکتر فولاد کار شده (شکل ۴)، ریزساختار آن در تمام دماها ریزدانه‌تر از فولاد ریختگی است. مطابق شکل ۶ اختلاف اندازه دانه فولاد ریختگی و کار شده در دمای ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد کمتر شده است. در دماهای بالا، به دلیل افزایش سرعت نفوذ، مکانیزم رشد دانه حاکم شده و سبب نزدیکی اندازه دانه فولاد کار شده و ریختگی شده است.

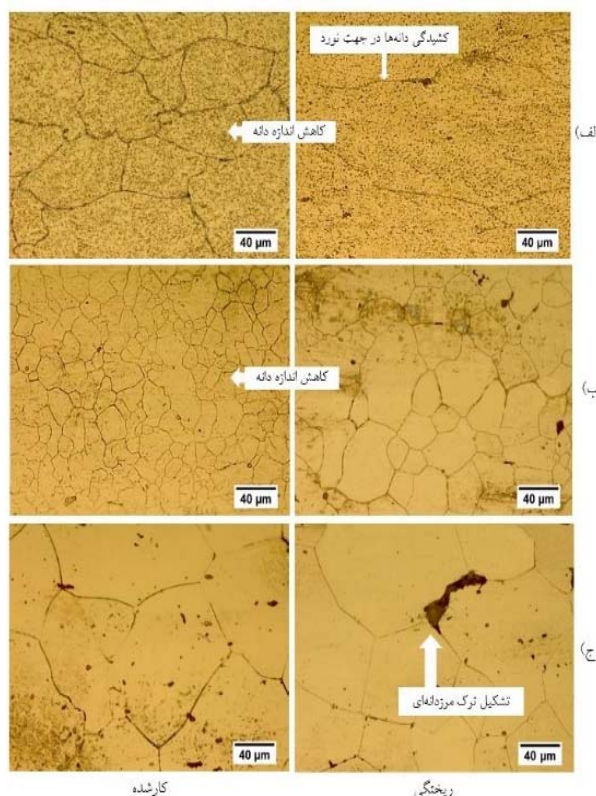
مطابق نمودار ۴ میزان کاهش سطح مقطع و ازدیاد طول فولاد کار شده، در تمامی دماها، بیشتر از فولاد ریختگی است. به طور کلی براساس پژوهش‌های انجام شده، علت شکل‌پذیری بیشتر فولاد کار شده نسبت به فولاد ریختگی را می‌توان به صورت زیر دسته‌بندی کرد:

۱- هر چه اندازه دانه کوچکتر باشد، انرژی ذخیره شده فلز به‌ازای کرنش‌های یکسان، بیشتر می‌شود. با توجه به اینکه مرز دانه‌ها مکان‌های مساعدی برای جوانه‌زنی دانه‌های تبلور مجدد هستند و فولاد کار شده ریزدانه‌تر از فولاد ریختگی است، لذا امکان وقوع تبلور مجدد در آن بیشتر است [21]. با وقوع تبلور مجدد، ترک‌ها و حفرات از مرز فاصله گرفته و ایزوله می‌شوند و فرصت کافی برای رشد نخواهند داشت. بنابراین شکل‌پذیری افزایش می‌یابد [21].

۲- مکانیزم غالب شکست در فولادهای ابزار حین تغییر شکل گرم، ایجاد حفرات در کنار ذرات سخت و کاربیدهای موجود در نقاط سه‌گانه است. با کاهش اندازه دانه آستنیت، سطوح مرز دانه‌ای در مقایسه با کسر حجمی رسوبات افزایش یافته و لذا از چگالی رسوبات روی مرزها کاسته می‌شود. بنابراین کاهش اندازه دانه آستنیت موجب می‌شود ابعاد ترک‌های تولیدی در نقاط سه‌گانه کاهش یابد و بنابراین تمرکز تنش کمتر شود و در نتیجه ترک تمایل کمتری به اشاعه داشته باشد [16].

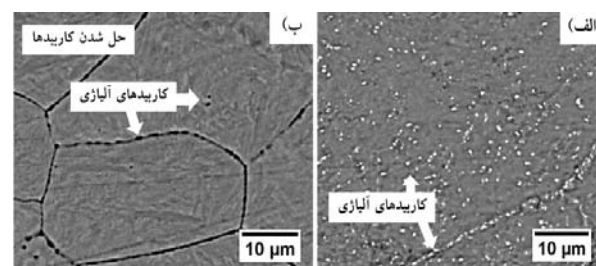
۳- شکسته شدن شبکه پیوسته کاربیدی در فولاد کار شده، منجر به کاهش تمرکز تنش اطراف کاربیدها می‌شود. بنابراین امکان تشکیل ترک و اشاعه آن کمتر شده و لذا شکل‌پذیری فولاد افزایش می‌یابد [10].

تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی فولاد W360 پس از انجام آزمایش کشش گرم در دمای ۹۰۰ درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش ۰/۱ بر ثانیه، در شرایط ریختگی و کار شده در شکل ۸، به همراه آنالیز خطی از رسوبات موجود در آن، در نمودار ۵ نشان داده شده است.

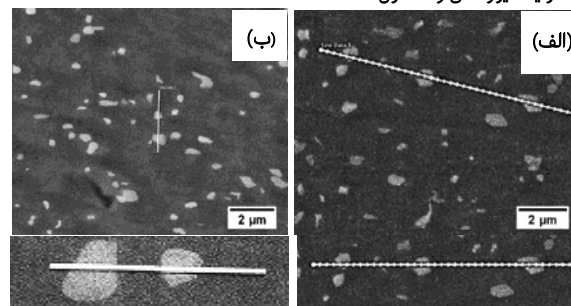


شکل ۶ ریزساختار نمونه‌های کشش گرم در ناحیه‌ای با میزان ۸۰٪ کاهش سطح مقطع در شرایط ریختگی (سمت راست) و کار شده (سمت چپ)، در دماهای: (الف) ۹۰۰، (ب) ۱۰۵۰، (ج) ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد

جهت بررسی بهتر تغییرات کسر حجمی کاربیدها، مطابق شکل ۷، تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی فولاد ریختگی پس از انجام آزمایش کشش گرم در دماهای ۹۰۰ و ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد تهیه شده است. همان طور که در این شکل مشاهده می‌شود، در دمای ۹۰۰ درجه سانتی‌گراد کاربیدهای بسیاری در مرز دانه‌ها و داخل دانه‌ها دیده می‌شود. کسر حجمی این کاربیدها حدود ۲/۱٪ و میانگین اندازه آنها حدود ۱۱/۰ میکرون است. در حالی که در دمای ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد، بیشتر کاربیدها حل شده‌اند و کسر حجمی آنها به ۱٪ کاهش یافته است. افزایش دما همچنین سبب افزایش میانگین اندازه کاربیدها به حدود ۶۵/۰ میکرون در دمای ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد شد.



شکل ۷ تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی فولاد W360 ریختگی پس از آزمایش کشش گرم در نرخ کرنش ۰/۱ بر ثانیه و دماهای: (الف) ۹۰۰، (ب) ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد

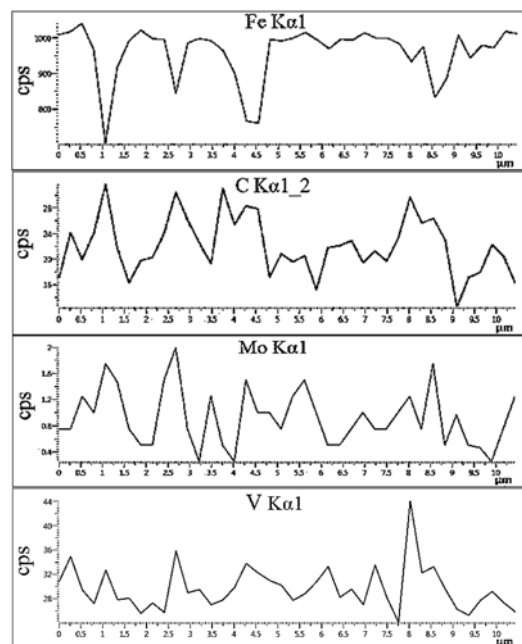


شکل ۸) تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی فولاد W360 پس از آزمایش کشش گرم در دمای ۹۰۰ درجه سانتی‌گراد؛ الف) ریختگی، ب) کار شده

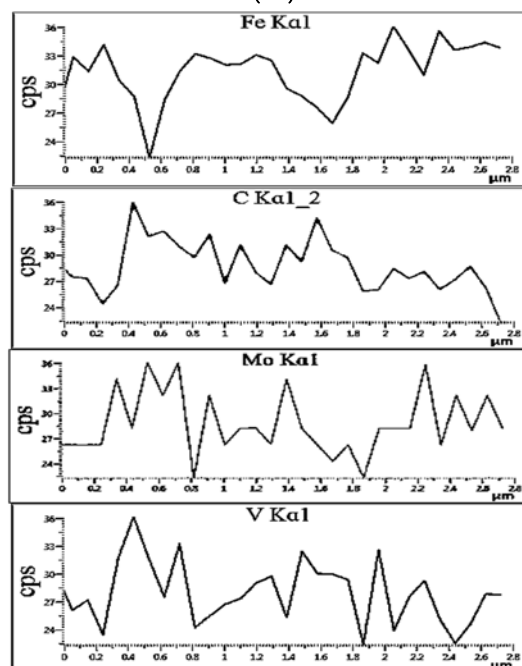
همان طور که در شکل ۸ مشاهده می‌شود، فولاد ریختگی دارای کاربیدهای آلیاژی بزرگ‌تری است که این کاربیدها مطابق شکل ۷، به‌طور عمده در مرزدهانه‌ها حضور دارند. حضور این کاربیدها در مرزدهانه‌های فولاد ریختگی، سبب تشکیل شبکه پیوسته کاربیدی شده و منجر به تمرکز تنش در اطراف آنها می‌شود. لذا ترک در صورت تشکیل، می‌تواند از این مسیر توسعه یافته و سبب شکست و کاهش شکل‌پذیری (نمودار ۴) شود. مطالعات انجام‌شده نشان داده است، در فولادهای ابزار کاربیده‌های بزرگ‌تر از ۵/۵ میکرون نیز یافت می‌شود [17]. در پژوهش حاضر نیز کاربیدهایی با اندازه ۵/۵ میکرون مطابق شکل ۸ مشاهده شده است. آنالیز خطی به‌دست‌آمده از رسوبات موجود در نمودار ۵، نشان می‌دهد که این رسوبات، کاربیدهای غنی از مولیبدن و وانادیوم بوده است.

مطابق نمودار ۴، فولاد ریختگی در دمای ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد، اُفت شکل‌پذیری نشان داده است که می‌تواند ناشی از تشکیل ترک در اطراف رسوبات مرزدهانه‌ای باشد. مطابق شکل ۶، ریزساختار فولاد ریختگی در دمای ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد، حاوی ترک‌های مرزدهانه‌ای است. شکل ۹ تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی فولاد W360 ریختگی پس از آزمایش کشش گرم در نرخ کرنش ۱/۰ بر ثانیه و دمای ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد در ناحیه‌ای با میزان ۸۰٪ کاهش سطح مقطع را نشان می‌دهد. در محل تشکیل ترک در مرزدهانه، رسوباتی مشاهده شده است که غنی از مولیبدن است. رسوبات و فازهای حل‌نشده در طی حرارت‌دادن، روی رفتار تغییر شکل کششی تاثیر دارند. در مطالعه زرو و هو/نگ [23] گزارش شده است، نقطه ذوب یک آلیاژ در شرایط ریختگی نسبت به کار شده، به‌دلیل غیریکنواختی ترکیب شیمیایی و وجود ترکیباتی با نقطه ذوب پایین که در مرزدهانه‌ها ایجاد می‌شوند، به‌طور موضعی پایین‌تر است. تغییر شکل در دماهای خیلی نزدیک به نقطه ذوب این ترکیبات باعث می‌شود هنگامی که حرارت ایجادشده هنگام تغییر شکل پلاستیک، دمای قطعه را افزایش می‌دهد، خواص به‌طور موضعی اُفت کرده و منجر به تشکیل و رشد سریع ترک‌های مرزدهانه‌ای شود. به همین علت شکل‌پذیری فولاد ریختگی در این دما اُفت کرده است (نمودار ۴).

حفرات موجود در فولادهای ریختگی و کار شده پس از انجام آزمایش کشش گرم در نرخ کرنش ۱/۰ بر ثانیه و دمای ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد در شکل ۱۰ نشان داده شده است. همان طور که در این شکل مشاهده می‌شود، حفرات موجود در فولاد کار شده ریزتر و پراکنده‌تر است. کسر حجمی حفرات در نمونه ریختگی حدود ۸/۴٪ بوده که این میزان در نمونه کار شده به حدود ۲/۲٪ کاهش یافته است. این موضوع می‌تواند ناشی از کوچک‌تر و پراکنده‌تر بودن کاربیدها در نمونه کار شده باشد. مطالعه محمدی‌شر و همکاران [24] نشان داده است، به‌دلیل حضور رسوبات بزرگ‌تر در نمونه‌های ریختگی تجمع نابه‌جایی‌ها یا جاهای خالی در نزدیکی رسوبات بیشتر بوده و می‌تواند موجب افزایش جوانه‌زنی حفرات شود. همچنین وجود رسوبات بزرگ در نمونه‌های ریختگی سبب کرنش عدم انطباق بالا بین ذره و زمینه شده و پیوستگی ذره با زمینه را کاهش می‌دهد و



الف)



ب)

نمودار ۵) نتایج آنالیز خطی از رسوبات موجود در تصاویر شکل ۸: الف) ریختگی، ب) کار شده

هستند، رخ دهد. اما گام بعدی مطابق بودن محدوده بهینه تغییر شکل گرم با خواص مورد نیاز قطعه از جمله میزان استحکام و شکل پذیری، انرژی مصرف شده و تجهیزات مورد نیاز برای انجام کار گرم است. اگر چه شکل پذیری فولاد کار شده، در دماهای بالا (۲۰۰ درجه سانتی گراد) اُفت نکرده است، اما باید توجه داشت که به علت مشکلات رشد دانه ها و اُفت استحکام، بالارفتن هزینه ها و آسیب رسیدن به تجهیزات ناشی از دمای بالا، محدوده بهینه تغییر شکل گرم باید با احتیاط بیشتری تعیین شود. پس با توجه به نکات بیان شده بهترین محدوده تغییر شکل گرم فولاد W360، محدوده دمایی ۱۰۵۰ تا ۱۱۵۰ درجه سانتی گراد است.

نتیجه گیری

۱- مطابق نتایج آزمایش کشش گرم فولاد W360 در دمای ۹۰۰ درجه سانتی گراد، به دلیل فعال نشدن پدیده های ترمیم دینامیکی و همچنین حضور کاربیده های آلیاژی بسیار در مرز دانه ها و داخل دانه ها، در هر دو فولاد ریختگی و کار شده، ازدیاد طول کمی به دست آمد.

۲- با افزایش دمای تغییر شکل از ۹۰۰ تا ۱۰۵۰ درجه سانتی گراد، به دلیل وقوع تبلور مجدد دینامیکی ازدیاد طول افزایش و اندازه دانه ها کاهش یافته است و سپس در اثر حل شدن کاربیده های آلیاژی و رشد دانه ها، اندازه دانه افزایش یافته است.

۳- به دلیل شکسته شدن شبکه پیوسته کاربیدی و پراکنده شدن آنها در فولاد کار شده، شکل پذیری فولاد کار شده بیشتر از فولاد ریختگی است.

۴- فولاد ریختگی در دمای ۲۰۰ درجه سانتی گراد اُفت شکل پذیری نشان داد که ناشی از حضور رسوبات درشت حل نشده غنی از مولیبدن باقی مانده در مرز دانه ها بوده که سبب تمرکز تنش شده است. به دلیل نزدیکی دمای تغییر شکل به نقطه ذوب این ترکیبات، خواص به طور موضعی اُفت کرده و منجر به تشکیل و رشد سریع ترک های مرز دانه ای شد.

۵- به طور کلی بهترین محدوده تغییر شکل گرم فولاد W360 در هر دو حالت ریختگی و کار شده، محدوده دمایی ۱۰۵۰ تا ۱۱۵۰ درجه سانتی گراد به دست آمد.

تشکر و قدردانی: از همکاری پژوهشگاه مواد فلزی، در تامین مواد اولیه و انجام آزمایش های مکانیکی قدردانی می شود.

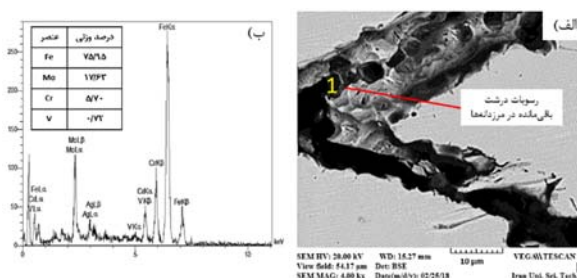
تأییدیه اخلاقی: این مقاله تحت حمایت مالی دانشگاه صنعتی مالک اشتر انجام شده است و همچنین در هیچ مجله دیگری چاپ نشده است.

تعارض منافع: کلیه حقوق مادی و معنوی، به دانشگاه صنعتی مالک اشتر تعلق دارد و اقتباس مطالب از آن، باید با ذکر مرجع باشد.

سهم نویسندگان: رقیه امیر ارسلانی (نویسنده اول)، نگارنده مقدمه/پژوهشگر اصلی/نگارنده بحث (۴۰٪)؛ مریم مرکباتی (نویسنده دوم)، پژوهشگر اصلی نگارنده بحث (۴۰٪)؛ رشید مهدوی (نویسنده سوم)، روش شناس (۲۰٪).

منابع مالی: هزینه ها توسط دانشگاه صنعتی مالک اشتر تامین شده است.

در نتیجه سبب ایجاد حفره می شود. بنابراین امکان تشکیل حفرات در کنار رسوبات در نمونه های ریختگی بیشتر بوده و کسر حجمی حفرات در آنها بیشتر خواهد بود. با به هم پیوستن حفرات و افزایش تمرکز تنش، ترک در امتداد مرز دانه ها شکل گرفته است. اما در فولاد کار شده به دلیل کمتر بودن کسر حجمی و اندازه کاربیده ها، امکان وقوع این پدیده کمتر است. به همین دلیل است که شکل پذیری فولاد ریختگی در دمای ۲۰۰ درجه سانتی گراد اُفت کرده است، در حالی که شکل پذیری فولاد کار شده ثابت مانده است (نمودار ۴).



شکل ۹ (الف) تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی فولاد W360 ریختگی پس از آزمایش کشش گرم در دمای ۲۰۰ درجه سانتی گراد و نرخ کرنش ۰/۱ بر ثانیه در ناحیه ای با میزان ۸۰٪ کاهش سطح مقطع، (ب) آنالیز EDS از رسوبات موجود در محل تشکیل ترک در مرز دانه ها



شکل ۱۰ (الف) مقایسه توزیع حفرات نمونه های فولاد W360 پس از آزمایش کشش گرم در نرخ کرنش ۰/۱ بر ثانیه و دمای ۲۰۰ درجه سانتی گراد در شرایط (الف) ریختگی، (ب) کار شده

در پژوهشی [15] که روی فولاد K310 انجام شد، نشان داده شده است که بهترین محدوده تغییر شکل گرم این فولاد، محدوده دمایی ۱۰۰۰ تا ۱۱۰۰ درجه سانتی گراد است. به طور کلی بهترین محدوده دمایی تغییر شکل گرم گزارش شده برای فولادهای ابزار گرم کار مابین ۱۰۶۵ تا ۱۱۵۰ درجه سانتی گراد است [25]. با توجه به بررسی های صورت گرفته، حضور کاربیده ها و عدم فعال شدن پدیده های ترمیم دینامیکی در هر دو حالت ریختگی و کار شده در دماهای پایین (کمتر از ۱۰۰۰ درجه سانتی گراد) و تشکیل ترک مرز دانه ای در مجاورت رسوبات بزرگ حل نشده و باقی مانده در مرز دانه های فولاد ریختگی در دمای ۲۰۰ درجه سانتی گراد، منجر به اُفت شکل پذیری شد. لذا بهترین محدوده تغییر شکل گرم فولاد ریختگی، محدوده دمایی ۱۰۵۰ تا ۱۱۵۰ درجه سانتی گراد به دست آمد. ذکر این نکته حایز اهمیت است که در نگاه اول هدف از انجام آزمایش های کارپذیری گرم، این است که بررسی شود تا چه میزان می توان به نمونه تغییر شکل (کرنش) اعمال کرد بدون اینکه موضعی شدن سیلان، اُفت شکل پذیری و وقوع شکست که از آثار غیریکنواختی تغییر شکل

Geauga: American Society for Metals; 1978.

14- ASTM E112. Standard test methods for determining average grain size [Internet]. West Conshohocken: ASTM International; 2013. [Unknown Cited]. Available from: <http://www.astm.org/cgi-bin/resolver.cgi?E112>

15- Ezatpour HR, Sajjadi SA, Haddad-Sabzevar M, Ebrahimi GR. Hot deformation and processing maps of K310 cold work tool steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2012;550:152-159.

16- Kazemi Kouroshfar M, Zarei Hanzki A, Shah Hoseini MH, Araee AR, Dehghan Manshadi A. Influence of hot working parameters on hot ductility of X210Cr12 steel. *Symposium Steel 2002*, Unknown Date of Conference, Isfahan, Isfahan. Unknown Publisher City: Unknown Publisher; 2002.

17- Imbert CAC, Mcqueen HJ. Peak strength, strain hardening and dynamic restoration of A2 and M2 tool steels in hot deformation. *Materials Science and Engineering: A*. 2001;313(1-2):88-103.

18- Imbert CAC, Mcqueen HJ. Dynamic recrystallization of A2 and M2 tool steels. *Materials Science and Engineering: A*. 2001;313(1-2):104-116.

19- Mebarki N, Lamesle P, Delagnes D, Levaillant C, Delmas F. Relationship between microstructure and mechanical properties of a 5% Cr hot work tool steel. *Proceedings of the 6th International Tooling Conference*. Unknown Date & Location of Conference. Sweden: Karlstad University; 2002.

20- Imbert CAC, Mcqueen HJ. Hot ductility of tool steels. *Canadian Metallurgical Quarterly*. 2013;40(2):235-244.

21- Homsher CN. Determination of the non-recrystallization temperature (TNR) in multiple microalloyed steels [dissertation]. Golden: Colorado School of Mines; 2007.

22- Perrot-Simonetta MT, Kobylanski A. Influence of trace elements on hot ductility of an ultra high purity invar alloy. *Journal de Physique Archives*. 1995;5:323-334.

23- Xu Z, Huang J. Martensitic transformation behavior of hot-deformed Fe-32% Ni alloy. *Materials Science and Engineering: A*. 2006;438-440:258-261.

24- Mohammadi Shore F, Morakabati M, Mahdavi R. Hot ductility behavior of incoloy 901 superalloy in the cast and wrought conditions. *International Journal of Materials Research*. 2014;105(4):342-349.

25- Chandele H. Heat treater's guide: Practices and procedures for nonferrous alloys. Geauga: ASM International; 1996.

1- Fisher K, Schweiger H, Hasanberger J, Dremel H. New tool steel for warm and hot forging. *Proceedings of the 6th International Tooling Conference*, Unknown Date & Location of Conference. Sweden: Karlstad University; 2002.

2- Łukaszek-Sołek A, Krawczyk J, Sleboda T, Grelowski J. Optimization of the hot forging parameters for 4340 steel by processing maps. *Journal of Materials Research and Technology*. 2019;8(3):3281-3290.

3- Dao-Chun H, Wang L, Hai-Bo L. Research on high temperature deformation behavior of low carbon steel based on processing map. *Advances in Mechanical Engineering*. 2019;11(4):1-12.

4- Gwon H, Shin S, Jeon J, Song T, Kim S, De Cooman BC. Hot deformation behavior of V microalloyed TWIP steel during hot compression. *Metals and Materials International*. 2019;25:594-605.

5- Tehrani Ebrahimzadeh M. Assessment of the workability of AISI H13 steel in the temperature range of 750-1150°C [dissertation]. Tehran: Sharif University of Technology; 2002. [Persian]

6- Roberts GA, Kennedy R, Krauss G. Tool steels. 5th Edition. Geauga: ASM International. 1998.

7- Vecko Pirtovsek P, Kugler G, Godec M, Turk R, Tercelj M. Experimental study of hot deformation of 1.2690 tool steel-preliminary results. *Materials and Geoenvironment*. 2006;53(1):93-101.

8- Dieter GE, Kuhn HA, Semiatin, SL. Handbook of workability and process design. Geauga: ASM International; 2003.

9- Imbert CA, Ryan ND, Mcqueen HJ. Hot workability of three grades of tool steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 1984;15(10):1855-1864.

10- Akbarzadeh A, Naghdy S. Hot workability of a high carbon high chromium tool steel. *Materials & Design*. 2013;46:654-659.

11- Davis JR. ASM specialty handbook: Tool materials. Geauga: ASM international; 1995.

12- ASTM E8/E8M-16ae1, standard test methods for tension testing of metallic materials [Internet]. West Conshohocken: ASTM International; 2010 [Unknown cited]. Available from:

<https://www.astm.org/Standards/E8>

13- Petzow G. Metallographic etching: Metallographic and ceramographic methods for revealing microstructure.