

## اثر عناصر آلیاژی روی ریز ساختار و خواص مکانیکی چدنهای نشکن آستمپر شده

محمد علی گل‌گذار\* - عباس نجفی زاده\*\*

### چکیده

در این پژوهش اثرات درصدهای مختلفی از عناصر آلیاژی مس و قلع بر روی خواص مکانیکی چدنهای نشکن آستمپر شده مورد بررسی قرار گرفته است. به علاوه ساختارهای میکروسکوپی نمونه‌ها در شرایط ریختگی و آستمپر شده به کمک میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی اسکانینگ مطالعه شده است. نمونه‌های متالوگرافی، کشش و ضربه (از نوع شیاردار) از Y-بلوک‌های ریخته‌گری شده در قالب ماسه‌ای تهیه شده، پس از آستنتیه، آستمپر گردیدند.

نتایج حاصل از آزمایشها، مناسبترین ترکیب خواص مکانیکی چدنهای نشکن را در دماهای مختلف و مدت زمانهای متفاوت آستمپر شدن و به ازای درصدهای مختلف عناصر مس و قلع در آلیاژ نشان می‌دهد. همچنین، مطالعات میکروسکوپی نوری و الکترونی نشان می‌دهد که ساختار میکروسکوپی نمونه‌های آستمپر شده

\* استادیار دانشکده مهندسی مواد - دانشگاه صنعتی اصفهان

\*\* دانشیار دانشکده مهندسی مواد - دانشگاه صنعتی اصفهان

در دمای پایین، کاملاً سوزنی شکل و متشکل از لایه های متناوب بسیار ظریف و ریز فریت بینیتی و آستنیت پایدار شده است؛ در حالی که نمونه های آستمپر شده در دمای بالا، ساختاری متمایل به حالت دانه ای داشته از لایه ها و صفحات ضخیم، خشن و منفرد فریت بینیتی و آستنیت پایدار تشکیل شده است.

#### مقدمه

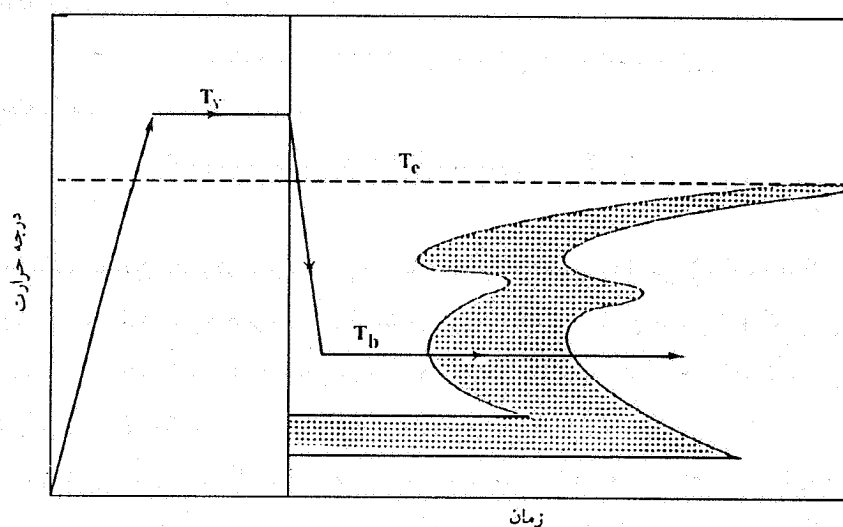
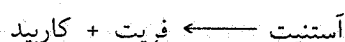
یکی از مهمترین خانواده های چدنهای نشکن که در سالهای اخیر مورد توجه خاص مهندسان و محققان قرار گرفته "چدن نشکن آستمپر شده" نام دارد. این امر به علت مجموعه خواص مکانیکی بسیار مطلوب توأم با قیمت تمام شده کمتر آن در مقایسه با فولادهای با خواص مشابه است. خواص عالی این نوع چدن، مستقیماً از ساختار میکروسکوپی منحصر به فرد حاصل از عملیات حرارتی آستمپر کردن، یعنی مجموعه ای از فریت بینیتی و آستنیت باقیمانده ناشی می شود (۱ تا ۷). معمولترین کاربردهای این نوع چدن عبارتند از: انواع چرخنده ها با اندازه های مختلف، انواع میل لنگها و میل بادامکها، انواع اتصالات، بازوها و اهرمهای انتقال نیرو و قطعات مشابه (۸ تا ۱۰).

گرچه با تغییر دمای آستمپر کردن، خواص این نوع چدن به طور پیوسته تغییر می کند، مع هذا، به طور کلی دو دسته عمده از چدنهای نشکن آستمپر شده شناخته شده و توسعه یافته اند:

**دسته اول:** چدنهای نشکن این دسته در دمای پایین یعنی در محدوده دمای ۲۵۰-۳۳۰ درجه سانتیگراد آستمپر شده اند. لذا، ساختار میکروسکوپی آنها از لایه های متناوب بسیار ظریف فریت و آستنیت باقیمانده تشکیل شده است. این ساختار شباهت زیادی به بینیت بالایی در فولادها دارد. چدنهای مزبور از سختی بالا (بیشتر از ۴۰۰ برینل) و استحکام خوب برخوردار بوده و برای کاربردهایی نظیر چرخنده ها و موارد مشابه دیگر که نیاز به مقاومت بالایی در برابر تنشهای تماسی دارند، مناسب اند.

**دسته دوم:** اگر دمای آستمپر کردن در محدوده ۳۵۰-۴۵۰ درجه سانتیگراد باشد، چدنهای نشکن این دسته به دست می آید. ساختار میکروسکوپی این چدن شامل لایه ها یا صفحات درشت، خشن و منفرد فریت است. سختی این نوع چدن در محدوده ۲۶۰-۳۵۰ برینل بوده و از انعطاف

پذیری و مقاومت به ضربه نسبتاً خوبی برخوردارند. به علاوه استحکام خستگی، مقاومت به سایش و همچنین قابلیت ماشینکاری این گروه از چدنهای نشکن آستمپر شده نسبتاً خوب است. استحاله آستمپرینگ در چدنهای نشکن (شکل ۱) کاملاً متفاوت از فولادهاست. در اکثر فولادها، استحاله آستمپرینگ منجر به تشکیل همزمان فریت و کاربید از فاز آستنیت بر طبق واکنش زیر می شود:



شکل ۱- نمودار عملیات حرارتی آستمپر کردن مخصوص چدنهای نشکن

در اینجا فریت و کاربید هر دو به طور همزمان و به کمک یکدیگر در مدت زمان نسبتاً کوتاهی جوانه زده و رشد می کنند. از سوی دیگر استحاله آستمپرینگ در چدنها به مراتب آهسته تر بوده و به عنوان یک واکنش چند مرحله ای شناخته شده است (۱۱ تا ۱۳). در این جا ابتدا فریت بینیتی جوانه زده و به داخل دانه های آستنیت رشد می کند. همزمان، کربن از نواحی فریتی طرد شده و به داخل آستنیت مجاور نفوذ می کند. درصد سیلیسیم بالا در چدنهای نشکن از تشکیل کاربید در نواحی پر کربن جلوگیری می کند. با افزایش درصد کربن آستنیت، این فاز نسبت به واکنش آستنیت

به فریت حالت پایدارتری پیدا کرده و لذا، از رشد فریت بینیتی جلوگیری کرده و واکنش مزبور موقتاً متوقف می شود. آستنیت باقیمانده می تواند درصد کربنی در حدود ۲ درصد و دمای شروع به تشکیل مارتنزیتی در حدود ۱۲۰ درجه سانتیگراد داشته باشد [۱۴]. شایان ذکر است که آستنیت پرکربن مزبور نمی تواند برای همیشه پایدار باشد. اگر به مدت زمان کافی چدن در دمای آستمپر شدن نگهداشته شود، در نهایت آستنیت به فریت و کاربید تجزیه می شود. لذا، استحاله آستمپرینگ در چدنهای نشکن با یک استحاله دو مرحله ای به صورت زیر مشخص می شود:

مرحله اول:

آستنیت زمینه ← فریت بینیتی + آستنیت پرکربن

مرحله دوم:

آستنیت پرکربن ← فریت بینیتی + کاربید

در حقیقت خواص مکانیکی بسیار عالی چدنهای نشکن آستمپر شده ناشی از ساختار میکروسکوپی منحصر به فرد آنها یعنی مجموعه ای از فریت بینیتی و آستنیت پرکربن حاصل از واکنش مرحله اول است. این در حالی است که واکنش مرحله دوم نه تنها مفید نیست بلکه از نظر تأثیر بر خواص مکانیکی زیان آور است.

مهمترین متغیرهایی که بر انجام و میزان پیشرفت واکنش مرحله دوم و در نتیجه ساختار میکروسکوپی و نهایتاً خواص مکانیکی تأثیر گذاشته اند عبارت اند از: شرایط ریخته گری، دما و زمان آستنیت کردن [۱۵] دما و زمان آستمپر کردن ([۱۶ تا ۱۹]). به علاوه، گزارش شده است که ترکیب شیمیایی اولیه آلیاژ یا عناصر آلیاژی اضافه شده در تعیین ساختار میکروسکوپی حاصل از استحاله آستمپرینگ و در نتیجه خواص مکانیکی نهایی تأثیر بسزایی دارند ([۲۰ تا ۳۰]). از جمله دلایل افزودن عناصر آلیاژی به چدنهای نشکن آستمپر شده، افزایش سختی پذیری آنهاست. اصولاً انتخاب این گونه عناصر با دقت بسیار انجام می پذیرد، زیرا ممکن است عناصر آلیاژی اثرات سوء و مخربی بر کیفیت قطعات ریخته گری و همچنین مشخصات مکانیکی آنها در حالت آستمپر شده داشته باشد.

نتایج حاصل از تحقیقات انجام گرفته ([۲۰ تا ۳۰]) مؤید این حقیقت است که عناصری نظیر

منگنز، مولیبدن، نیکل، مس و قلع می توانند به تنهایی و یا مشترکاً برای تأمین این اهداف مفید باشند.

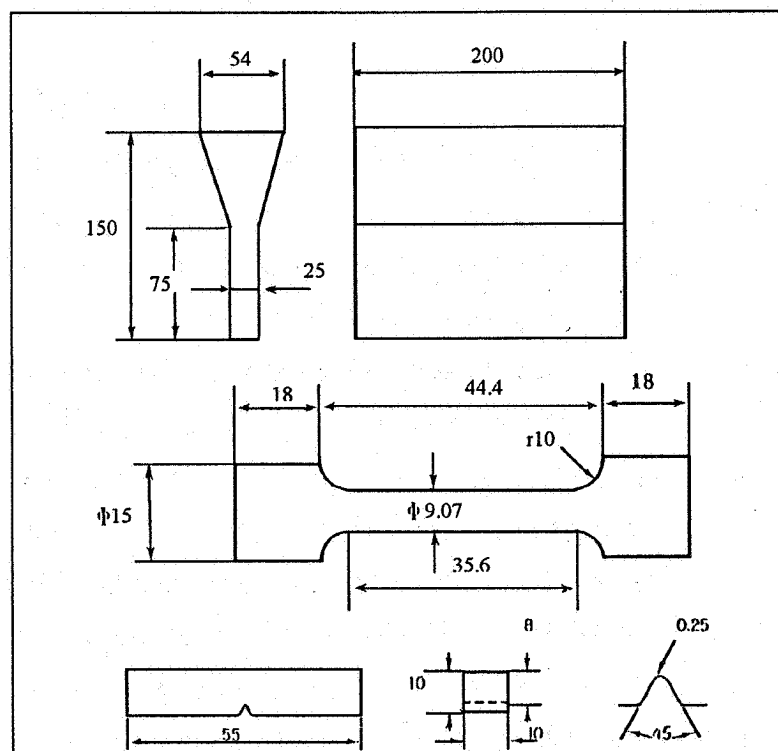
### روش کار و آزمایشها

کلیه ذوبها در یک کوره زمینی بوته ای به ظرفیت ۶۰ کیلوگرم انجام گرفت. ترکیب شیمیایی چدن پایه یا شمش سورل متال مورد استفاده در جدول ۱ آمده است. ترکیبات و عناصر آلیاژی دیگر مورد استفاده عبارتند از: فروسیلیسیم ۷۵ درصد، فروسیلیکومنیزیم با حدود ۵/۵ درصد منیزیم، مس خالص و قلع خالص. مراحل آماده سازی کلیه ذوبها یکسان بوده و به ترتیب زیر انجام گرفت: ۴۰ کیلوگرم شمش سورل به داخل بوته ریخته و ذوب شد. حدود ۲۰ دقیقه قبل از پایان ذوب، ۱۸۰ گرم فروسیلیسیم همراه با مقدار لازم مس و قلع (با احتساب اتلاف ۱ درصد برای مس) به داخل بوته اضافه شد. پس از اتمام ذوب، عمل سرباره گیری و کنترل دما انجام گرفت. آنگاه با استفاده از روش غوطه وری<sup>۱</sup> عمل کروی کردن گرافیتها انجام گرفت. درست قبل از ریختن مذاب به داخل قالبها، مقدار ۱۸۰ گرم فروسیلیسیم ۷۵ درصد به عنوان ماده جوانه زا به آن اضافه گردید. ذوبها در دو نوع قالب ماسه ای برای تهیه تعداد کافی Y- بلوک با اندازه و ابعاد استاندارد و در نهایت ساخت نمونه های کشش، ضربه و متالوگرافی (شکل ۲) برای تهیه نمونه های کوانتومتری و تعیین ترکیب شیمیایی نهایی آلیاژ ریخته گری شدند. قالبهای موقت (نوع اول) به کمک دست و با استفاده از ماسه سیلیسی و چسب سیلیکات سدیم به روش CO<sub>2</sub> تهیه شده و سپس سطوح آنها با رنگ گرافیتی پوشش داده شدند.

جدول ۱ - ترکیب شیمیائی شمش سورل متال

عنصر	کربن	سیلیسیم	منگنز	گوگرد	فسفر
درصد	۴/۳-۱/۸	۱/۵	۰/۰۸-۰/۰۲	۰/۰۸-۰/۰۲	۰/۰۴-۰/۰۲

### 1 . Plunging

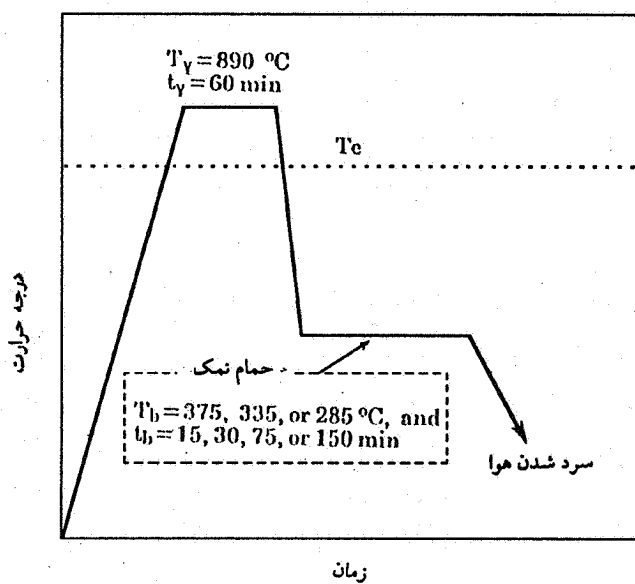


شکل ۲ - شکل و اندازه Y بلوک، نمونه‌های کشش و ضربه (ابعاد میلیمتر)

از هر ذوب یک Y- بلوک جهت بررسی خواص مکانیکی و مطالعه ساختار میکروسکوپی در حالت ریختگی نگهداشته شد و بقیه در دمای ۸۹۰ درجه سانتیگراد به مدت یک ساعت آنیل گردیدند. آنگاه با استفاده از قسمت پایین Y- بلوکها، نمونه های کشش و ضربه شیار دار با ابعاد استاندارد تهیه شد (شکل ۲).

نمونه های ضربه و کشش تهیه شده از Y- بلوکهای آنیل شده در دوازده جعبه سمانتاسیون، حاوی براده چدن قرار داده شدند به طوری که هر جعبه مجموعه ای از ۲-۳ نمونه ضربه را در بر می گرفت. عملیات حرارتی آستمپر کردن بر روی این نمونه ها به ترتیب زیر انجام گرفت.

جعبه های مزبور به سه دسته چهار تایی تقسیم شده و در داخل کوره عملیات حرارتی قرار داده شدند. کوره روشن شد و دمای آن به  $890^{\circ}\text{C}$  درجه سانتیگراد رسید و جعبه ها به مدت ۱ ساعت در این دما نگهداشته شدند. پس از پایان زمان آستنیته کردن، نمونه های مربوط به هر دسته از جعبه ها خارج و در حمام نمکی بادمای مورد نظر قرار گرفت. دماهای مورد استفاده برای پروسه آستمپر کردن عبارت بودند از:  $375$ ،  $335$  و  $285^{\circ}\text{C}$  درجه سانتیگراد. در هر دمای آستمپر کردن، پس از گذشت ۱۵، ۳۰، ۷۵ و ۱۵۰ دقیقه یک مجموعه از نمونه ها (شامل ۲ یا ۳ نمونه کشش و ۲ یا ۳ نمونه ضربه) از حمام نمک خارج و در هوا سرد شد. دیاگرام فرایند عملیات حرارتی آستمپر کردن در شکل ۳ نشان داده شده است.



شکل ۳ - نمودار عملیات حرارتی آستمپر کردن مورد استفاده در این تحقیق

آزمایشهای انجام گرفته بر روی هر یک از ذوبها عبارت بودند از: کشش، ضربه به روش چارپی، تعیین سختی به روش برینل (با استفاده از نیروی  $187/5$  کیلوگرم و ساچمه  $2/5$  میلیمتر)، بررسی

ساختار میکروسکوپی به کمک میکروسکوپ نوری و همچنین میکروسکوپ الکترونی اسکانینگ از نوع Jeol مدل ۵۶۴۰۰. به علاوه آنالیز شیمیایی کلیه ذوبها به روش کوانتومتری صورت گرفت که خلاصه نتایج در جدول ۲ آمده است. توضیح کاملتر روش کار، محاسبات و آزمایشها در مرجع ۳۱ آمده است. انتخاب دماها و زمانهای آستمپرینگ و همچنین ترکیبهای شیمیایی مورد استفاده با توجه به تحقیقات قبلی بوده است [۳۱].

جدول (۲ - الف) - در صد های اسمی (انتخاب شده) مس و قلع جهت تهیه مذاب

شماره آلیاژ	در صد مس	در صد قلع
۱	۱	-
۲	۱	-
۳	۱	۰/۲
۴	-	۰/۴

جدول (۲ - ب) - نتایج حاصل از آنالیز کوانتومتری ذوبهای ریخته گری شده

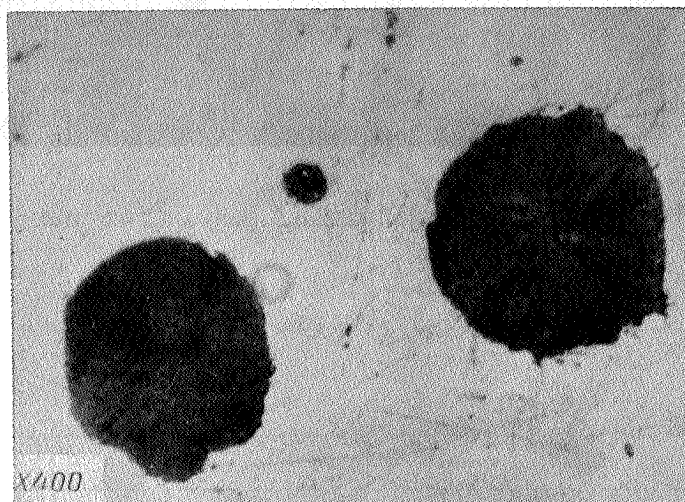
شماره آلیاژ کربن	سیلیسیم	منگنز	گوگرد	فسفر	منیزیم	نیکل	مس
۱	۲/۶۴	۰/۰۱۴	۰/۰۱۸	۰/۰۱۹	۰/۰۵۴	۰/۱۱۳	۰/۹۶
۲	۲/۴۹	۰/۰۱۳	۰/۰۱۴	۰/۰۲۱	۰/۰۶۲	۰/۱۲۳	۱/۸۹
۳	۲/۵۷	۰/۰۱۴	۰/۰۱۶	۰/۰۲۰	۰/۰۵۹	۰/۱۲۰	۰/۹۴
۴	۲/۶۱	۰/۰۱۵	۰/۰۱۷	۰/۰۱۷	۰/۰۶۳	۰/۱۱۸	



### بررسی و ارزیابی نتایج ساختار میکروسکوپی

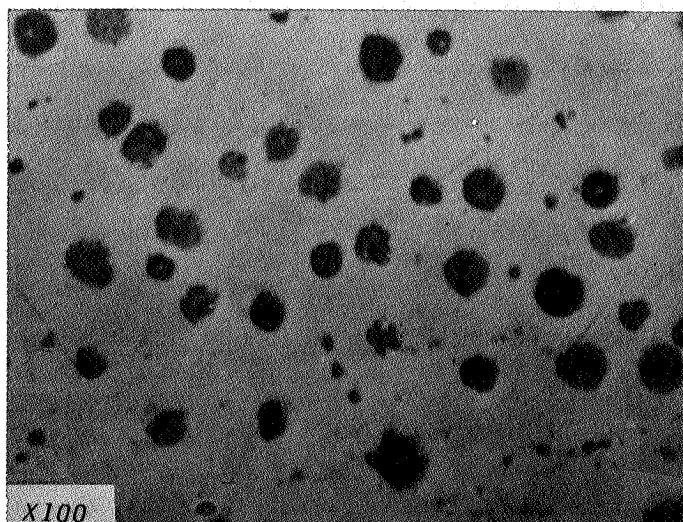
ساختار میکروسکوپی کلیه نمونه ها در حالت ریختگی و پس از عملیات حرارتی آستمپر کردن مورد مطالعه قرار گرفت. در حالت ریختگی در کلیه ذوبها نکات زیر مشترک بود:

(۱) درصد گرافیت های کروی شده بیشتر از ۹۰ و تعداد آنها به طور متوسط ۷۵ عدد کره گرافیت در هر میلیمتر مربع برای آلیاژهای حاوی مس بود که این مقدار به حدود ۵۰ برای آلیاژهای حاوی قلع کاهش یافت. شکل ۴، تصویر میکروسکوپی نوری از گرافیت های کروی و شکل ۵، توزیع گرافیت های کروی را در آلیاژ ۳ نشان می دهد.



شکل ۴ - تصویر میکروسکوپی نوری از گرافیت های کروی تشکیل شده در چدن های مورد مطالعه

(۲) زمینه ساختار میکروسکوپی کلیه آلیاژهای مورد بررسی عمدتاً پرلیتی بود (بیشتر از ۹۰ درصد پرلیت). مع هذا مطالعه ساختارهای میکروسکوپی در شرایط ریخته گری و آنیل نمونه های غیر آلیاژی [۲۵] و آلیاژهای حاوی قلع و مس نشان داد که افزایش قلع و یا مس یکنواختی ساختار میکروسکوپی را افزایش داده است. این امر به فاصله بین لایه ای و همچنین توزیع لایه های پرلیت



شکل ۵ - توزیع و اندازه گرافیتها در آلیاژ ۳ در حالت ریختگی

در زمینه نیز مربوط است. شکل ۶، ساختار میکروسکوپی نوری زمینه در آلیاژ ۳ متشکل از پرلیت را نشان می دهد.

در حالت آستمپر شده بررسی ساختار میکروسکوپی نمونه ها مؤید این نکته است که نمونه هایی که در دمای ۲۸۵ درجه سانتیگراد آستمپر شده اند از یک ساختار کاملاً سوزنی شکل، متشکل از لایه های متناوب بسیار ظریف و ریز فریت بینیتی و آستنیت پایدار برخوردارند. این امر در شکل های ۷ و ۸ به وضوح دیده می شود. در این جابه ترتیب تصاویر میکروسکوپی نوری و الکترونی مربوط به آلیاژ ۳ پس از آستمپر کردن در دمای ۲۸۵ درجه سانتیگراد به مدت زمان ۷۵ دقیقه گرفته شده است. از سوی دیگر در نمونه هایی که در دمای ۳۷۵ درجه سانتیگراد آستمپر شده بودند، ساختار حاصل متمایل به حالت دانه ای و متشکل از لایه ها و صفحات ضخیم، خشن و منفرد فریت بینیتی بود که در حد فاصل آنها، آستنیت ناپایدار دیده شد. این نکته در شکل های ۹ و ۱۰ به وضوح مشخص است که به ترتیب تصاویر میکروسکوپی نوری و الکترونی آلیاژ ۳ بعد از استحاله آستمپرینگ در دمای



شکل ۶ - ساختار میکروسکوپی نوری زمینه متشکل از پرلیت در آلیاژ ۳ در حالت ریختگی

۳۷۵ درجه سانتیگراد و به مدت ۱۵ دقیقه را نشان می دهند.

تأثیر زمان استحاله در دمای ثابت آستمپرینگ بر روی ساختار میکروسکوپی به ماهیت واکنش انجام شده و میزان پیشرفت واکنشهای مراحل اول یا دوم بستگی دارد. در محدوده زمانی آزمایش شده در این تحقیق، ملاحظه گردید که افزایش زمان استحاله در دمای مشخص موجب افزایش درصد فریت بینیتی و متعاقباً کاهش درصد آستنیت باقیمانده می شود. این امر با مقایسه شکل‌های ۹ و ۱۱ به وضوح مشخص است که در آنها تصاویر میکروسکوپی نوری از آلیاژ شماره ۳ پس از آستمپر کردن به ترتیب برای مدت زمانهای ۱۵ و ۷۵ دقیقه در دمای ۳۷۵ درجه سانتیگراد نشان داده شده است. همچنین در شکل‌های ۱۰ و ۱۲ ساختارهای میکروسکوپی الکترونی مربوط به شرایط فوق مقایسه شده اند.



شکل ۷ - تصویر میکروسکوپی نوری از آلیاژ ۳ پس از آستمپر شدن در دمای ۲۸۰ درجه سانتیگراد به مدت ۷۰ دقیقه [ساختار آستنیت باقیمانده (فاز روشن) و فریت بینیتی (فاز تیره)]

#### خواص مکانیکی

به منظور ارزیابی خواص مکانیکی آلیاژهای تولید شده، آزمایشهای کشش، سختی و ضربه بر روی آنها انجام گرفت. در این رابطه، جهت حصول نتیجه میانگین در هر حالت بین ۲ تا ۳ آزمایش کشش، ضربه و اندازه گیری سختی انجام گرفت و سپس میانگین آنها محاسبه شد. نتایج به دست آمده در شکل‌های ۱۳ الی ۱۸ ارائه شده است.

شکل‌های ۱۳ و ۱۴ بیانگر میانگین نتایج حاصل از آزمایشهای مکانیکی بر روی آلیاژهای مورد مطالعه در شرایط آستمپر شده در دمای ۲۸۵ درجه سانتیگراد را ارائه می‌دهد. از بررسی اطلاعات به دست آمده:

(۱) به طور کلی استحکام کششی آلیاژهای ۱، ۲ و ۴ تا زمان آستمپر کردن ۷۵ دقیقه افزایش و سپس کاهش می‌یابد. این در حالی است که روند افزایش استحکام کششی برای آلیاژ ۳ تا زمان آستمپر



شکل ۸ - تصویر میکروسکوپی الکترونی از نمونه نشان داده شده در شکل شماره ۷ [نواحی آستنیت باقیمانده (نواحی هموار) و سوزنهای فریت بینیتی (نوی ناهموار) کاملاً مشخص اند]

کردن ۳۰ دقیقه ادامه یافته و آنگاه کاهش می یابد.

(۲) به استثنای آلیاژ ۳، کرنش شکست کلیه آلیاژها تا زمان آستمپر کرن ۷۵ دقیقه افزایش یافته بعد از آن تقریباً ثابت باقی می ماند. شایان توجه است که مقدار کرنش شکست آلیاژ ۳ تقریباً مستقل از زمان است.

(۳) به طور کلی مشاهده می شود که افزایش درصد مس در زمانهای آستمپر شدن بیشتر از ۷۵ دقیقه کاهش استحکام کششی را موجب می شود. مع هذا، در همین شرایط، افزایش درصد قلع به بهبود قابل ملاحظه ای در استحکام کششی منجر می شود.

(۴) گرچه ملاحظه می شود که آهنگ تغییرات سختی تقریباً از روند تغییرات استحکام کششی تبعیت می کند، با این حال بیشترین سختی را آلیاژ ۳ با ۴۵۵ برینل و پس از ۳۰ دقیقه آستمپر شدن از خود



شکل ۹ - تصویر میکروسکوپی نوری از آلیاژ آستمپر شدن در دمای ۳۷۰ درجه سانتیگراد به مدت ۱۰ دقیقه [ ساختار میکروسکوپی شامل آستنیت باقیمانده (فاز روشن) و فریت بینیتی (فاز تیره) است ]

نشان می دهد.

(۵) به طور کلی، مقادیر استحکام ضربه ای کلیه آلیاژها نسبتاً پایین است. این مقدار که بین ۵ الی ۱۰ ژول است برای هر یک از آلیاژها با تغییر زمان آستمپر کردن تقریباً ثابت باقی می ماند. همچنین ملاحظه می شود که استحکام ضربه ای آلیاژهای حاوی قلع به مراتب کمتر از استحکام ضربه ای آلیاژهای حاوی مس است.

از مقایسه و ارزیابی کلیه نتایج فوق، می توان نتیجه گرفت که آلیاژ ۴ (حاوی ۰/۴ درصد قلع) اگر به مدت ۷۵ دقیقه در دمای ۲۸۵ درجه سانتیگراد آستمپر شده باشد، مناسبترین تلفیق خواص مکانیکی را نسبت به سایر آلیاژها داراست. مشخصات مکانیکی آلیاژ مزبور در جدول ۳ خلاصه شده است.

شکلهای ۱۵ و ۱۶ نشاندهنده میانگین نتایج حاصل از آزمایشهای مکانیکی انجام گرفته بر روی

ردیف آزمایش	نسبت سولفور	نسبت کربن	نسبت منگنز	نسبت سیلیسیم	نسبت فسفر	نسبت گوگرد	نسبت نیتروژن	نسبت کربن	نسبت منگنز	نسبت سیلیسیم	نسبت فسفر	نسبت گوگرد	نسبت نیتروژن	نسبت کربن	نسبت منگنز	نسبت سیلیسیم	نسبت فسفر	نسبت گوگرد	نسبت نیتروژن
۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱
۲	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱
۳	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱
۴	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱
۵	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱
۶	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱
۷	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱
۸	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱
۹	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱
۱۰	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۰۱

جدول ۳ - مشخصات شیمیایی و مکانیکی آلیاژهای آلومینوم در درصد مختلف کربن و منگنز



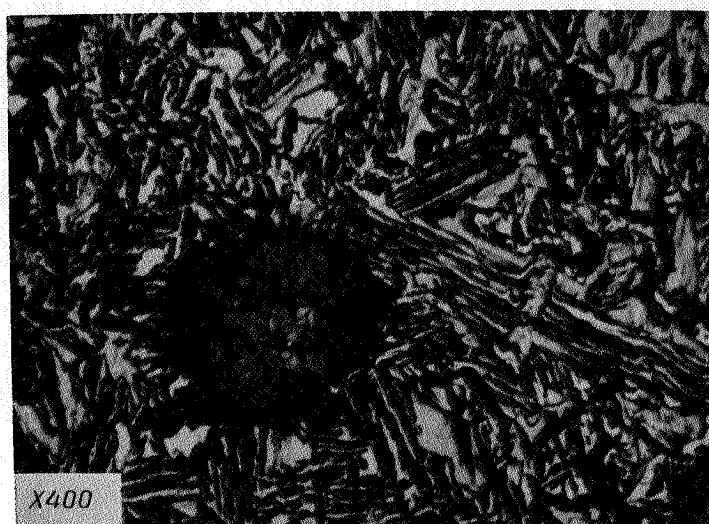
شکل ۱۰ - تصویر میکروسکوپی الکترونی از نمونه نشان داده شده در شکل شماره ۹ [در این ساختار آستنیت باقیمانده (نواحی هموار) و مناطق دانه‌ای فریت-بینیتی (نواحی ناهموار) کاملاً مشخص‌اند]

آلیاژهای مورد مطالعه پس از آستمپر کردن در دمای ۳۳۵ درجه سانتیگراد است. از بررسی اطلاعات فوق نکات زیر مشخص می‌شود:

(۱) حداکثر استحکام کششی در آلیاژهای ۲ و ۳ بعد از ۳۰ دقیقه آستمپر کردن حاصل می‌شود. در حالی که در آلیاژهای ۱ و ۴ حداکثر استحکام کششی پس از تقریباً ۷۵ دقیقه آستمپر کردن به دست می‌آید.

(۲) کرنش شکست آلیاژ ۴ پس از ۳۰ دقیقه آستمپر کردن به حداکثر می‌رسد، در حالی که آلیاژ ۱ بعد از گذشت ۷۵ دقیقه حداکثر کرنش شکست را دارد و این در حالی است که کرنش شکست آلیاژهای ۲ و ۳ نسبت به مدت آستمپر کردن در محدوده کوچکی نوسان می‌کند.





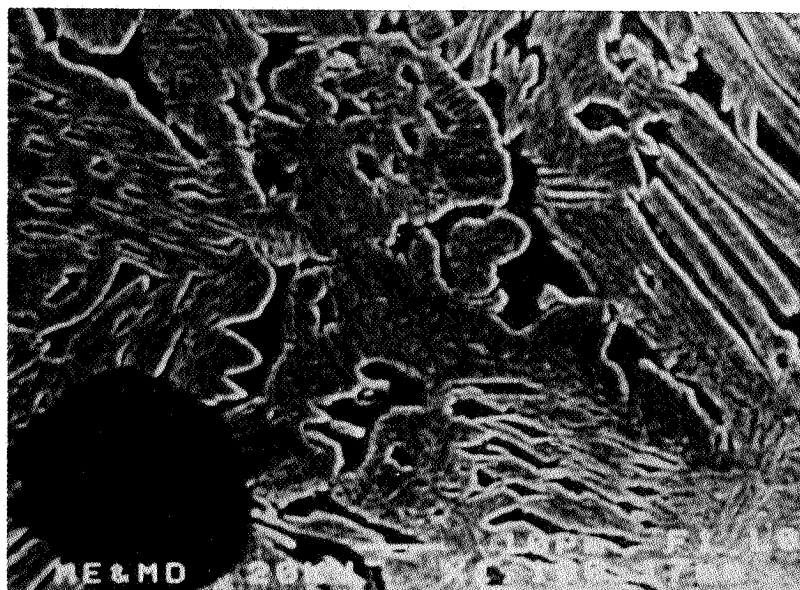
شکل ۱۱ - تصویر میکروسکوپی نوری از آلیاژ ۳ پس از آستمپر شدن در دمای ۳۷۰ درجه سانتیگراد به مدت ۷۰ دقیقه ساختار میکروسکوپی شامل آستنیت باقیمانده (فاز روشن) و فریت بینیتی (فاز تیره) است.

۳) چگونگی تغییرات سختی هر یک از آلیاژها تقریباً از آهنگ تغییرات استحکام کششی همان آلیاژ تبعیت می کند.

۴) در استحکام ضربه ای هر یک از آلیاژها نسبت به زمان آستمپر کردن تغییرات چندانی مشاهده نمی شود.

با مقایسه و ارزیابی کلیه نتایج حاصل در دمای آستمپر کردن ۳۳۵ درجه سانتیگراد این نتیجه به دست می آید که اگر آلیاژ ۱ (محتوی ۱ درصد مس) به مدت زمان ۷۵ دقیقه آستمپر شده باشد، در مقایسه با سایر آلیاژها مناسبترین تلفیق خواص مکانیکی را دارد. مشخصات این آلیاژ در جدول ۳ ارائه شده است. شایان ذکر است که تحت شرایط فوق آلیاژ ۴ که حاوی ۰/۴ درصد قلع است خواصی بسیار نزدیک به آلیاژ ۱ دارد (جدول ۳).

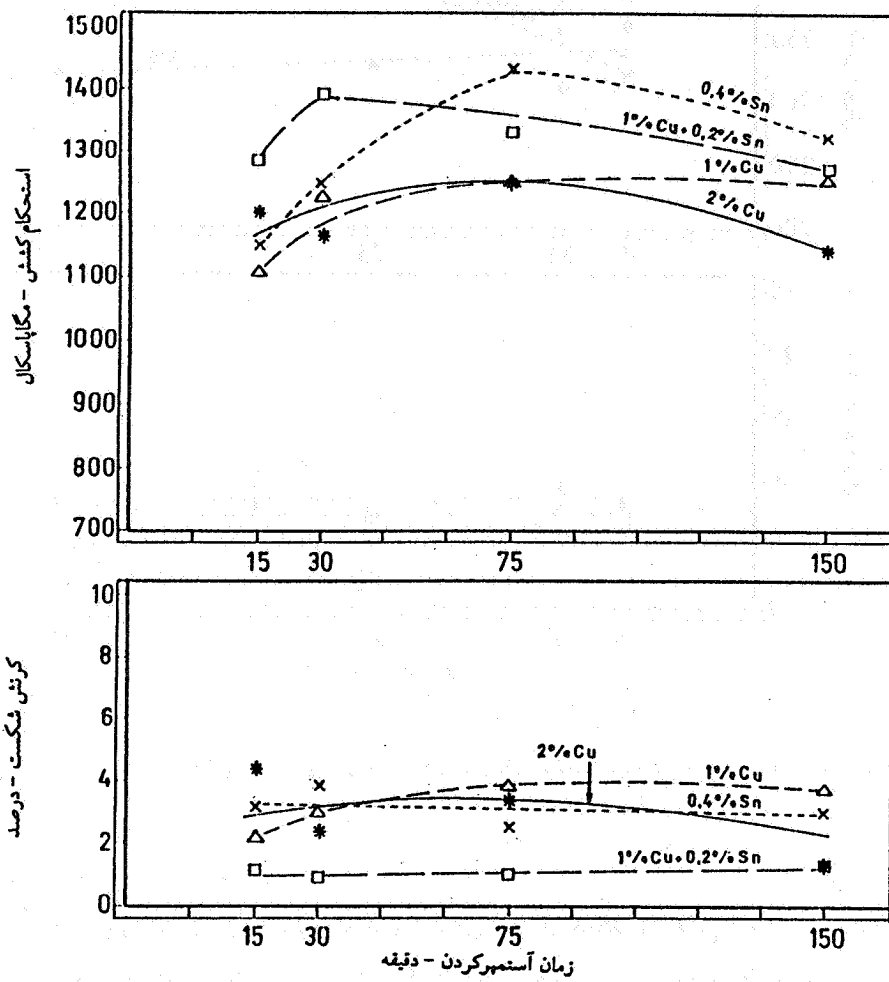
شکلهای ۱۷ و ۱۸ بیانگر میانگین نتایج حاصل از آزمایشهای مکانیکی بر روی آلیاژهای مورد



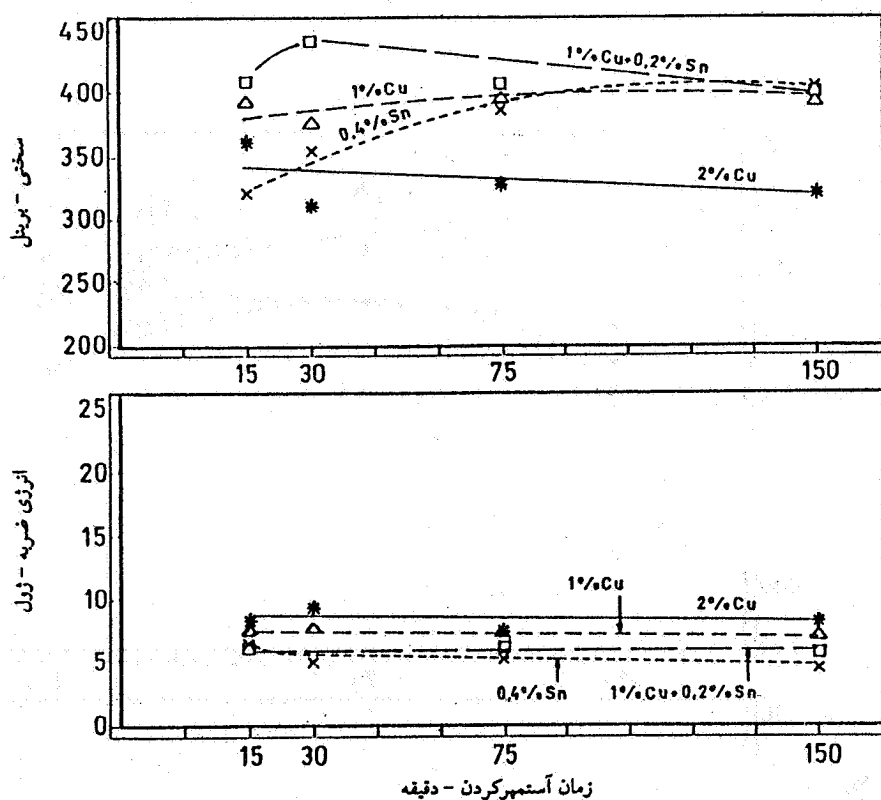
شکل ۱۲ - تصویر میکروسکوپی الکترونی از نمونه نشان داده شده در شکل شماره ۱۱  
[در این ساختار آستنیت باقیمانده (نواحی هموار) و مناطق فریت - بینیتی  
(نواحی ناهموار) کاملاً مشخص اند]

مطالعه در شرایط آستمپر شده در دمای ۳۷۵ درجه سانتیگراد است. از بررسی اطلاعات فوق، نتایج زیر استنتاج می گردد:

- ۱) به استثنای آلیاژ ۳، به طور کلی می توان گفت که استحکام کششی و کرنش شکست کلیه آلیاژها تا زمان آستمپر کردن ۳۰ دقیقه افزایش یافته و آنگاه به تدریج کاهش می یابد. آلیاژ ۳ حداکثر استحکام کششی را پس از ۷۵ دقیقه آستمپر شدن به دست می آورد، در حالی که کرنش شکست آن در محدوده زمانی آستمپر کردن بین ۱۵ تا ۱۵۰ دقیقه در دامنه کوچکی در حدود ۱ درصد تغییر می کند.
- ۲) تغییرات سختی آلیاژ ۳ از همان آهنگ تغییرات استحکام کششی این آلیاژ نسبت به زمان آستمپر کردن تبعیت می کند، در صورتی که با گذشت زمان آستمپر کردن، سختی سایر آلیاژها با افزایش

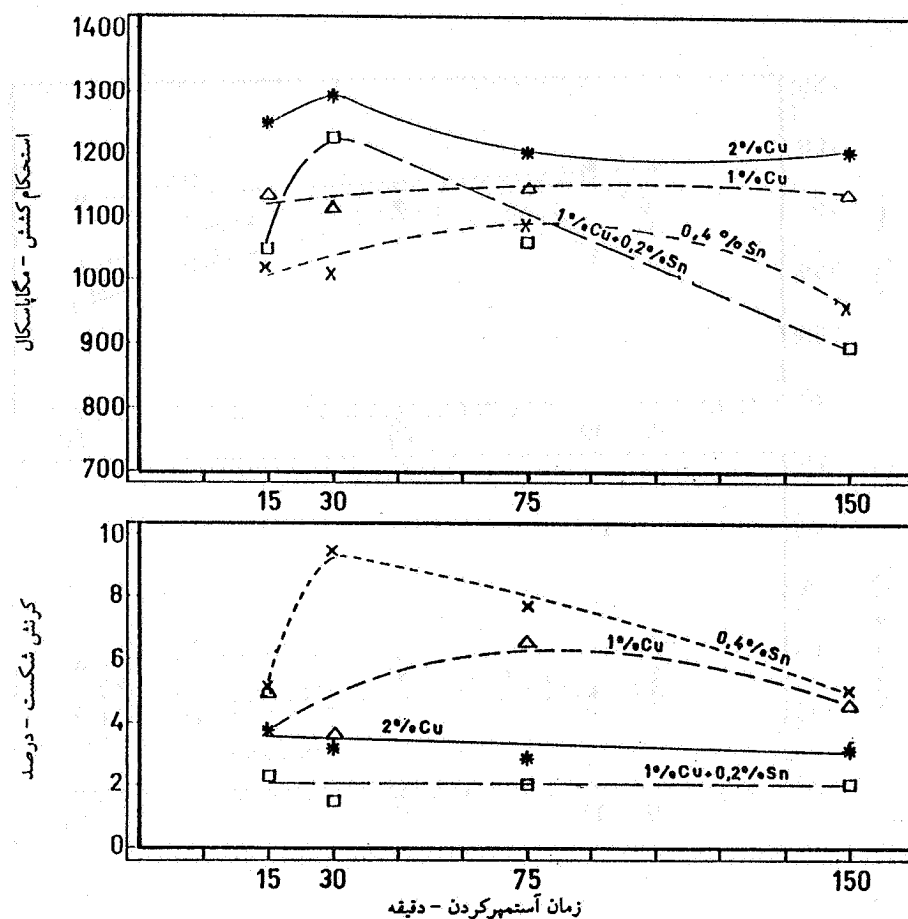


شکل ۱۳ - تغییرات استحکام کشش و کرنش شکست بر حسب زمان آستمپر کردن در ۲۸۵ درجه سانتیگراد



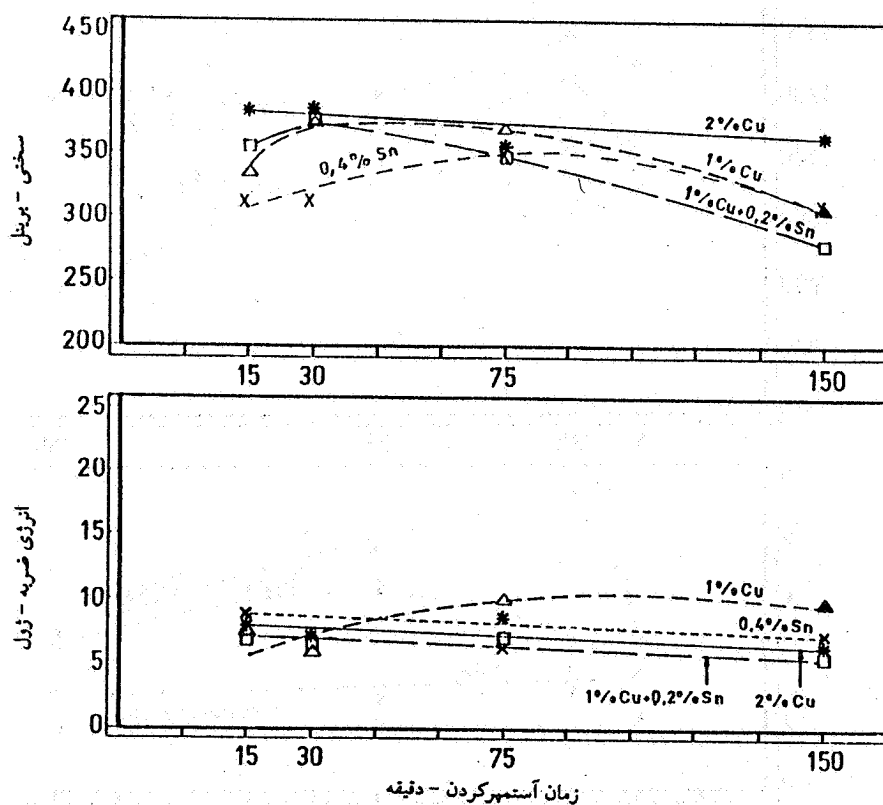
شکل ۱۴ - تغییرات سختی و انرژی ضربه بر حسب زمان آستمپر کردن در ۲۸۵ درجه سانتیگراد جزئی همراه است.

۳) افزایش زمان آستمپر کردن بر استحکام ضربه ای آلیاژهای مختلف اثر قابل توجهی ندارد. شایان ذکر است که در این دما نیز مانند دمای آستمپر کردن ۲۸۵ درجه سانتیگراد، حضور قلع موجب کاهش انرژی ضربه ای می شود. از مقایسه و ارزیابی کلیه نتایج به دست آمده در دمای آستمپر کردن ۳۷۵ درجه سانتیگراد



شکل ۱۵ - تغییرات استحکام کشش و کرنش شکست بر حسب زمان آستمپر کردن در ۳۳۵ درجه سانتیگراد

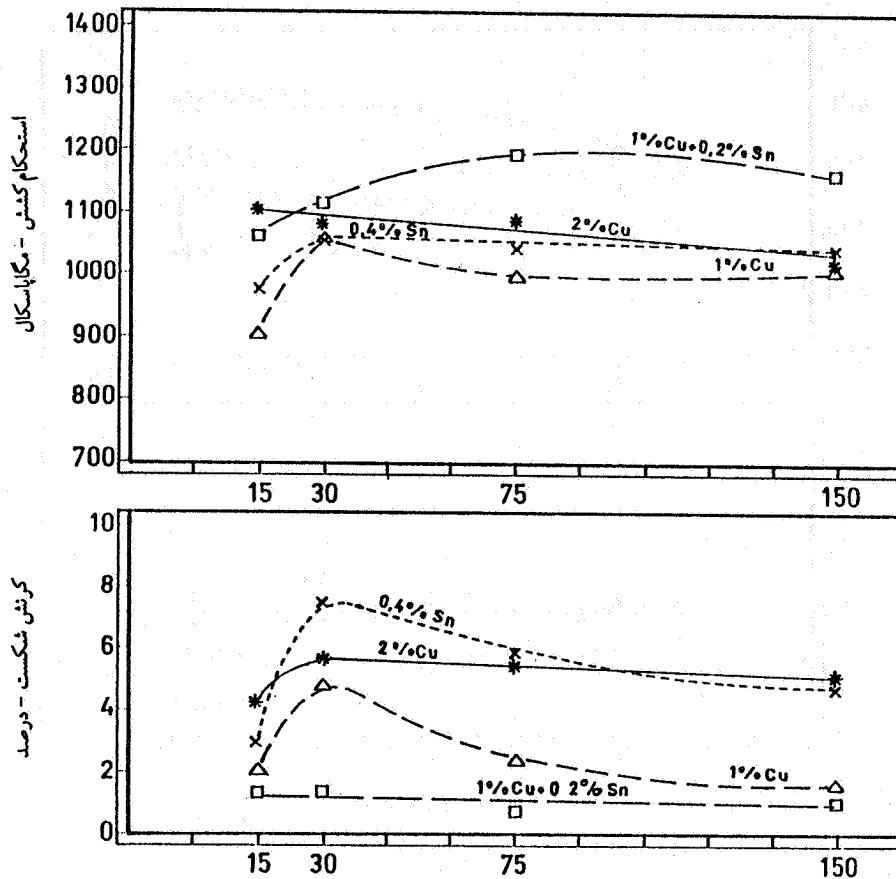
مشخص شد که آلیاژی با ۰/۴ درصد قلع که به مدت ۳۰ دقیقه در دمای مزبور آستمپر شده باشد، در مقایسه با سایر آلیاژهای آستمپر شده در همین دما مناسبترین تلفیق خواص مکانیکی را دارد. خواص مکانیکی این آلیاژ در جدول ۳ نشان داده شده است. در شرایط آستمپر کردن فوق، آلیاژ ۲ نیز خواصی نزدیک به آلیاژ مزبور برخوردار است (جدول ۳).



شکل ۱۶ - تغییرات سختی و انرژی ضربه بر حسب زمان آستمپر کردن در ۳۳۵ درجه سانتیگراد

### نتیجه گیری

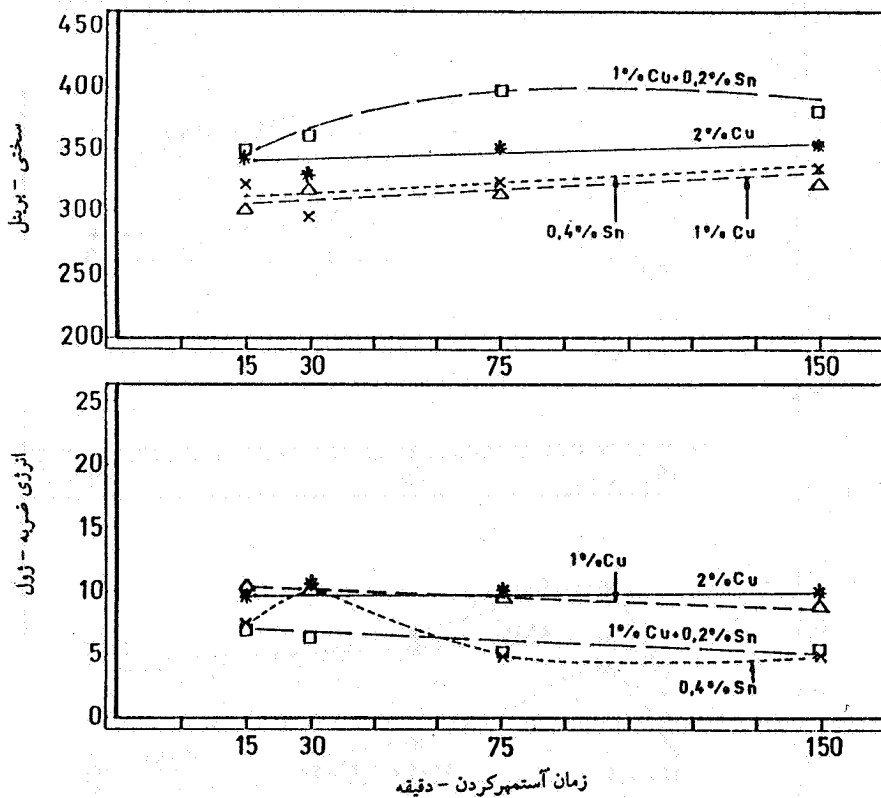
- ۱) اضافه کردن قلع به چدنهای نشکن حاوی مس موجب کاهش تعداد کره های گرافیت به میزان تقریبی یک سوم می شود.
- ۲) افزودن مس و یا قلع به چدنهای نشکن، موجب افزایش یکنواختی ساختار میکروسکوپی



شکل ۱۷ - تغییرات استحکام کشش و کرنش شکست بر حسب زمان آستمبر کردن در ۳۷۵ درجه سانتیگراد

حاصل از ریخته گری می شود.

۳) در حالت آستمبر شده و در محدوده زمان و دمای مورد آزمایش، عناصر آلیاژی مس و قلع تأثیر مشهودی بر روی ساختار میکروسکوپی ندارند. در حالت کلی، ساختار میکروسکوپی حاصل از آستمبر کردن در دماهای پایین، سوزنی شکل (متشکل از لایه های متناوب بسیار ظریف و ریز فریت



شکل ۱۸ - تغییرات سختی و انرژی ضربه بر حسب زمان آستمپر کردن در ۳۷۵ درجه سانتیگراد

بینیتی و آستنیت باقیمانده) و در دماهای بالا، متمایل به دانه ای شکل (شامل صفحات و لایه های خشن، ضخیم و منفرد فریت بینیتی و آستنیت باقیمانده) است.

(۴) در محدوده زمان و دمای مورد تحقیق، نوع درصد عناصر آلیاژی مس و قلع اثر قابل توجهی بر خواص مکانیکی چدنهای نشکن آستمپر شده دارند.

(۵) در دماهای آستمپر کردن بالا و محدوده زمانی آستمپر کردن مورد تحقیق، افزایش درصد مس از ۱ به ۲ موجب افزایش استحکام کششی می شود؛ حال آنکه در دمای آستمپر کردن پایین و در زمانهای



آستمپر شدن کمتر از ۷۵ دقیقه همان روند قبلی دنبال می شود. مع هذا، برای زمانهای بیشتر، اثر معکوس مشاهده گردید.

۶) در میان آلیاژهای مورد مطالعه، چدن نشکن با ۰/۴ درصد قلع که در دمای ۲۸۵ یا ۳۷۵ درجه سانتیگراد به ترتیب به مدت زمانهای ۷۵ و ۳۰ دقیقه آستمپر شده باشد، در مقایسه با سایر آلیاژها مناسبترین تلفیق خواص مکانیکی را داراست.

۷) استحکام ضربه ای کلیه آلیاژهای مورد تحقیق و خصوصاً آلیاژهای حاوی عنصر آلیاژی قلع نسبتاً کم یعنی در محدوده ۴ تا ۱۰/۵ ژول است.

#### قدردانی

این مقاله در برگرنده بخشی از نتایج حاصل از طرح تحقیقاتی مصوب دانشگاه صنعتی اصفهان است که در دانشکده مهندسی مواد این دانشگاه انجام گرفته است. بدین وسیله از شورای هماهنگی تحقیقات دانشگاه صنعتی اصفهان که امکان این پژوهش را فراهم کرده است سپاسگزاری می شود. همچنین از کلیه مسئولین آزمایشگاهها و کارگاههای دانشکده مهندسی مواد و تمام افرادی که به نحوی در انجام این تحقیق مؤلفان را یاری داده اند تشکر می شود.

## مراجع

1. Grigy, C. & La Gal, "Surface Fatigue of Spherical Graphite Cast Iron", *Fonderie fondeur d'aujourd'hui*, No. 8, pp. 21-24, Oct., 1981,
2. Dodd, J., "High Strength, High Ductility, Ductile Irons", *Modern Casting*, pp. 60-66, May 1978.
3. Sharma, V.K., "Roller Contact Fatigue Study of ADI", *J. of Heat Treating*, Vol. 3, No. 4, pp. 326-334, 1984.
4. Hughes, J.C.H., "The Developing Technology of Iron Founding", *Br. Foundryman*, Vol. 24, pp. 229-245. 1981.
5. Luijendijk, T. & Nieswaage, H., *50th Int. Foundry Congress*, Cairo, Paper No. 9, 1983.
6. Speidel, M.O., Uggowitzer, P., *51st Int. Foundry Congress*, Lisbon, paper No. 28, 1984.
7. Speidel, M.O., *Werkstofftechnik, Z.*, Vol. 12, pp. 387-402, 1981.
8. Rossi, F.S. et al, "Austempering of Modular Cast Iron, Automobile Components", *Metal Progress*, Vol. 119, No. 5, 1981, pp. 25-31 .
9. Kovacs, B.K. Sr, "Development of Austempered Ductile Iron for Automobile

- Crankshafts", *J. of Heat Treating*, Vol. 5, No. 1, 1987, pp. 65-79.
10. Tiziani, A. et al, "Austempered Ductile Irons With Different Compositions", *55th Int. Foundary Congress*, Italy, Sept. pp. 423-432, 1988 .
11. Bhadeshia, H. K. D. H. & Edmonds, D.V, *Metall. Trans.*, Vol. 10A, pp. 1895-1992 , 1979.
12. Metas, S.J. & Hehemann, R. F., *Trans. AIME*, Vol. 221, 1961, pp. 179-185 .
13. Sandvik, B. P. J., "The Bainite Reaction in Fe-Si-C Alloys", *Metall. Trans.*, Vol. 13A, pp. 777-787 , 1982.
14. Johansson, M., "Austenitic - Bainitic Ductile Iron", *AFS Trans.*, Vol. 85, pp. 117-122, 1977.
15. Shiokawa, T., "On the Austempering of Ductile Cast Iron", *59th Japan Ductile Cast Iron Assoc.*, Licensee Conf., pp. 235-246, 1978.
16. Stenforde, S. E., *Technical Report*, Department of Metallurgy, Royal Institute of Technology, Stockholm.
17. Breedon, J., "Austempered Ductile Iron Alloys", *Technical Report*, British Cast Iron Research Association, 1989.
18. Nieswaag, H. & Nijhof, J. W., *Technical Report*, Laboratorium Voor Metalkunde, Dell University of Technology, The Netherlands, 1988.
19. Bhadeshia, H. K. D. H. & Edmonds, D. V., *Metal Science*, Vol. 17, pp. 411-419, 1983.

20. Dorazil, E., "High Strength Bainitic Ductile Cast Iron", *Giesserei Praxis*, Vol. 18, pp. 355-366, 1989.
21. Janowak, J. F. & Gundlach, R. B., "Development of a DI for Commercial Austempering", *AFS Trans.*, Vol. 26, pp. 377-388, 1983.
22. Janowak, J. F. & Gundlach, P. A., *AFS Trans.*, Vol. 27, 1984.
23. Golozar, M.A. & Najafi-Zadeh, A., "Structural and Mechanical Characterization of Austempered Ductile Iron Alloys," submitted for publication, 1992.
24. Pard, Y. J., Morton, P. A., Gagne, M. & Goller, R., "Continuous Cooling Transformation Diagrams and Austempering Study of Cu-Mo Ductile Irons" *AFS Trans.*, Vol. 87, 1984.
25. Dorazil, E. et al, "High Strength Bainitic Ductile Cast Iron", *AFS Int. Cast. Met. J.*, Vol. 7, No. 2, pp. 79-95, 1988.
- ۲۶- ج. جافریان، و پ. دوامی، اولین سمینار سالانه جامعه ریخته گران ایران، تهران، ۱۳۶۷.
- ۲۷- ع. نجفی زاده و م. ع. گلعدار، دومین سمینار سالانه جامعه ریخته گران ایران، تهران، ۱۳۶۸.
- ۲۸- ع. نجفی زاده و م. ع. گلعدار، "اثر دوره عملیات حرارتی آستمپر کردن روی خواص مکانیکی و ساختار میکروسکوپی چدنهای نشکن"، نشریه تحقیقاتی فنی - مهندسی استقلال، دانشگاه صنعتی اصفهان، شماره ۸، ۱۳۶۹.
- ۲۹- م. امامی و ج. حجازی، سومین سمینار سالانه جامعه ریخته گران ایران، تهران، ۱۳۷۰.
- ۳۰- ع. گلعدار و ع. نجفی زاده، گزارشات انجام و پیشرفت طرح تحقیقاتی، "اثر عناصر آلیاژی مس

وقلغ بر خواص مکانیکی و ریز ساختار چدنهای نشکن آستمپر شده،" دانشکده مهندسی مواد،  
دانشگاه صنعتی اصفهان، ۱۳۶۷-۱۳۶۹.

31. Rundman, K. B. et al, "Microstructure and Mechanical Properties of ADI", *J. of Heat Treating*, Vol. 5. No. 2, pp. 79-95, 1988.