

تأثیر جایگزینی مس با نیکل بر سختی، مقاومت به ضربه و خواص سایشی چدن نیکل سخت

ایوب حلوانی

استادیار گروه مهندسی متالورژی و مواد - دانشکده فنی - دانشگاه تهران

شهرام کدخدائی

فارغ التحصیل کارشناسی ارشد متالورژی و مواد - دانشکده فنی - دانشگاه تهران

(تاریخ دریافت ۷۹/۱۲/۲۷، تاریخ تصویب ۸۱/۴/۱)

چکیده

در این پژوهش تأثیر جایگزینی بخشی از نیکل و کرم در چدنهای سفید مارتنزیتی نیکل - کرم دار با مس بر سختی، مقاومت به ضربه و خواص سایشی این آلیاژ مورد بررسی قرار گرفته است. بدین منظور نمونه‌های آزمایشی با ترکیب پایه چدن‌های تحقیقاتی اینکراگریند^۱ [۱] و چدن کومولوی^۲ [۲] ریخته‌گری و با چدن نیکل سخت^۳ مورد استفاده در صنعت مقایسه شدند. نتایج آزمایشهای انجام شده بر روی آلیاژهای منتخب بیانگر این مطلب است که این آلیاژها از نظر خواص مکانیکی قابل مقایسه با آلیاژ نیکل سخت و حتی در مواردی بهتر از آن هستند. مجموعه بررسیها نشان می‌دهند که نمونه ساخته شده از آلیاژ اینکراگریند که در دمای 1000°C به مدت یکساعت آستنیته و در 450°C به مدت یک ساعت و نیم بازگشت داده شده و سپس در هوا سرد شده است، از نظر مقاومت سایشی و چقرمگی از نمونه آلیاژهای کومولوی و نیکل سخت بهتر است.

واژه‌های کلیدی: مقاومت به ضربه، خواص سایشی، نیکل سخت، اینکراگریند،

کومولوی، چدن سفید مارتنزیتی، چقرمگی، مس، نیکل

مقدمه

چدنهای ضد سایش امروزه به جهت سهولت تولید و مزایای اقتصادی جایگزین فولادهای ضدسایش می گردند. این چدن‌ها بسیار متنوع بوده ولی مهمترین آنها چدنهای سفید مارتنزیتی به ویژه چدنهای پر کرم و نایهارد هستند. هم اکنون مصرف این آلیاژها فقط به صورت گلوله‌های آسیاب، زره آسیاب، قطعات فرسایشی ماشین‌آلات معادن و راهسازی و ... در ایران از مرز ۳۰ هزار تن در سال گذشته است لذا هزینه تولید این آلیاژها مسئله بسیار مهمی بوده و کاهش قیمت تمام شده آنها مورد توجه بسیاری از محققان قرار گرفته است. جهت نیل به این هدف مهمترین ایده تغییر دادن ترکیب شیمیایی این آلیاژها و جایگزین نمودن عناصر گران قیمت آنها مانند Cr، Ni و Mo با عناصر ارزان قیمتی چون Cu و Mn می باشد. البته این جایگزینی نباید به قیمت از دست رفتن یا کاهش خواص مطلوب این آلیاژها تمام بشود. ترکیب پایه چدن نیکل سخت شامل ۵ تا ۷ درصد نیکل و ۹ تا ۱۱ درصد

کرم می باشد. محدوده ترکیب شیمیایی دو چدن اینکراگریند و کومولوی به همراه ترکیب شیمیایی چدنهای نیکل سخت و خاکستری فریتی جهت مقایسه در جدول (۱) ارائه شده است [۲].

در این جدول دیده می شود که در این چدن‌ها نسبت به چدن نیکل سخت، از نیکل و کرم بسیار کمتری استفاده شده و بجای آنها عناصری مانند مس و منگنز به کار رفته است. لازم به ذکر است که چدن اینکراگریند توسط پروفیسور آلبرت دسی (Dosi) از دانشگاه گنت (Ghent) بلژیک معرفی شده است [۱]. عنصر مس شباهت زیادی به عنصر نیکل دارد. افزودن مس بجای بخشی از نیکل و کرم در آلیاژ سبب می گردد که اولاً سختی و سختی پذیری آلیاژ را بدون تغییر در ساختمان میکروسکوپی، با آهسته تر کردن سرعت استحاله آستنیتی افزایش دهد و از این جهت مس در قطعات ضخیم ریختگی از تشکیل پرلیت جلوگیری می کند. ثانیاً مس

جدول ۱: ترکیب شیمیایی چدنهای معرفی شده در این تحقیق.

مانند نیکل سبب پایین آمدن درجه حرارت Ms و در نتیجه پایدار کردن آستنیت می‌گردد [۳]. نتایج تحقیقات پروفیسور دسی در مورد آلیاژ اینکراگریند نشان می‌دهد که حداکثر سختی و استحکام این آلیاژ در ۲-۲/۵ درصد مس بدست می‌آید [۱]. افزودن مس بیش از این حد موجب کاهش سختی و استحکام آلیاژ می‌گردد که دلیل آنرا بوجود آمدن فاز مس آزاد که از حد انحلال خارج شده است، عنوان کرده‌اند. همچنین کاهش درصد مس تا حدود ۱٪ باعث کاهش شدید سختی و سختی‌پذیری و افزایش مقدار پرلیت در ساختار می‌شود که دلیل آن ناپایداری آستنیت اولیه و تبدیل دندریتهای آستنیت به پرلیت یا بینیت ذکر شده است.

منگنز، عنصر دیگری است که برای جبران کمبود نیکل و کرم در ترکیبات دو چدن جدید بکار رفته است. منگنز سختی آلیاژ را بدلیل کاربیدزائی افزایش و سختی‌پذیری آن را نیز ارتقا می‌دهد و به جلوگیری از غیریکنواختی ساختار قطعه در مقاطع سنگین کمک می‌کند. منگنز تا کمتر از ۲٪ تبریذزای متوسطی است اما در درصدهای بالاتر قدرت تبریذزائی آن خیلی افزایش می‌یابد. منگنز در تشکیل کاربیدهای پیچیده شرکت دارد که باعث افزایش سختی قطعه می‌شود. ترکیب دقیقی از کاربید پیچیده منگنز-مولیبدن و کاربید منگنز در دست نیست ولی سختی این کاربیدها در محدوده کاربیدهای کرم می‌باشد [۴]. هدف این تحقیق مقایسه سختی، مقاومت به ضربه و خواص سایشی

از قسمت مکعب مستطیل شکل تهیه گردید. طول بلوکها ۱۵/۲۴ و ارتفاع مفید آنها ۸/۷۳ سانتی متر بوده است.

نمونه‌های مذکور در دمای 1380°C - ۱۳۶۰ بداخل قالبهای ماسه‌ای تهیه شده با جیب سیلیکات سدیم که با استفاده از گاز CO_2 کاملاً سخت شده‌اند، ریخته‌گری شدند. پس از انجماد و تمیزکاری نمونه‌ها، برای کاهش میزان آستنتیت باقیمانده، افزایش سختی و چقرمگی، از بین بردن تنشهای داخلی از راه تمپر کردن مارتنزیت و رسوب کاربیدهای ثانویه، نمونه‌ها تحت عملیات حرارتی قرار گرفتند. در این تحقیق شش نوع عملیات حرارتی مختلف بشرح جدول (۳) انجام شد.

لازم بذکر است که نمونه‌های آلیاژ اینکراگریند با پسوند A و نمونه‌های آلیاژ کومولوی با پسوند B نامگذاری و نیز باتوجه به نوع عملیات حرارتی انجام شده، شماره‌گذاری شده‌اند. مثلاً نمونه‌های تحت عملیات یک، A و B نامگذاری شدند.

چدنهای اینکراگریند و کومولوی با چدن نیکل سخت پس از انجام عملیات حرارتی مناسب می‌باشد.

روش تحقیق

عملیات ذوب در یک کوره القائی اینداکتوترم^۴ ۲۰۰ کیلوئی انجام شد. برای رسیدن به ترکیبهای موردنظر پس از انجام محاسبات بار کوره، مواد به کوره شارژ شد و در هر مورد با استفاده از کوانتومتر ترکیب دقیق مذاب مشخص گردید. ترکیبهای شیمیایی بدست آمده در جدول (۲) آورده شده است.

در این تحقیق برای انجام آزمایشهای موردنیاز نمونه‌های مختلفی بشرح ذیل تهیه گردید:

الف- نمونه‌های استاندارد استوانه‌ای با قطر و ارتفاع مساوی ۲ اینچ (۵/۰۸cm) تحت عنوان سیلپس^۵ که برای انجام سختی‌سنجی ریخته‌گری شدند.

ب- نمونه‌های Y بلوک که برای تهیه نمونه‌های ضربه و سایش ریخته‌گری شدند. پس از بریدن قسمت تغذیه، نمونه‌های لازم

جدول ۲: ترکیب شیمیایی آلیاژهای ریخته شده.

جدول ۳: مشخصات عملیات حرارتی انجام شده بر روی نمونه‌ها.

89 یا ASTM A327-72 [۱۰]، تهیه شدند. برای چدنهای خاکستری در صورت وجود کاربیدهای درشت، نمونه ضربه چارپی بدون فاق وسط در نظر گرفته می‌شود. ابعاد نمونه‌های تهیه شده $1 \times 1 \times 5.0 \text{ cm}$ بوده و نمونه‌ها توسط دستگاه پاندولی با حداکثر انرژی ضربه 150 J شکسته شدند.

نمونه‌های آزمایش سایش باتوجه به نوع آزمایش انجام شده یعنی بلوک روی حلقه^۶ به صورت مکعب مستطیل انتخاب گردیدند. ابعاد بلوک‌ها $9/8 \times 9 \times 4/8 \text{ mm}$ در نظر گرفته شد.

آزمایشهای سختی سنجی بر روی کلیه نمونه‌های ریختگی و عملیات حرارتی شده توسط دستگاه سختی‌سنج یونیورسال (ESEWay) انجام پذیرفت. سختی‌سنجی بر روی نمونه‌های استوانه‌ای در سه نقطه از سطح تا مغز به روش راکول C انجام گرفت. در هر نقطه در محل‌های نزدیک بهم سه بار سختی گرفته شد و در نهایت میانگین سه عدد بعنوان میزان سختی آن نقطه ثبت گردید.

برای انجام آزمایش ضربه نمونه‌های ضربه چارپی از قسمت مکعب مستطیل Y بلوکها، مطابق استاندارد -ASTMA356

نمونه‌ها عبارت بودند از aA ، ϵA ، $5A$ ، $4B$ و نمونه نیکل سخت. در آزمایش سری (ب) نیروی اعمالی ۱۶۱ نیوتن، سرعت $0.3m/s$ معادل ۱۸۰ دور در دقیقه، مسافت ۱۰۰۰۰ متر، زمان ۵۵/۵ دقیقه و فشار اعمال شده $2Bar$ انتخاب شد. در اینجا هم مانند سری (الف) تغییرات وزن دیسکها و پینها دقیقاً یادداشت شد. برای مقایسه میزان سائیده شدن نمونه‌ها با نمونه نیکل سخت پارامتری بنام مقاومت سایشی نسبی^۷ تعریف شد که این پارامتر عبارت از نسبت کاهش وزن نمونه نایهارد به کاهش وزن نمونه موردنظر می‌باشد.

به منظور بررسی ساختار میکروسکوپی از محلول حکاکی نایتال ۲٪ برای آشکارسازی ساختار نمونه‌ها استفاده شد. در اثر این حکاکی، در زیر میکروسکوپ، فاز کاربرد کاملاً سفیدرنگ، فاز مارتنزیت سیاه رنگ و آستنیت باقیمانده خاکستری رنگ دیده می‌شوند. بررسیهای ساختاری با تهیه عکس و انجام آنالیز تصویری^۸ انجام گرفت. میزان بزرگنمایی تصاویر میکروسکوپی ۲۰۰ و ۵۰۰ و در برخی نمونه‌ها ۱۰۰۰ انتخاب شد.

مقابل بلوکها، حلقه‌هایی از جنس فولاد AISIE52100 به کار برده شد. پس از عملیات سخت کاری، سختی این حلقه‌ها به حدود ۶۱ راکول C رسید. برای انجام آزمایش، ابتدا نمونه‌ها و حلقه‌ها توسط بخار الکل و بعد توسط بخار استن شسته و با دقت 0.0001 گرم توزین می‌شدند. سپس نمونه‌ها توسط یک نگاهدارنده به حلقه در حال چرخش تماس داده می‌شدند. آزمایشها در دو سری (الف) و (ب) انجام شد که در سری (الف) نمونه‌های $3A$ ، $4A$ ، $5A$ ، $3B$ ، $4B$ ، $5B$ ، aA (نمونه ریختگی اینکراگریند) و aB (نمونه ریختگی کومولوی) و نمونه نیکل سخت، با توجه به بالاتر بودن چقرمگی و سختی آنها نسبت به بقیه نمونه‌ها انتخاب شدند. در این آزمایش نیروی اعمالی ۹۵ نیوتن، سرعت $0.3m/s$ معادل ۱۸۰ دور در دقیقه، مسافت ۱۰۰۰ متر، زمان ۵۵/۵ دقیقه و فشار اعمال شده $1Bar$ انتخاب شد. پس از انجام سری (الف) آزمایشها، نمونه‌ها دوباره توزین شدند و آنهائیکه نسبت کاهش وزن دیسک به پین در آنها نزدیک به نمونه نیکل سخت بود (در محدوده ۲-۲/۵) برای انجام آزمایشهای سری (ب) انتخاب شدند.

نتایج

الف - سختی سنجی

در جدول (۴) نتایج حاصل از انجام آزمایش سختی سنجی بر روی نمونه‌های ریختگی و عملیات حرارتی شده آلیاژهای اینکراگریند، کومولوی و نیکل سخت ارائه شده است.

جدول ۴: سختی نمونه‌های ریختگی

و عملیات حرارتی شده آلیاژهای

اینکراگریند، کومولوی و نیکل سخت.

نتایج نشان می‌دهد که اولاً میانگین سختی بدست آمده برای نمونه آلیاژ نیکل سخت بسیار نزدیک به میانگین سختی نمونه‌های آلیاژ اینکراگریند و کومولوی می‌باشد. ثانیاً در آلیاژهای اینکراگریند و نیکل سخت کاهش سختی از سطح به مغز کاملاً محسوس است ولی در آلیاژ کومولوی تقریباً کل نمونه به صورت یکنواخت سخت شده است. ثالثاً سختی نمونه‌های عملیات حرارتی شده بیشتر از نمونه‌های ریختگی است. رابعاً با افزایش دمای تمپر (جز در محدوده 250°C)، سختی نمونه‌ها کاهش یافته است (شکل ۱).

ب- آزمایش ضربه

نتایج نشان می‌دهند که با افزایش دمای تمپر مقدار جذب انرژی برای همه نمونه‌ها افزایش یافته است (شکل ۲)، و همچنین در اینجا هم مقدار جذب انرژی برای نمونه‌های عملیات حرارتی شده بیشتر از نمونه‌های ریختگی می‌باشد. ضمناً برای نمونه‌های ۲A و ۲B که بترتیب نمونه‌های اینکراگریند و کومولوی آبداده شده در روغن می‌باشند مقدار جذب انرژی از بقیه نمونه‌ها کمتر است.

شکل ۱: نمودار سختی برحسب دمای بازگشت برای چدن‌های اینکراگریند و کومولوی.

شکل ۲: نمودار مقدار جذب انرژی ضربه برحسب دمای بازگشت برای چدن‌های اینکراگریند و کومولوی.

شکل ۴: نمودار مقاومت سایشی
نسبی برحسب مقدار جذب انرژی برای
نمونه‌های سری (الف).

شکل ۳: نمودار مقاومت سایشی
نسبی برحسب سختی برای نمونه‌های
سری (الف).

شکل ۵: نمودار مقاومت سایشی
نسبی بر حسب سختی برای نمونه‌های
سری (ب).

شکل ۶: نمودار مقاومت سایشی
نسبی بر حسب مقدار جذب انرژی برای
نمونه‌های سری (ب).

شکل ۷: نمودار ستونی کاهش وزن در ۱۰۰۰ متر برای نمونه‌های سری (الف) و (ب).

ج- آزمایش سایش

در شکل‌های (۳) و (۴) به ترتیب نمودار مقاومت سایشی نسبی برحسب سختی و میزان جذب انرژی (چقرمگی) برای نمونه‌های سری (الف) و در اشکال (۵) و (۶) برای نمونه‌های سری (ب) ارائه شده است.

در شکل (۷) نمودار ستونی کاهش وزن برحسب میلی‌گرم در مسافت ۱۰۰۰ متر برای نمونه‌های هر دو آزمایش سری (الف) و (ب) ارائه شده است. لازم به ذکر است که نسبت کاهش وزن دیسک به پین برای هر نمونه در بالای ستون مربوط به آن ذکر شده است. نمونه‌هایی که نسبت دیسک به پین آنها نزدیک به نسبت دیسک به پین نمونه نیکل سخت بود، برای آزمایش سری (ب) انتخاب شدند. در شکل (۷) دیده

می‌شود که در بین کلیه نمونه‌ها نمونه ۴A در آزمایش سری (الف) دارای مقاومت سایشی بهتری نسبت به بقیه نمونه‌ها بوده است.

بحث

به طور کلی ساختار چدن‌های سفید مارتنزیتی از زمینه مارتنزیتی، کاربردهای اولیه (یوتکتیکی)، آستنیت باقیمانده و کاربردهای ثانویه تشکیل شده است. انجماد در این آلیاژها با تشکیل دندریتهای آستنیت آغاز شده و در پی آن کاربردهای اولیه (M_7C_3 یا M_7C) و آستنیت به طور همزمان طی یک واکنش یوتکتیکی رسوب می‌کنند. ساختار حاصله شامل مارتنزیت همراه با مقادیر زیادی آستنیت باقیمانده و کاربردهای درشت اولیه (یوتکتیکی) خواهد

نشان می‌دهد که در آلیاژ اینکراگریند کاربیدهای ثانویه از نوع $(\text{CrFe})_{23}\text{C}_6\text{M}_{23}\text{C}_6$ و در آلیاژ کومولوی از نوع کاربید کمپلکس منگنز-مولیبدن می‌باشند.

شکل (۸) تصویر میکروسکوپی از ساختار نمونه **aA** (ریختگی اینکراگریند) می‌باشد. در این شکل تیغه‌های خشن مارتنزیت همراه با مقادیر زیادی آستنیت باقیمانده دیده می‌شود. کاربیدهای درشت اولیه ساختار لدبوریت هم کاملاً قابل رویت می‌باشد.

بود. با انجام عملیات حرارتی دو مرحله‌ای شامل آستنیت‌زدن و پس از آن تمپر کردن، ساختار دچار تغییراتی می‌شود. با کاهش درجه حرارت آستنیت‌زدن تا حدود $900 \pm 25^\circ\text{C}$ کربن و کرم بشکل کاربیدهای ثانویه $(\text{M}_{23}\text{C}_6)$ از مذاب رسوب کرده و میزان عناصر آلیاژی در آستنیت باقیمانده کم می‌شود و در نتیجه این فاز ناپایدار می‌شود و بسته به سرعت سرد کردن به یکی از محصولات استحاله آستنیتی (مارتنزیت، بینیت یا پرلیت) تبدیل می‌شود لذا ساختار نهایی شامل زمینه مارتنزیتی، کاربیدهای اولیه و نیز کاربیدهای ثانویه که در زمینه بصورت ذرات ریز و سخت پخش شده‌اند، می‌باشد.

در چدنهای سفید مارتنزیتی کاربیدها بسیار سخت و شکننده می‌باشند و اصولاً با ازدیاد کربن مقدار کاربیدهای موجود در ریزساختار افزایش و در نتیجه مقاومت سایشی افزایش می‌یابد که موجب کاهش چقرمگی می‌شود.

کاربیدهای ثانویه به صورت ذرات ریز و پراکنده در ساختار پخش می‌شوند و باعث افزایش مقاومت سایشی می‌گردند. نتایج حاصل از سختی‌سنجی میکروسکوپی

شکل ۸: ریز ساختار نمونه **aA**

(اینکراگریند ریختگی).

شکل ۹: ریز ساختار نمونه **aB**

(کومولوی ریختگی).

شکل (۹) تصویر میکروسکوپی از ساختار نمونه **aB** (ریختگی کومولوی) می‌باشد. ساختار در اینحالت از مقدار زیادی از آستنیت باقیمانده، تیغه‌های خشن و در هم مارتنزیت و کاربیدهای یوتکتیکی درشت و پیوسته تشکیل شده است. در اینجا کاربیدهای اولیه، کاربیدهای منگنز هستند.

وجود آستنیت باقیمانده بدلیل عناصر آستنیت‌زای قوی مانند نیکل و مس در ترکیب می‌باشد که در فاز آستنیت قرار می‌گیرند و باعث پایداری آن می‌شوند. در جدول (۴) دیده می‌شود که سختی نمونه‌های عملیات حرارتی شده بیشتر از نمونه‌های ریختگی است. در اثر عملیات حرارتی، کاربیدهای ثانویه از آستنیت رسوب کرده و درزمینه به صورت ذرات ریز پخش می‌شوند. این مسئله باعث افزایش سختی نمونه‌های عملیات حرارتی شده نسبت به نمونه‌های ریختگی می‌گردد. همچنین در جدول (۴) دیده می‌شود که در نمونه‌های آلیاژ اینکراگریند و آلیاژ نیکل سخت، از سطح به طرف مغز نمونه افت شدید سختی وجود دارد. برای آلیاژ کومولوی، اختلاف سختی بین سطح و مغز نمونه‌ها بسیار کمتر از اینکراگریند و نیکل سخت است. بعبارتی نمونه‌های آلیاژ

شکل ۱۰: ریزساختار سطح نمونه

۱A

شکل (۱۰) مربوط به سطح نمونه ۱A می‌باشد. در تصویر دیده می‌شود که آستنیت باقیمانده در اثر عملیات حرارتی از بین رفته و به مارتنزیت تبدیل شده است. کاربری‌های اولیه از نوع $(CrFe)_3C$ به وضوح دیده می‌شوند. فاز مارتنزیت تمپر شده و ساختار لدبوریت هم به مقدار خیلی کم کاملاً مشخص است. نکته قابل توجه اینکه در این شکل کاربری‌های ثانویه وجود ندارند که بدلیل نوع عملیات حرارتی انجام شده روی نمونه می‌باشد.

کاربری‌های ثانویه در دمای بالای $900^{\circ}C$ حین سرد کردن از فاز آستنیت رسوب می‌کنند و باعث پایداری آستنیت می‌شوند و در نتیجه آستنیت به مارتنزیت تبدیل می‌شود. در این نمونه چون عملیات حرارتی مربوط به چدن نایهارد انجام شده و نمونه آستنیت نشده پس کاربری‌های ثانویه دیده نمی‌شوند.

کومولوی بصورت همگن سخت شده‌اند. قبلاً ذکر شد که عنصر منگنز در درصدهای بالای ۲٪ تبریدزای قوی می‌باشد. در چدن کومولوی درصد منگنز در محدوده ۳-۳/۵ درصد می‌باشد که این مسئله باعث تبریدزایی قوی این عنصر و تشکیل فاز کاربید در سرتاسر نمونه می‌شود که در نتیجه بصورت همگن سخت خواهد شد. در کاربردهاییکه سختی به همراه چقرمگی بالا مورد نیاز باشد استفاده از ترکیب چدن کومولوی مطلوب نیست.

آستنیت به مارتنزیت بوجود آمده است، (حدود ۶ درصد افزایش حجم در استحاله آستنیت به مارتنزیت حاصل می شود) از بین می رود و از سختی کاربیدها تا حدودی کاسته می شود که این امر باعث افزایش چقرمگی کل ساختار می شود. همچنین مقدار جذب انرژی برای نمونه های عملیات حرارتی شده بیشتر از نمونه های ریختگی است. قبلاً اشاره شد که با انجام عملیات حرارتی، کاربیدهای ثانویه در کل نمونه پخش می شوند که موجب افزایش سختی، چقرمگی و یکنواختی در کل نمونه می شود و در نتیجه مقاومت به ضربه نمونه های عملیات حرارتی شده بیشتر از نمونه های ریختگی است.

در شکل (۱) دیده می شود که با افزایش دمای تمپر در کلیه نمونه ها، سختی کاهش یافته است. واضح است که با افزایش دمای تمپر در زمان یکسان برای نمونه ها، ساختار مارتنزیت ظریفتر می شود و از خشن بودن تیغه های مارتنزیت کاسته می گردد. همچنین احتمال کم شدن پیوستگی کاربیدها وجود دارد.

به طور کلی از ارقام جدول (۴) نتیجه گیری می شود که میانگین سختی بدست آمده برای نمونه آلیاژ نیکل سخت مورد استفاده در صنعت، بسیار نزدیک به میانگین سختی نمونه های آلیاژهای اینکراگریند و کومولوی می باشد و جایگزینی نیکل و کرم با مس و منگنز، البته با انجام عملیات حرارتی مناسب، باعث کاهش چشمگیر سختی نشده و این جایگزینی تقریباً با حفظ سختی انجام شده است.

در شکل (۲) دیده می شود که با افزایش دمای تمپر مقادیر جذب انرژی برای نمونه های آلیاژهای اینکراگریند و کومولوی افزایش یافته است. قبلاً اشاره شد که با تمپر کردن، ساختار مارتنزیت ظریفتر شده و تنشهای داخلی که در اثر استحاله

بطور همگن سخت شده‌اند و چون انعطاف‌پذیری از خواص مغز قطعه می‌باشد، در نتیجه این آلیاژ برای کاربردهائی مناسب است که پارامتر تعیین‌کننده و اصلی، سختی باشد و چقرمگی اهمیت زیادی نداشته باشد. در شکل‌های (۳) و (۴) و (۷) مشاهده می‌شود که در کل نمونه‌های آزمایش شده میزان سائیده شدن نمونه ۴A از همه کمتر است. پس مقاومت سایشی این نمونه از همه بیشتر است. ساختار سطح نمونه ۴A در شکل (۱۲) شامل کاربیدهای یوتکتیکی پیوسته، ساختار لدبوریت، کاربیدهای ثانویه و ساختار مارتنزیت ظریف بوده و بعلاوه بالا بودن دمای تمپر، از یکنواختی خاصی برخوردار است. از طرفی کاربیدهای ثانویه به صورت تقریباً یکنواخت در نمونه پخش شده‌اند که موجب می‌شود چقرمگی نمونه نسبت به بقیه نمونه‌ها بهتر باشد. همچنین میانگین سختی نمونه مذکور در حد قابل قبولی است (جدول ۴).

شکل ۱۱: ریزساختار سطح نمونه

۲A.

شکل (۱۱) مربوط به سطح نمونه ۲A که در روغن کوئنچ شده، می‌باشد. دیده می‌شود که در سطح این نمونه تیغه‌های مارتنزیت بسیار خشن هستند و کاربیدهای یوتکتیکی پیوسته از نوع $(CrFe)_3C$ می‌باشند. ساختار لدبوریت هم کاملاً مشخص است. آستنیت باقیمانده هم مطلقاً وجود ندارد. خشن شدن تیغه‌ها بدلیل سرعت بالای انجماد، باعث افزایش سختی نسبت به بقیه نمونه‌ها شده است. کاربیدهای ثانویه هم در زمینه پخش هستند.

قطعاتی که از آلیاژ نیکل سخت در صنعت تهیه می‌شوند مانند زره‌های آسیاب یا گلوله‌ها باید دارای سختی، مقاومت به ضربه و مقاومت سایشی بالایی باشند. قبلاً اشاره شد که نمونه‌های آلیاژ کومولوی بدلیل داشتن حدود ۳/۵ درصد منگنز تقریباً

شکل ۱۲: ریزساختار سطح نمونه

۴A

شکل ۱۳: ریزساختار سطح نمونه

۶A

شکل (۱۳) تصویر مربوط به سطح نمونه ۶A می‌باشد. ساختار مارتنزیت ظریف و یکنواخت است. کاربیدهای ثانویه در ساختار مارتنزیت رسوب کرده‌اند. مقدار فاز لدبوریت کم می‌باشد. در تصویر، آستنیت باقیمانده به چشم نمی‌خورد چرا که در اثر عملیات حرارتی به مارتنزیت و کاربید ثانویه تبدیل شده است.

بنابراین مشاهده می‌شود که نمونه ۴A از آلیاژ اینکراگریند که در 1000°C آستنیت و در 450°C بازگشت داده شده است، بدلیل دارا بودن ساختار یکنواخت، مقاومت به ضربه عالی، سختی خوب و مقاومت سایشی بهتر نسبت به بقیه نمونه‌ها از لحاظ عملی ارجحیت دارد و با جایگزینی بخش عمده‌ای از عناصر گران قیمت نیکل و کرم با عناصر ارزان قیمت، بهمراه انجام عملیات

ریزساختار میکروسکوپی سطح و مغز قطعه می‌گردد.

۴- افزودن مس به چدنهای مارتنزیتی باعث افزایش سختی و سختی‌پذیری بدون تغییر در ساختار میکروسکوپی این آلیاژها و نیز پایداری فاز آستنیت می‌گردد.

۵- حضور کاربیدهای ثانویه در چدنهای اینکراگریند و کومولوی موجب جبران کاهش درصد کرم و نیکل در آنها می‌شود که این امر حاصل استفاده از مس و منگنز به‌مراه مقدار کمی مولیبدن می‌باشد.

۶- چدن اینکراگریند بازگشت داده شده در 450°C بمدت یکساعت و نیم و سرد شده در هوا، مقاومت سایشی و چقرمگی بهتری از چدنهای کومولوی و نیکل سخت ارائه می‌دهد.

حرارتی مناسب می‌توان همان خواص آلیاژ نیکل سخت را انتظار داشت.

نتیجه‌گیری

۱- آستنیت کردن چدنهای سفید مارتنزیتی در دمای بیش از 900°C موجب تشکیل کاربیدهای ثانویه می‌شود که بصورت ذرات ریز و سخت درزمینه پخش شده و باعث افزایش سختی و چقرمگی آنها می‌گردد.

۲- بازگشت چدنهای ضدسایش مارتنزیتی به ویژه در دماهای بالا بعلت ظریف‌تر شدن ساختار و یکنواخت پخش شدن کاربیدهای ثانویه در آن، مقاومت سایشی را افزایش می‌دهد.

۳- وجود بیش از ۳ درصد منگنز در ترکیب چدنهای سفید مارتنزیتی بدلیل قدرت تبریدزائی بالای این عنصر موجب سخت شدن یکنواخت و مشابهت

مراجع

- 1 - Farye, J. C. and Barclay, G. A. (1973). *Properties and performance of cast Iron grinding balls.*
- 2 - Lalich, M. J. (1966). *Transformation & microstructure of a copper bearing martensitic white cast irons.* A thesis for the degree of master of science in metallurgical engineering, Michigan Technological University.

- 3 - Zhout, Q. D. and Rao, Q. C. (1988). "The influence of alloying elements Si, Mn, V, Cu, Ni & B on the structures & properties of light chromium white cast Irons". *55th Int. congress on foundry*, Moscow, PP. 11-16.
- 4 - Powell, G. L. and Laird, G. (1992). "Structure, nucleation, growth and morphology of secondary carbides in high chromium and Cr-Ni white cast Irons". *Journal of Materials Science*, No. 27, PP. 29-35.
- 5 - The International Nickel Company (MOND), Ltd., *Engineering properties & application of Ni-Hard martensitic white cast Iron*. London, S. W. 1.
- 6 - Fairhurst, W. (1970). "Chromium molybdenum white cast irons for abrasive applications." *Reprint of BCIRA report. 1010*, PP. 305-310.
- 7- Jan, C. (1973). *Properties of high chromium Irons*. BCIRA, Broadsheet. No, 63.
- 8- Larid, G. (1993). "Some comments on white cast iron microstructure and wear properties." *AFS Trans.*, PP. 497-503.
- 9- David, J. (1972). *Essential features of production of high chromium cast irons*. BCIRA Broadsheet No. 54.
- 10- ASTM Standards , section I, *Iron & Steel products*. Vol. 01. 02, PP. 319-323.

۱۱- کدخدائی، ش. "بررسی تأثیر جایگزینی نیکل با مس بر ساختار میکروسکوپی و خواص

سایشی چدنهای سفید مارتنزیتی نیکل - کرم‌دار." پایان‌نامه کارشناسی ارشد دانشکده فنی،

دانشگاه تهران، صص. ۱۱۸-۱۱۹، (۱۳۷۹).

واژه‌های انگلیسی به ترتیب استفاده در متن

- 1- Incragrind
- 2- Cumolloy
- 3- Ni-Hard IV
- 4- Inductoterm
- 5- Cylpeps
- 6- Block-on-Ring
- 7- Relative Resistance Wear
- 8- Image Analysis