

تولید چدن‌های نشکن پراستحکام با حداقل عناصر آلیاژی جزئی و بدون استفاده از عملیات حرارتی هم دما

محمد صادقی^۱، حامد ثابت^۲ و مهرداد عباسی^۲

۱- کارشناس ارشد مهندسی مواد، شرکت مهندسی و ساخت بویلر مپنا، عضو باشگاه پژوهشگران جوان دانشگاه آزاد اسلامی واحد کرج

۲- عضو هیأت علمی گروه مهندسی مواد و متالورژی دانشگاه آزاد اسلامی واحد کرج

engsa2006@yahoo.com

چکیده

در این پژوهش امکان تولید چدن‌های نشکن پرلیتی پراستحکام با حداقل عناصر آلیاژی و بدون استفاده از عملیات حرارتی هم دما مورد بررسی قرار گرفته شده است. برای این منظور محاسبات برای ریخته‌گری همزمان ۲ عدد نمونه Y-بلوک یک اینچ به‌روش درون قالب و در ماسه تر انجام گردید. همچنین شبیه‌سازی انجماد مذاب تا دمای محیط با استفاده از بسته نرم‌افزار Sutcast انجام شد و با قرار دادن ترموکوپل نوع S از جنس Pt-Rh و اتصال به دستگاه ثبت‌کننده دما و نصب نرم‌افزار ADAM 4000 در رایانه قالب‌ها در دمای ۱۴۳۰ درجه سانتی‌گراد ریخته‌گری شدند. سپس در زمان‌های مختلف قطعات از درون قالب‌ها کاملاً تخلیه و در هوا تا دمای محیط خنک گردیدند و آزمون‌های لازم مطابق با استاندارد ASTM بر روی نمونه‌ها انجام شد. نتایج آزمون‌ها نشان دادند که با افزایش سرعت خروج قطعات از قالب‌ها میزان پرلیت زمینه افزایش، سختی و استحکام قطعه افزایش و درصد ازدیاد طول نسبی و مقاومت به‌ضربه کاهش می‌یابد.

واژه‌های کلیدی:

چدن نشکن پراستحکام، عناصر آلیاژی جزئی، تخلیه قالب، عنصر قلع.

۱- مقدمه

نحوه تولید گرافیت) در حین انجماد و قسمتی دیگر یعنی ساختار پیرامون گرافیت پس از انجماد در حین سرد شدن شکل می‌گیرد [۲]. بر همین اساس برای ایجاد ریزساختارهای مستحکم پیرامون گرافیت استفاده از عناصر آلیاژی و عملیات حرارتی و یا استفاده توأم توصیه می‌گردد [۳]. تاکنون تحقیقات زیادی در خصوص اثر عناصر آلیاژی مانند مس- منگنز- قلع که تمایل بالایی به تشکیل پرلیت دارند و یا عناصری مانند کروم- مولیبدن که تمایل به تشکیل کاربید دارند به‌منظور ایجاد ریزساختارهای

چدن‌های نشکن خانواده‌ای از چدن‌ها می‌باشند که شکل گرافیت در آنها به‌صورت کروی است، همین کروی بودن گرافیت‌ها باعث ایجاد خواص منحصر به‌فردی در این دسته از چدن‌ها گردیده است به‌نحوی که آنها را قابل رقابت با قطعات فولادی فورج شده و عملیات حرارتی شده گردانیده است [۱]. خواص مکانیکی چدن‌های نشکن در حالت سیاه - تاب تابع ریزساختار می‌باشد، قسمتی از این ریزساختار (شکل، اندازه و

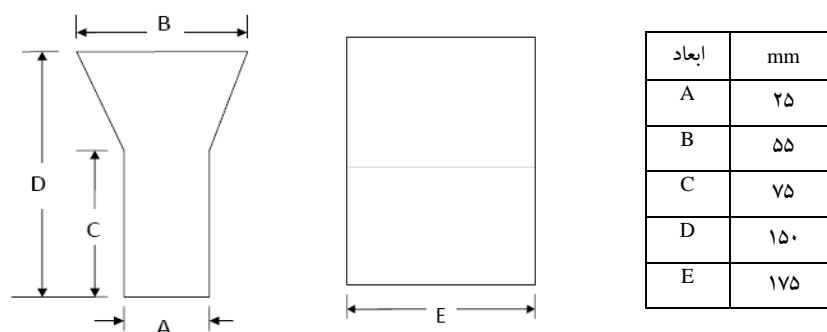
محسوب می‌شود به نحوی که قدرت پرلیت‌زایی آن ۹ تا ۱۰ برابر مس می‌باشد. در چدن‌های نشکن فریتی میزان قلع نباید از ۰/۰۳٪ تجاوز نماید و در چدن‌های نشکن پرلیتی بسته به ضخامت قطعه ریختگی می‌تواند در محدوده ۰/۰۵ تا ۰/۱۵٪ در نظر گرفته شود. قلع تا ۰/۱۵٪ باعث افزایش پرلیت زمینه شده و در نتیجه افزایش استحکام کششی و سختی و کاهش درصد ازدیاد طول نسبی و انرژی ضربه را در پی خواهد داشت، در مقادیر بیشتر از ۰/۱۵٪، قلع با تأثیرگذاری بر مورفولوژی گرافیت‌ها، منجر به تشکیل گرافیت‌های بین سلولی که حالت شبه لایه‌ای دارند، می‌گردد و بدین ترتیب باعث افت خواص مکانیکی (استحکام کششی و سختی) می‌گردد، از طرفی قلع تا ۰/۱۵٪ باعث افزایش جزئی سختی‌پذیری چدن‌های نشکن می‌گردد [۱، ۱۳ و ۱۴]. با توجه به این موضوع در تحقیق حاضر اثر مقادیر جزئی عنصر قلع در کنار سرد کردن پیوسته جهت ایجاد چدن‌های نشکن پراستحکام مورد بررسی قرار گرفته شده است.

۲- مواد و روش تحقیق

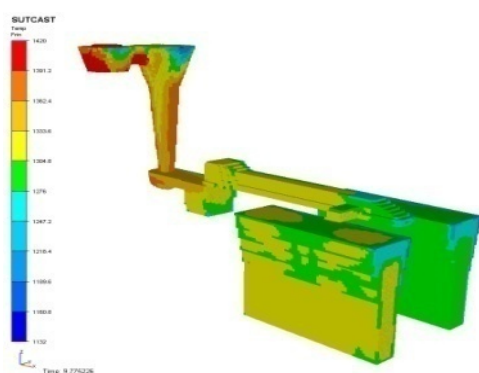
جهت انجام آزمون‌ها Y-بلوک به ضخامت پای یک اینچ مطابق با استاندارد ASTM A۵۳۶-۸۹ استفاده گردید (شکل ۱)، سیستم راهگاهی بر اساس روش افزودن منیزیم در راهگاه (درون قالب) برای ریخته‌گری همزمان ۲ عدد Y-بلوک طراحی و ساخته شد، عملیات قالب‌گیری به روش دستی و ماسه تر انجام گردید.

جهت کروی کردن گرافیت‌ها از فروسیلیسیم منیزیم ۵٪ با دانه‌بندی ۱ تا ۴ میلی‌متر داخل محفظه فعل و انفعال استفاده گردید. همچنین قبل از تهیه مذاب و ریخته‌گری، شبیه‌سازی انجماد مذاب و سرد شدن تا دمای محیط با استفاده از بسته نرم‌افزار Sutcast انجام و منحنی‌های و اطلاعات مورد نیاز استخراج شد. برای این منظور با توجه به ترکیب شیمیایی مورد نظر عمل شبیه‌سازی با کمک نرم‌افزار Sutcast انجام شد تا ضمن بررسی عملکرد صحیح سیستم راهگاهی زمان انجماد

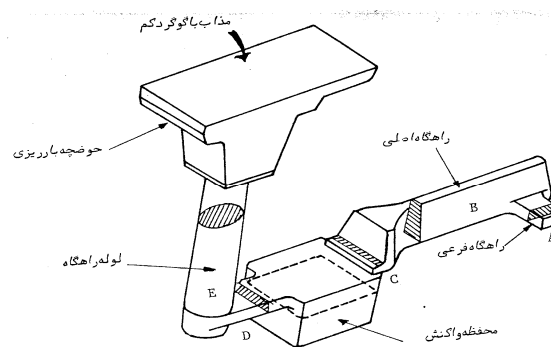
مستحکم در حالت سیاه - تاب و یا از طریق عملیات حرارتی (مانند آستمپرینگ) انجام شده است [۴]. در تمام گزارشهای ارائه شده، انجام عملیات حرارتی بعد از ریخته‌گری و بر اساس نمودارهای دگرگونی- زمان- دما^۱ (TTT) از نوع هم دما^۲ (IT) بوده است [۵]. به عبارت دیگر قطعات ریختگی بعد از نگهداری در دمای آستنیت با سرعت مناسبی سرد شده تا ساختار مارتنزیت حاصل گردد و یا در یک دمای مشخص و ثابت (بر حسب نوع عملیات حرارتی آستمپرینگ) به مدت زمانی دلخواه نگاه داشته می‌شود تا ساختار (مناسب) بینایت حاصل گردد [۶]. این نوع عملیات‌های حرارتی نیازمند کوره‌ها و تجهیزات خاص و بعضاً گران قیمت هستند [۷]. از طرفی اکثر تولیدکنندگان در استفاده از عناصر آلیاژی محدودیت داشته و با دقت خاصی از این عناصر استفاده می‌نمایند [۸]. عناصر آلیاژی مس تا ۱/۵٪، قلع تا ۰/۲٪ و نیکل تا ۲٪ جهت افزایش استحکام کششی از طریق تغییر در ساختار میکروسکوپی تاکنون مورد استفاده قرار گرفته شده‌اند [۱، ۶ و ۸]. لذا ایده کاهش مصرف عناصر آلیاژی و همچنین عدم استفاده از عملیات حرارتی برای ایجاد ساختارهایی با استحکام بالا مورد توجه محققین و تولیدکنندگان بوده است، برای این منظور می‌توان قطعات را بعد از ریخته‌گری و انجماد از قالب خارج و در محیطی که سرعت سرد شدن بالاتری از قالب دارد خنک نمود، از طرفی موقعیت فازها در نمودارهای دگرگونی در اثر سرد شدن پیوسته^۳ (CCT) تابعی از عناصر آلیاژی می‌باشد [۹]. با خروج قطعات از قالب قبل از رسیدن به دمای یوتکتوئید می‌توان شرایطی ایجاد نمود تا از عناصر آلیاژی کمتری در قطعه استفاده گردد زیرا شیب سرد شدن قطعه بیشتر شده و نیازی به جابجایی نمودار با عناصر آلیاژی بالا نمی‌باشد و می‌توان با حداقل عناصر آلیاژی به ساختاری با استحکام بالا (مانند پرلیت) دست یافت [۱۰ و ۱۱]. در این خصوص تاکنون اثر عنصر مولیبدن (تا ۰/۵۵٪) و مس (تا ۰/۳٪) بر تشکیل ساختار بینیت به وسیله سرد کردن پیوسته و همچنین هم‌دما (ایزوترم) مورد بررسی قرار گرفته شده است [۱۲]. از طرفی عنصر قلع یک عنصر پرلیت‌زای قوی در چدن‌های نشکن



شکل (۱): ابعاد Y- بلوک مطابق با استاندارد ASTM A۵۳۶-۸۹.

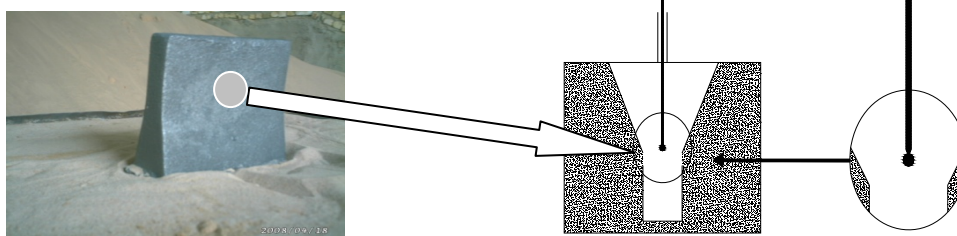


(ب)



(الف)

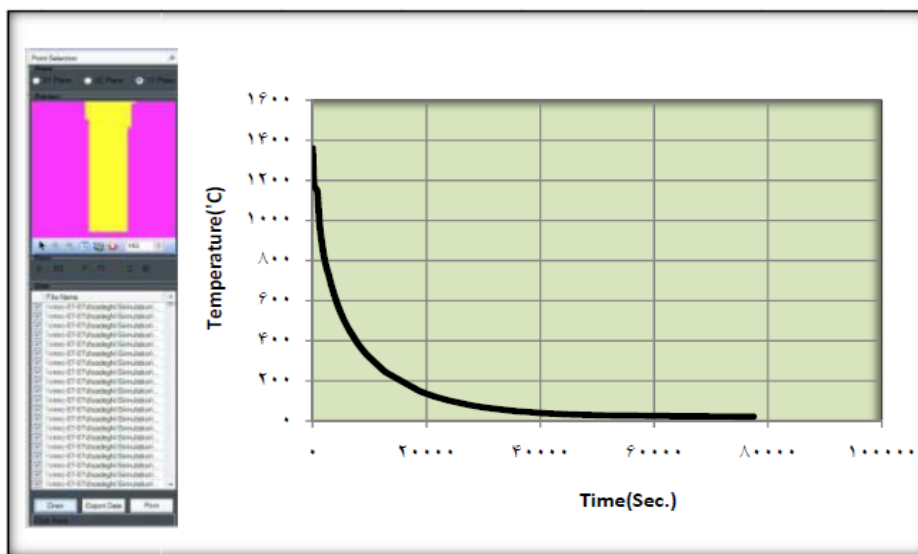
شکل (۲): (الف) اجزاء سیستم راهگاهی و (ب) شبیه‌سازی انجماد مذاب.



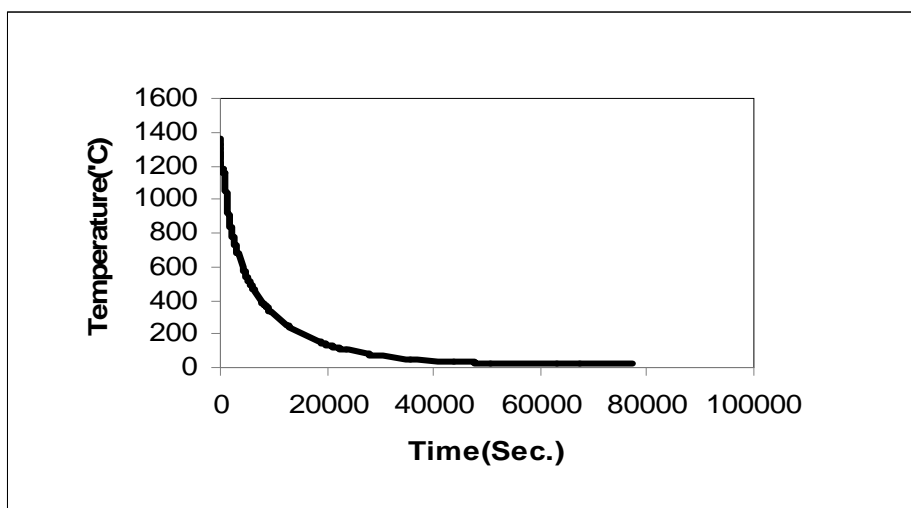
شکل (۳): محل قرارگیری ترموکوپل در قالب.

ثبت تغییرات دمای قطعات در قالب‌ها از ترموکوپل نوع S از جنس Pt-Rh و اتصال آن به دستگاه آنالیز و ثبت‌کننده دما مدل PCSDATA-810 و نصب نرم‌افزار ADAM 4000 و Datalogger with Labview در رایانه استفاده شد و قالب‌ها برای ریخته‌گری آماده شدند. همچنین موقعیت قرارگیری ترموکوپل در قالب در شکل (۳) نشان داده شده است. از آنجایی

Y- بلوک‌ها تعیین گردند و بدین ترتیب زمان تخلیه قطعات از قالب‌ها بدست آید، شکل (۲-ب) شبیه‌سازی انجام شده را در این تحقیق نشان می‌دهد، نتایج شبیه‌سازی مشخص نمود که بعد از ۳ دقیقه از زمان بارریزی امکان تخلیه قطعات از قالب‌ها میسر می‌گردد. اجزاء سیستم راهگاهی و شبیه‌سازی انجماد به ترتیب در شکل (۲-الف) و (۲-ب) ارائه شده است. جهت کنترل و



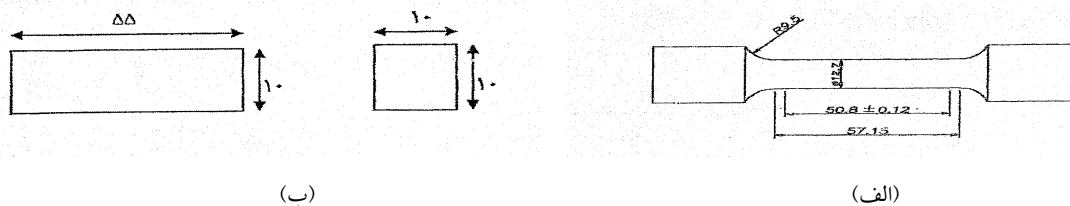
شکل (۴): منحنی شبیه‌سازی سرعت سرد شدن مذاب تا دمای محیط.



شکل (۵): منحنی سرعت سرد شدن مذاب با اتصال به دستگاه ثبت‌کننده دما.

محیط با ریخته‌گری مذاب‌ها انجام شد و تخلیه قالب‌ها بر اساس منحنی سرد شدن واقعی آن‌ها صورت پذیرفت، منحنی‌های سرعت سرد شدن مذاب با استفاده از دستگاه ثبت‌کننده دما در شکل (۵) نشان داده شده‌است. جهت تهیه مذاب از یک کوره القایی ۳ تن با فرکانس کم با استفاده از قراضه فولادی، شمش سورل پرکربن- گرافیت و فروسیلیسیم ۷۵ درصد استفاده گردید. بعد از تهیه مذاب در کوره، مذاب‌ها به‌درون پاتیل

که حدود یک دقیقه زمان جهت تخلیه قطعات از قالب‌ها در نظر گرفته شده بود لذا منحنی سرعت سرد شدن مذاب تا دمای محیط برای قطعات لازم بود تا در هنگام تخلیه دمای خروج قطعات از ماسه تعیین گردید، بر همین اساس با استفاده از برنامه شبیه‌سازی Sutcast منحنی سرد شدن مذاب تا دمای محیط نمونه‌ها تهیه گردید (شکل ۴) و جهت افزایش دقت با نصب ترموکوپل در قالب‌ها منحنی‌های سرد شدن قطعات تا دمای



شکل (۶): (الف) ابعاد نمونه کشش مطابق با استاندارد ASTM A۵۳۶-۸۹ و (ب) ابعاد نمونه ضربه بدون شیار مطابق با استاندارد ASTM A۳۲۷-۷۲.

شد. آزمون‌های متالوگرافی نوری با استفاده از یک میکروسکوپ نوری مدل Olympus مجهز به سیستم آنالیز تصویری^۴ انجام شد، برای این منظور کلیه نمونه‌ها بعد از سنباده‌زنی و پولیش مورد بررسی قرار گرفتند و متالوگرافی بعد از اچ انجام گردید (محلول اچ نایتال ۲٪) و میزان فریت و پرلیت آنها تعیین شد. در انتها جهت تجزیه و تحلیل دقیق نتایج با کمک نرم‌افزار Sutcast، منحنی سرد شدن از دمای یوتکتوئید Y- بلوک‌های ریخته شده استخراج و با تطبیق سرعت سرد شدن آن‌ها بر روی نمودار CCT مربوطه ارتباط بین ریزساختار و سختی مورد بررسی قرار گرفته شد.

۳- نتایج و مباحث

جدول (۱) ترکیب شیمیایی قطعات ریختگی که از نمونه‌های پولکی طراحی شده درون قالب‌ها بدست آمده‌است را نشان می‌دهد همانگونه که مشخص است ۳ نمونه ذوب با مقادیر تقریباً یکسان کربن، سیلیسیم و منگنز و مقادیر متفاوت قلع تهیه شد، به نحوی که حداکثر میزان قلع مربوط به نمونه سوم با مقدار قلع ۰/۰۲ درصد باشد. جداول (۲، ۳ و ۴) نتایج آزمون متالوگرافی نوری و مکانیکی را نشان می‌دهند. با توجه به نتایج جداول (۲، ۳ و ۴) با خروج قطعات از قالب‌ها میزان پرلیت زمینه افزایش و میزان فریت آن کاسته می‌گردد همچنین با افزایش مقدار جزئی قلع میزان پرلیت نمونه‌ها افزایش می‌یابد. شکل (۷ تا ۱۰) تأثیر زمان (سرعت) خروج قطعات از قالب‌ها را به همراه میزان قلع بر خواص مکانیکی (استحکام کششی، درصد ازدیاد طول نسبی، سختی و انرژی ضربه) نشان می‌دهد.

پیشگرم شده‌ای منتقل و بعد از بارگیری و ثبت دما عملیات ریخته‌گری در دمای ۱۴۳۰ درجه سانتی‌گراد انجام شد. بعد از ریخته‌گری مذاب در قالب‌ها با توجه به منحنی‌های سرد شدن که توسط ثبت‌کننده دما تعیین گردید (شکل ۵)، قطعات در دمای بالاتر از دمای یوتکتوئید از قالب‌ها تخلیه شدند. برای این منظور قطعات در سه زمان ۴ و ۶ و ۸ دقیقه بعد از پر شدن از قالب‌ها خارج شدند و ماسه اطراف آنها به سرعت زدوده گردیدند و در ادامه تا دمای محیط در هوا خنک شدند. لازم به ذکر است که جهت بررسی اثر عناصر آلیاژی آزمون‌ها بر روی ۳ مذاب با مقادیر مختلف قلع انجام گردید. بعد از تخلیه Y- بلوک‌ها از داخل قالب نمونه‌های پولکی متصل به Y- بلوک‌ها جدا و ترکیب شیمیایی قطعات به روش اسپکترومتری نشری تعیین گردید. در مرحله بعد Y- بلوک‌ها کدگذاری و به کارگاه ماشین‌کاری منتقل و نمونه‌های مورد نیاز جهت آزمون‌های متالوگرافی و آزمون‌های مکانیکی از آنها تهیه گردید. نمونه‌های آزمایش کشش مطابق با استاندارد ASTM A ۵۳۶-۸۹ و با قطر مؤثر ۱۲/۷ میلی‌متر و نمونه ضربه مطابق با استاندارد ASTM A ۳۲۷-۷۲ و در حالت بدون شیار تهیه و تحت آزمون قرار گرفتند، در شکل (۶) ابعاد نمونه کشش و ضربه نشان داده شده‌است. جهت افزایش دقت نتایج آزمون‌های کشش و ضربه برای یک ترکیب شیمیایی ریخته شده حداقل ۲ بار آزمون مربوطه انجام و میانگین نتایج بدست آمده به عنوان معیار در نظر گرفته شد، همچنین آزمایش سختی سنجی به روش برینل با ساچمه ۲/۵ میلی‌متر و نیروی ۱۸۷/۵ کیلوگرم حداقل بر روی ۵ نقطه مختلف انجام و میانگین نتایج بدست آمده به عنوان معیار در نظر گرفته

جدول (۱): ترکیب شیمیایی قطعات ریختگی.

ترکیب شیمیایی							شماره ذوب
Mg	Sn	S	P	Mn	Si	C	
۰/۰۴۵	-	۰/۰۲۲	۰/۰۴۱	۰/۴۳	۲/۵۲	۳/۲۱	۱
۰/۰۴۵	۰/۰۰۳	۰/۰۲۱	۰/۰۳۸	۰/۴۲	۲/۵۲	۳/۲۲	۲
۰/۰۴۵	۰/۰۲	۰/۰۲۰	۰/۰۳۹	۰/۴۳	۲/۵۲	۳/۲۰	۳

جدول (۲): نتایج آزمون‌های متالوگرافی نوری، سختی سنجی برینل، کشش، ضربه و درصد ازدیاد طول نسبی (نمونه بدون قلع).

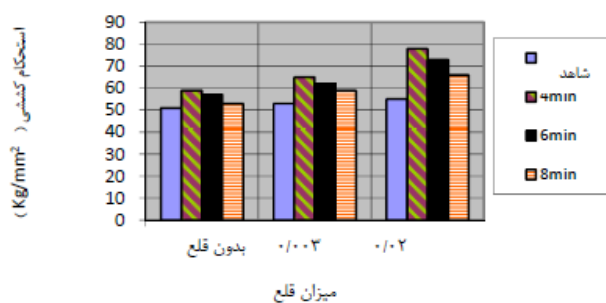
شماره ذوب	میزان قلع (درصد)	شرایط خروج قطعات از قالب	کد نمونه	نتایج متالوگرافی بعد از آج		سختی سنجی (HB)	انرژی ضربه (J)	استحکام کششی (MPa)	درصد ازدیاد طول نسبی
				درصد فریت	درصد پرلیت				
۱	صفر	شاهد - سرد شدن در قالب تا دمای محیط	۱-۱	۷۰	۳۰	۱۹۷	۹۰	۵۰۱	۱۲
		خروج از قالب در زمان ۴ دقیقه بعد از ریختگی	۱-۲	۴۵	۵۵	۲۴۳	۶۶	۵۷۹	۸
		خروج از قالب در زمان ۶ دقیقه بعد از ریختگی	۱-۳	۵۰	۵۰	۲۳۴	۷۲	۵۵۹	۹
		خروج از قالب در زمان ۸ دقیقه بعد از ریختگی	۱-۴	۶۵	۳۵	۲۱۵	۸۰	۷۲۰	۱۱

جدول (۳): نتایج آزمون‌های متالوگرافی نوری، سختی سنجی برینل، کشش، ضربه و درصد ازدیاد طول نسبی (نمونه حاوی ۰/۰۰۳ درصد قلع).

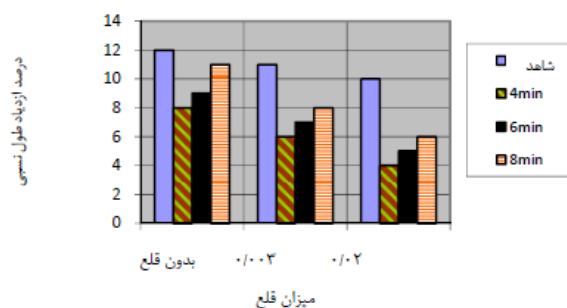
شماره ذوب	میزان قلع (درصد)	شرایط خروج قطعات از قالب	کد نمونه	نتایج متالوگرافی بعد از آج		سختی سنجی (HB)	انرژی ضربه (J)	استحکام کششی (MPa)	درصد ازدیاد طول نسبی
				درصد فریت	درصد پرلیت				
۲	۰/۰۰۳	شاهد - سرد شدن در قالب تا دمای محیط	۲-۱	۶۵	۳۵	۲۱۷	۸۴	۵۲۰	۱۱
		خروج از قالب در زمان ۴ دقیقه بعد از ریختگی	۲-۲	۲۵	۷۵	۲۶۷	۴۸	۶۳۷	۶
		خروج از قالب در زمان ۶ دقیقه بعد از ریختگی	۲-۳	۳۵	۶۵	۲۵۴	۵۳	۶۰۸	۷
		خروج از قالب در زمان ۸ دقیقه بعد از ریختگی	۲-۴	۴۵	۵۵	۲۴۵	۶۶	۵۷۹	۸

جدول (۴): نتایج آزمون‌های متالوگرافی نوری، سختی سنجی برینل، کشش، ضربه و درصد ازدیاد طول نسبی (نمونه حاوی ۰/۰۲ درصد قلع).

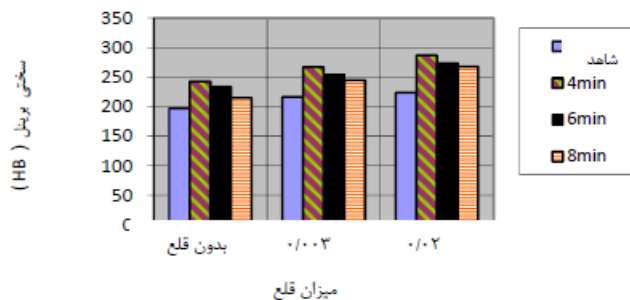
شماره ذوب	میزان قلع (درصد)	شرایط خروج قطعات از قالب	کد نمونه	نتایج متالوگرافی بعد از آج		سختی سنجی (HB)	انرژی ضربه (J)	استحکام کششی (MPa)	درصد ازدیاد طول نسبی
				درصد فریت	درصد پرلیت				
۳	۰/۰۲	شاهد - سرد شدن در قالب تا دمای محیط	۳-۱	۶۰	۴۰	۲۲۴	۷۹	۵۴۰	۱۰
		خروج از قالب در زمان ۴ دقیقه بعد از ریختگی	۳-۲	۵	۹۵	۲۸۷	۳۰	۷۶۵	۴
		خروج از قالب در زمان ۶ دقیقه بعد از ریختگی	۳-۳	۱۵	۸۵	۲۷۴	۳۹	۷۱۶	۵
		خروج از قالب در زمان ۸ دقیقه بعد از ریختگی	۳-۴	۲۵	۷۵	۲۶۸	۴۷	۶۷۴	۶



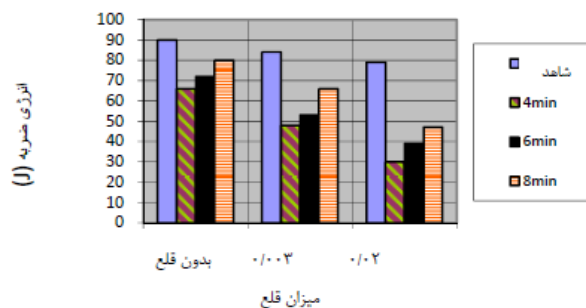
شکل (۷): تأثیر سرعت خروج قطعات از قالب بر استحکام کششی نمونه‌های حاوی قلع مختلف.



شکل (۸): تأثیر سرعت خروج قطعات از قالب بر درصد افزایش طول نسبی نمونه‌های حاوی قلع.



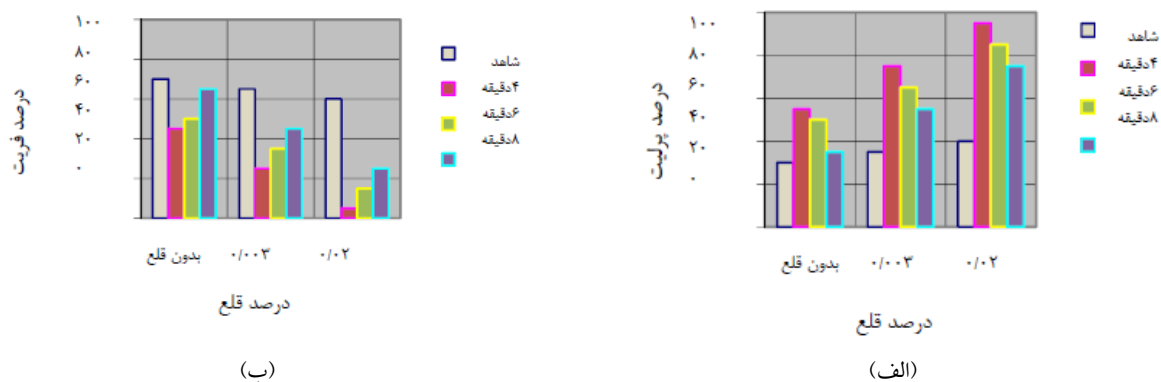
شکل (۹): تأثیر سرعت خروج قطعات از قالب بر سختی نمونه‌های حاوی قلع مختلف.



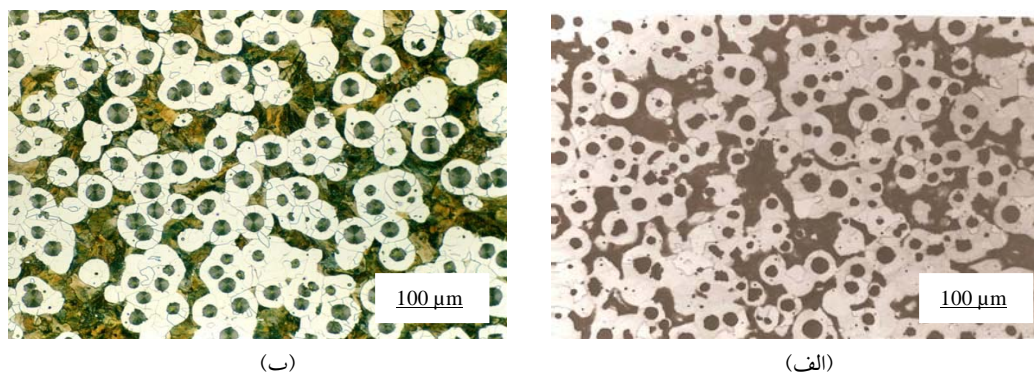
شکل (۱۰): تأثیر سرعت خروج قطعات از قالب بر انرژی ضربه نمونه‌های حاوی قلع مختلف.

به نمونه‌های حاوی قلع کمتر (نمونه کد ۱-۲) داشته‌است. همچنین بررسی نمونه حاوی قلع بالاتر (نمونه‌های کد ۳) با یکدیگر مشخص می‌گردد که با افزایش سرعت خروج قطعات از قالب‌ها ریزساختار و خواص مکانیکی نمونه‌ها نسبت به نمونه‌های شاهد (نمونه کد ۱-۳) تغییر می‌کند برای مثال با مقایسه نتایج نمونه کد ۲-۳ و ۱-۳ مشخص می‌گردد که میزان فریت به شدت کاهش یافته و میزان پرلیت به شدت افزایش یافته‌است و بالاترین خواص مکانیکی از نظر سختی و استحکام کششی در کل نمونه‌ها مربوط به نمونه کد ۲-۳ می‌باشد. با مقایسه نتایج نمونه با کد ۲-۳ با نمونه شاهد فاقد قلع (نمونه کد ۱-۱) مشخص می‌گردد که در صورت افزودن مقادیر جزئی قلع (۰/۰۲٪) و سرعت خروج قطعات از قالب‌ها می‌توان میزان فریت را تا ۶۵٪ کاهش و میزان پرلیت را ۶۵٪ افزایش داد، این تغییرات در خواص مکانیکی نمونه‌ها نیز قابل مشاهده‌است، به نحوی که سختی ۴۵٪ و استحکام کششی ۵۲٪ افزایش و انرژی ضربه ۱۳٪ و درصد ازدیاد طول نسبی ۷۵٪ کاهش یافته‌است. شکل (۱۱) تأثیر زمان خروج قطعات از قالب‌ها بر میزان فریت و پرلیت نمونه‌ها را نشان می‌دهد. بنابراین با افزایش سرعت خروج قطعات از قالب در زمانهای کمتر میزان فاز پرلیت بیشتر می‌گردد. علت این امر ناشی از سرعت سرد شدن سریعتر از دمای آستنیت می‌باشد [۱۳]، شکل‌های (۱۲ و ۱۳) تصویر متالوگرافی نمونه کد ۱-۱ با نمونه کد ۱-۴ (اثر نحوه سرد شدن) و نمونه کد ۲-۱ با نمونه کد ۲-۳ (اثر درصد قلع) به صورت مقایسه‌ای نشان می‌دهند. شکل (۱۴) تأثیر زمان (سرعت) خروج قطعات از قالب‌ها را (نرخ سرد شدن) بر ریز ساختار و سختی نمونه‌های حاوی ۰/۰۲٪ قلع (نمونه‌های با کد ۳) در اثر عبور از منحنی CCT را نشان می‌دهد. همانگونه که در شکل (۱۴) مشاهده می‌گردد با افزایش زمان (سرعت) خروج قطعات از قالب‌ها مقدار سختی نهایی حاصل بیشتر می‌گردد. با در نظر گرفتن سرعت خروج قطعات از قالب‌ها در زمان ۴ دقیقه بعد از ریختگی و اضافه نمودن مقدار جزئی ۰/۰۲٪ عنصر قلع

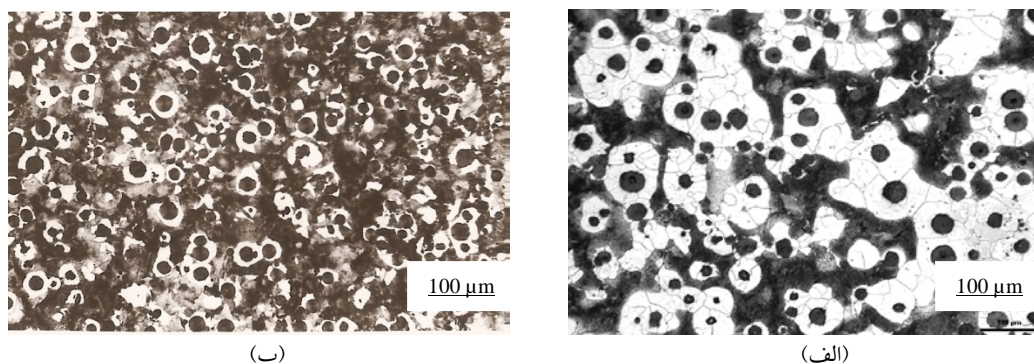
بررسی نتایج جدول (۲) مشخص می‌کند که با تغییر میزان فریت و پرلیت زمینه خواص مکانیکی قطعات تولیدی تغییر می‌نماید به نحوی که در نمونه‌های با کد ۱ که فاقد قلع در ترکیب شیمیایی هستند با افزایش خروج قطعات از قالب‌ها علی‌رغم عدم حضور عنصر قلع میزان فریت و پرلیت زمینه تغییر و خواص مکانیکی به طبع آن تغییر می‌کنند برای مثال میزان فریت نمونه ۲-۱ نسبت به نمونه شاهد ۲۵٪ کاهش و میزان پرلیت در این نمونه ۲۵٪ افزایش یافته‌است، همچنین با مقایسه نتایج خواص مکانیکی مشخص می‌شود که در این نمونه سختی به میزان ۲۵٪ استحکام کششی ۱۵٪ افزایش انرژی ضربه ۲۵٪ و درصد ازدیاد طول نسبی ۳۵٪ کاهش یافته‌است. بررسی دقیق جداول (۳ و ۴) همچنین مشخص می‌کند که در نمونه‌های حاوی قلع (نمونه‌های با کد ۲ و ۳) تغییرات میزان فریت و پرلیت زمینه در شرایط سرعت سرد شدن یکسان نسبت به نمونه‌های فاقد قلع (نمونه‌های کد ۱) بیشتر بوده‌است و در نتیجه تغییرات خواص مکانیکی نسبت به نمونه‌های فاقد قلع نیز بیشتر بوده‌است برای مثال میزان فریت و پرلیت، نمونه‌های شاهد حاوی قلع (نمونه کد ۱-۲) و فاقد قلع (نمونه کد ۱-۱) مشخص می‌کند که با افزایش میزان قلع در مقادیر جزئی قلع (۰/۰۰۳٪) میزان فریت ۵٪ کاهش و میزان پرلیت ۵٪ افزایش می‌یابد از طرفی بررسی نمونه‌های حاوی قلع با یکدیگر مشخص می‌نماید که با افزایش سرعت خروج قطعات از قالب‌ها تغییرات در ریزساختار و خواص مکانیکی مشابه با حالت نمونه‌های فاقد قلع رخ می‌دهد برای مثال با مقایسه نمونه کد ۱-۲ با نمونه کد ۲-۲ مشخص می‌گردد که میزان فریت تا ۳۵٪ کاهش و میزان پرلیت تا ۴۰٪ افزایش یافته‌است، همچنین سختی ۲۳٪، استحکام کششی ۲۲٪ افزایش و در مقابل انرژی ضربه ۴۰٪ و درصد ازدیاد طول نسبی ۴۵٪ کاهش یافته‌است. این تغییرات در نمونه‌های حاوی قلع بیشتر (نمونه‌های کد ۳ در جدول ۴) نیز مشاهده می‌گردد، به نحوی که با مقایسه نمونه‌های شاهد حاوی قلع (کد ۱-۳ و ۲-۱) با یکدیگر مشخص می‌گردد که در نمونه‌های حاوی قلع بالاتر (نمونه کد ۱-۳) میزان فریت ۵٪ کاهش و میزان پرلیت ۵٪ افزایش نسبت



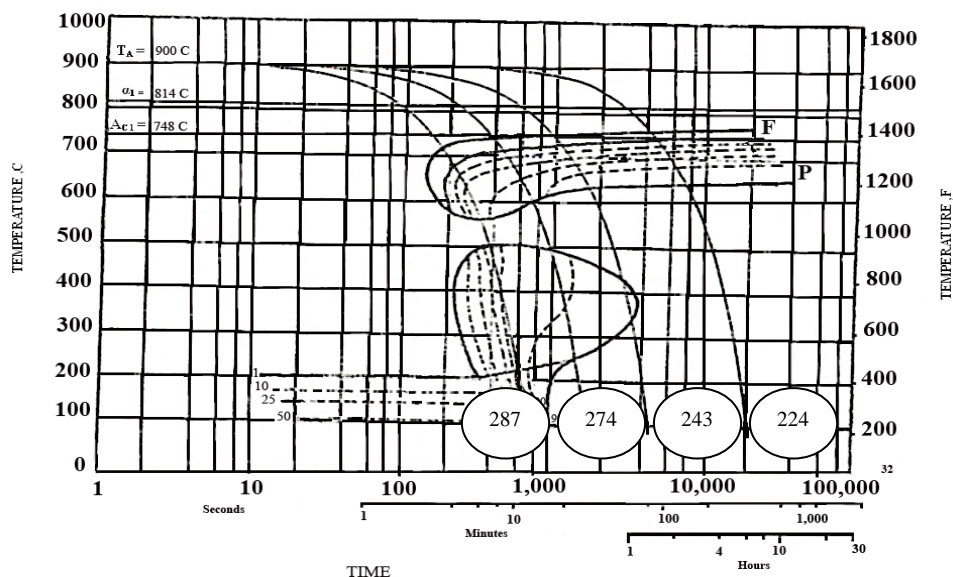
شکل (۱۱): تأثیر زمان خروج قطعات از قالب‌ها بر میزان (الف) پرلیت و (ب) فریت قطعات چدن نشکن ریختگی.



شکل (۱۲): تصاویر متالوگرافی، (الف) سرد شدن در قالب تا دمای محیط کد نمونه (۱-۱)، میزان فریت ۷۰ درصد و پرلیت ۳۰ درصد و (ب) خروج از قالب در زمان ۸ دقیقه بعد از ریختگی کد نمونه (۱-۴)، میزان فریت ۶۵ درصد و پرلیت ۳۵ درصد.



شکل (۱۳): تصاویر متالوگرافی، (الف) خروج از قالب در زمان ۴ دقیقه بعد از ریختگی کد نمونه (۲-۱)، میزان فریت ۴۵ درصد و پرلیت ۵۵ درصد و (ب) خروج از قالب در زمان ۴ دقیقه بعد از ریختگی کد نمونه (۲-۳)، میزان فریت ۵ درصد و پرلیت ۹۵ درصد.



شکل (۱۴): تأثیر زمان (سرعت) خروج قطعات از قالب‌ها (نرخ سرد شدن) بر منحنی سرد شدن پیوسته (CCT) چدن‌های نشکن مربوط به نمونه‌های حاوی ۰/۰۲ درصد قلع (نمونه‌های با کد ۳) [۷].

۴- نتیجه‌گیری

در تحقیق حاضر امکان تولید چدن‌های نشکن پر استحکام با حداقل عنصر آلیاژی و بدون استفاده از عملیات حرارتی (هم‌دما) مورد بررسی قرار گرفته شده است و نتایج زیر حاصل گردید:

۱- امکان تولید چدن‌های نشکن پر استحکام پرلیتی با حداقل عنصر آلیاژی قلع و با بهره‌گیری از عملیات حرارتی پیوسته میسر است.

۲- با افزایش سرعت خروج قطعات از قالب‌ها پرلیت زمینه افزایش می‌یابد.

۳- با افزایش عنصر قلع به مقدار جزئی ۰/۰۲٪ و همچنین افزایش سرعت خروج قطعات از قالب‌ها (عملیات حرارتی پیوسته) پرلیت زمینه افزایش می‌یابد.

۴- با افزایش سرعت خروج قطعات از قالب‌ها (عملیات حرارتی پیوسته) استحکام کششی و سختی افزایش می‌یابد.

۵- با افزایش سرعت خروج قطعات از قالب‌ها (عملیات حرارتی پیوسته) درصد ازدیاد طول نسبی و انرژی ضربه کاهش می‌یابد.

به حداکثر افزایش (۳۱٪) سختی یا به عبارتی سختی ۲۸۷ برینل نسبت به نمونه شاهد (نمونه کد ۱-۱) بدست می‌آید. لذا در مقادیر قلع ثابت با افزایش نرخ خروج قطعات از قالب‌ها، میزان پرلیت زمینه افزایش می‌یابد. با توجه به اشکال (۷، ۸، ۹ و ۱۰) نتایج آزمون کشش نشان می‌دهد با افزایش سرعت خروج قطعات از قالب‌ها استحکام کششی افزایش و درصد ازدیاد طول نسبی کاهش می‌یابد. نتایج آزمون ضربه نشان می‌دهد با افزایش سرعت خروج قطعات انرژی ضربه کاهش می‌یابد و نتایج آزمون سختی سنجی برینل نشان می‌دهد با افزایش سرعت خروج قطعات سختی نمونه‌ها افزایش یافته است. علت تغییرات در خواص مکانیکی را باید ناشی از تغییر در میزان فازهای فریت و پرلیت دانست به طور کلی با افزایش پرلیت در چدن‌های نشکن استحکام کششی افزایش، درصد ازدیاد طول نسبی کاهش، انرژی ضربه کاهش و سختی افزایش می‌یابد [۱ و ۱۵].

- [10] M. J. Lulich and C. R. Loper, "Effect of Pearlitic-Promoting Element on the Kinetics Transformation in Ductile Irons", Journal of AFS Transactions, 712, 1973.
- [11] T. Norberto and R. Downes, "Improving Productivity in Ductile Iron Casting-Some Ideas to Improve Casting Yield", Journal of AFS Transactions, pp. 788-792, 2003.

[۱۲] م. اسماعیلیان و م. تفضلی یزدی، "تأثیر عناصر آلیاژی بر خواص مکانیکی چدن‌های بینایتی تهیه شده به روش آستمپرینگ مستقیم"، ریخته‌گری، شماره ۲، ص. ۶۳-۷۳، ۱۳۷۱.

- [13] A. F. Malys, L. A. Solntsev and F. I. Yakovlev, "Effect of Tin on the Structure and Properties of High-Strength Cast Iron after Induction Hardening", Metal Science and Heat Treatment, Vol. 25, No. 4, pp. 435-441, 1983.
- [14] A. M. Petrichenko, L. A. Solntsev and A. F. Malys, "Effect of Tin on the Hardenability of Cast Iron with Spheroidal Graphite", Metal Science and Heat Treatment, Vol. 15, No. 6, pp. 521-522, June 1973.
- [15] C. Labreque and M. Gane, "Interpretation of Cooling Curves of Cast Iron", Journal of AFS Transactions, pp. 83-89, 1998.

۷- پی نوشت

- 1- Time Temperature Transformation
- 2- Isothermal Transformation
- 3- Continuous Cooling Transformation
- 4- Image Analysis

۶- با توجه به نتایج آزمون‌ها بهترین نمونه از نظر خواص مکانیکی (سختی، استحکام کششی و تسلیم) نمونه حاوی ۰/۰۲٪ قلع و زمان خروج از قالب ۴ دقیقه بدست آمد.

۵- تشکر و قدردانی

این تحقیق با حمایت شرکت مهندسی و ساخت بویلر مپنا و همکاری و مساعدت دانشگاه آزاد اسلامی واحد کرج انجام گردیده‌است لذا از مسئولین و کلیه پرسنل محترم آن واحدها تشکر و قدردانی می‌گردد.

۶- مراجع

- [۱] ح. ثابت و م. تدین سعیدی، "مبانی چدن نشکن"، انتشارات دانشگاه آزاد اسلامی واحد کرج، ۱۳۸۶.
- [2] F. R. Juretzko, J. Hitchings and D. M. Stefanescu, "A New Modified In-MOLD Treatment of Ductile Iron Production Using a Direct-Pour Container Technique", Journal of AFS Transactions, 46, 2007.
- [3] G. M. Goodrich and R. W. Lobenhofe, "Effect of Cooling Rate on Pearlitic Ductile Iron Mechanical Properties", Journal of AFS Transactions, 045, 2007.
- [4] H. Nake, S. Jung and T. Kitazawa, "Eutectic Solidification Mode of S. G Cast Iron and Graphitization", China Foundry, 1, pp. 34-37, 2007.
- [5] Y. H. Jiang, R. Zhou and D. H. Lu, "A Study on Controlled Cooling Process for Making Bainitic Iron", China Foundry, pp. 29-31, 2004.
- [6] N. R. Downes and S. Kanna, "Improving Productivity Ductile Iron Casting", Journal of AFS Transactions, 081, 2003.
- [7] G. L. Rivera, R. E. Boeri and J. A. Sikora, "Research Advances in Ductile Iron Solidification", Journal of AFS Transactions, 159, 2003.
- [8] R. W. Lobenhofe and G. M. Goodrich, "Effect of Cooling Rate on Ductile Iron Mechanical Properties", Journal of AFS Transactions, 137, 2002.
- [9] G. F. Vander Voort, "Atlas of Time-Temperature Diagrams for Irons and Steels", ASM International, 1991.