

# فولادهای میکرو آلیاژی حاوی تیتانیم - سرد شده از دمای آهنگری

مهندس علی مهران شاه‌حسینی

دکتر محمد علی گل‌عذار

دانشکده مهندسی مواد - دانشگاه صنعتی اصفهان

## \*چکیده:

هدف مقاله حاضر، توسعه فولادهای میکرو آلیاژ شده با تیتانیم به گونه‌ای است که خواص مکانیکی بهینه پس از سردش مستقیم این فولادها از دمای آهنگری به دست آید. برای نیل به این هدف، پس از مطالعات نظری، هفت نمونه فولادی با مقادیر مختلف تیتانیم را به صورت شمش در قالب فلزی و به صورت نمونه آزمایشی در قالب ماسه‌ای ریخته‌ایم، سپس شمشهای تولید شده به وسیله چکشکاری را به بلوک‌هایی با مقطع چهارگوش تبدیل کرده و سرانجام بلوک‌های آماده را به صورت یک نوع رابط ماشین آلات صنعتی<sup>۱</sup>،\* پرسکاری کرده‌ایم. برای نیل به خواص مکانیکی بهینه، عملیات حرارتی قطعات نهایی تولید شده به صورت سردش مستقیم از دمای پرسکاری و بازگشت، صورت پذیرفته. نتایج به دست آمده از آزمایشهای کشش، ضربه و سختی و مقایسه آنها با نتیجه‌های گزارش شده، همچنین مطالعات میکروسکوپی نوری و الکترونیکی مؤید بر این مطلب بوده‌اند که مناسب‌ترین ترکیب خواص مکانیکی و ساختار میکروسکوپی در مقدار ۰/۰۱ درصد تیتانیم حاصل می‌شود.

## \*مقدمه:

میکرو آلیاژ شده با مقادیر کم تیتانیم به سرعت منجمد شود، ذرات نیتريد و یا کربونیتريد تیتانیم تقریباً نامحلول و خیلی ریز به صورت پراکنده ایجاد می‌شوند. این ذرات سبب قفل شدن مرز دانه‌های آستنیت شده و حتی در بیش از دامنه دمای آهنگری گرم، پایدار می‌مانند. علاوه بر اثر بر روی نیتروژن، تیتانیم بر روی عناصری مانند کربن، گوگرد، اکسیژن و حتی هیدروژن نیز اثر می‌گذارد، لذا برجسته‌ترین عنصر میکرو آلیاژ به حساب می‌آید. به طور کلی مقدار عناصر میکرو آلیاژی فولادهای مزبور به ۰/۰۱-۰/۱ درصد محدود می‌شود، معیاداً با وجود مقدار کم، این گونه عناصر مشخصات زیر را دارند(۲):

- واکنش با کربن، گوگرد و نیتروژن.

در سال ۱۹۶۲ میلادی نورن (Noren) برای اولین بار، لفظ فولادمیکرو - آلیاژ (Micro - Alloy Steel) را مطرح کرد(۱). براساس تعریف نورن، فولادمیکرو - آلیاژ، فولادی است که ترکیب پایه آن یک فولاد ساختمانی غیر آلیاژی و یا در بعضی موارد آلیاژ شده با منگنز یا حتی کم آلیاژ است که مقدار کمی از عناصر آلیاژی به آن اضافه شده است. این عناصر اثر قابل ملاحظه‌ای بر روی یک یا چندین نوع از خواص مکانیکی فولاد می‌گذارند. مقدار عنصر میکرو آلیاژی اضافه شده یعنی عناصری مانند و انادیم، بر، تیتانیم، آلومینیم و نیوبیم (کلمبیم) ده یا صد برابر کمتر از مقدار عنصر آلیاژی لازم در حالت متداول است. در این رابطه، مؤثرترین عنصری که مانع از رشد دانه‌های آستنیت می‌شود تیتانیم است. زمانی که مذاب فولادهای

\* علت انتخاب مزبور این واقعیت است که اکثر نتایج گزارش شده در رابطه با فولادهای میکرو آلیاژ مربوط می‌شود و به قطعات صنعتی که از آن جمله رابطهای اتصالات در ماشینهای صنعتی را می‌توان نام برد. به علاوه، یکی از اهداف اصلی این تحقیق سعی در به کارگیری نتایج حاصل در عمل است.

- تشکیل رسوب فازهای ثانویه در شبکه.

- اثر شدید بر ساختمان دانه‌ای.

- کنترل واکنشهای انحلالی و رسوبی.

در این رابطه، مهمترین پارامترهایی که تحت تأثیر عناصر میکروآلیاژی قرار می‌گیرند عبارتند از (۲): شکل، اندازه و ابعاد رسوبات، اندازه و شکل دانه‌ها، ساختار میکروسکوپی، چگالی نابجاییها، بافت و آخالهای غیر فلزی.

فولادهای میکرو-آلیاژ بدو صورت یکی ریختگی و دیگری آهنگری شده، کاربرد دارند. به دلیل امکان حذف عملیات حرارتی متداول (سردش، بازگشت و تنش زدایی) در حالت آهنگری، کاربرد این نوع فولادها به صورت آهنگری شده به مراتب بیشتر از حالت ریختگی است. (۳، ۴، ۵ و ۶).

جاذبه اصلی فولادهای آهنگری میکرو-آلیاژ در مقایسه با فولادهای آهنگری سرد و بازگشت شده، کاهش قیمت تمام شده برای تولید آنها است. چون اساساً همان گونه که بیان شده به هیچ‌گونه عملیات حرارتی اضافی نیاز ندارند و هزینه ماشینکاری آنها نیز کم است. به‌طور کلی مزایای فولادهای میکرو-آلیاژ را در مقایسه با فولادهای مرسوم می‌توان چنین بیان کرد (۳، ۷ و ۸):

- خواص خستگی و کششی مساوی با فولادهای سرد و بازگشت شده.

- بی‌نیازی از عملیات حرارتی اضافی پس از آهنگری.

- نیاز به تجهیزات عملیات حرارتی کمتر.

- صرفه‌جویی در مصرف انرژی.

- مصرف کمتر عناصر آلیاژی.

- بازدهی بیشتر تولید.

- سرعت تولید بیشتر.

- تاب برداری کمتر.

- نیاز به زنگ زدایی کمتر و نتیجتاً افت کمتر ابعاد به علت عملیات حرارتی کمتر،

- سختی یکنواخت.

- بهبود قابلیت ماشینکاری.

با وجود این همه مزایا، علت محدودیت کار بردگسترده فولادهای میکرو-آلیاژ، چقرمگی شکست (Fracture Toughness) ضعیف و مقاومت به ضربه کم آنها در مقایسه با فولادهایی با ساختمان مارتنزیت بازگشت داده شده است که این عارضه را می‌توان با سردش کردن مستقیم (Direct Quenching) فولاد میکرو-آلیاژ از دمای آهنگری، رفع کرد (۳، ۷، ۸، ۹، ۱۰، ۱۱، ۱۲، و ۱۳). در میان عوامل موجود که در بهبود چقرمگی شکست مؤثرند، می‌توان مقدار کربن کمتر و ریزی دانه‌های آستنیت را نام برد. کاهش استحکام ناشی از کمبود کربن را می‌توان به وسیله مقدار منگنز بیشتر، مقدار رسوب زیادتر و یا تشکیل فریت سوزنی جبران کرد. برای ریز شدن دانه‌ها مؤثرترین عامل، پراکندگی ریز ذرات پایداری مانند نیتريد تیتانیم (TiN)، دمای آهنگری پایین‌تر و سردکردن کنترل شده است. (۷، ۸، ۱۱ و ۱۴).

در این رابطه فولادهای آهنگری میکرو-آلیاژ شده با تیتانیم که به طور مستقیم سرد می‌شوند، چقرمگی مناسبی را خواهند داشت (۱۲، ۱۳ و ۱۵).

باتوجه به خصوصیات نامبرده، کاربرد اساسی فولادهای میکرو-آلیاژ آهنگری عبارتند از: میل‌لنگ (۳، ۵، ۶، ۱۶ و ۱۷)، شاتون (۳، ۵، ۶ و ۶)، پیستون، انگشتی پیستون، پلوس (۳)، رینگهای چرخ (۶)، پایه سپراتومبیلها (۱۸)، اتصالات یا رابطهای بیلهای مکانیکی و بلدوزر (۹ و ۱۰) و ...

هدف از این تحقیق، تعیین مقدار تیتانیم لازم برای نیل به مشخصات مکانیکی بهینه (زیاد بودن استحکام تسلیم در عین زیاد بودن مقاومت به ضربه) پس از سردش کردن مستقیم از دمای آهنگری است. همانگونه که اشاره شد دامنه کاربرد فولادهای میکروآلیاژی بسیار وسیع است (۳، ۵، ۶، ۹، ۱۰، ۱۶، ۱۷، ۱۸). در این تحقیق خواص مکانیکی گزارش شده و مورد نیاز برای یکی از این کاربردها به عنوان مرجع و جهت مقایسه انتخاب شده است. این خواص که در جدول شماره ۱ آورده شده مربوط

به اتصالات یبهای مکانیکی و بلدوزرها است (۹).

### \*روش تحقیق\*۱:

۱- انتخاب ترکیب شیمیایی: شش فولاد با ترکیب شیمیایی پایه درج شده در جدول ۲ که با مقادیر مختلف تیتانیوم (کوچکتر از ۱/۰ درصد) میکرو - آلیاژ شده‌اند، به صورت مدل آزمایشی کیل بلوک (Keel Block) مطابق شکل ۱ با وزن مذاب تقریبی ۲۵ کیلوگرم در ماسه و به صورت شمش به وزن مذاب تقریبی ۲۰۰ کیلوگرم در کوکیل چدنی با ابعاد مندرج در شکل ۲، ریخته‌گری شده‌اند. ترکیب شیمیایی مورد نظر بر اساس مطالعات صورت گرفته (۹، ۱۰، ۱۱، ۱۳، ۱۶ و ۱۹ الی ۲۷) انتخاب شده است.

### ۲- آماده سازی مذاب:

الف- نمونه S: پس از شارژ قراضه‌های تمیز به داخل کوره القایی ۵۰۰ کیلوگرمی با نسوز منیزیتی، بار تخلیه بارکوره به درون پاتیل استویری ۵۰۰ کیلوگرمی پیشگرم شده تا ۷۰۰ - ۸۰۰ درجه سانتیگراد با نسوز آلومین ۷۰ درصد، آلومینیم در ناودانی کوره و کف پاتیل قرار داده‌ایم. همچنین برای کنترل شکل سولفیدها، در حین تخلیه مذاب کوره سیلیکوکلسیم ریزدانه با ۲۹-۳۳ درصد کلسیم به مذاب داخل پاتیل اضافه شده.

ب- نمونه T: پس از شارژ قراضه‌های تمیز به داخل مذاب باقیمانده درون کوره القایی ۵۰۰ کیلوگرمی، بارکوره را ذوب کرده‌ایم. به منظور آرام سازی مذاب، قبل از تخلیه بارکوره به درون پاتیل استویری ۵۰۰ کیلوگرمی پیشگرم شده تا ۷۰۰ - ۸۰۰ درجه سانتیگراد با نسوز آلومین ۷۰ درصد، آلومینیم در ناودانی کوره قرار داده‌ایم. سپس در حین تخلیه مذاب کوره فروتیتانیم ۴۰ درصد به صورت قطعات کوچک (۲-۴ سانتیمتر) بتدریج پس از پر شدن  $\frac{1}{3}$  پاتیل از مذاب، به داخل پاتیل اضافه کرده‌ایم.

ج- نمونه V: پس از شارژ قراضه‌های تمیز به داخل کوره القایی ۵۰۰ کیلوگرمی با نسوز منیزیتی، بار کوره را ذوب کرده‌ایم. به منظور آرام سازی مذاب، قبل از تخلیه بارکوره به درون پاتیل استویری ۵۰۰ کیلوگرمی پیشگرم شده تا ۷۰۰ - ۸۰۰ درجه سانتیگراد با نسوز آلومین ۷۰ درصد، آلومینیم در کف کوره قرار داده‌ایم.

د- نمونه X: پس از شارژ قراضه‌های تمیز به داخل کوره قوس ۲ تن با نسوز منیزیتی، بار کوره را ذوب کرده‌ایم. به منظور آرام سازی مذاب، قبل از تخلیه حدوداً ۵۰۰ کیلوگرم مذاب به درون پاتیل قوری ۵۰۰ کیلوگرمی پیشگرم شده تا ۷۰۰ - ۸۰۰ درجه سانتیگراد با نسوز آلومین ۷۰ درصد آلومینیم در کف پاتیل قرار داده‌ایم.

ه- نمونه W: پس از قرار دادن آلومینیم در کف پاتیل قوری استفاده شده در حالت قبل (به منظور آرام سازی مذاب)، حدوداً ۵۰۰ کیلوگرم مذاب مجدداً از درون کوره قوس به درون پاتیل تخلیه کرده‌ایم. در حین تخلیه مذاب کوره فروتیتانیم ۴۰ درصد بصورت قطعه‌های کوچک (۲-۴ سانتیمتر) به تدریج پس از پر شدن  $\frac{1}{3}$  پاتیل از مذاب به داخل پاتیل اضافه کرده‌ایم.

و- نمونه U: آماده سازی مذاب این نمونه مشابه نمونه W است منتها مقدار فروتیتانیم اضافه شده به مذاب پاتیل، بیشتر بوده و از پاتیل استویری با مشخصات پاتیل قوری استفاده شده است.

ز- نمونه Z: آماده سازی مذاب این نمونه نیز مشابه نمونه W است. منتها مقدار فروتیتانیم اضافه شده به مذاب پاتیل بیشتر از نمونه W بوده و در پاتیل استویری استفاده شد، برای نمونه U، تخلیه مذاب نهایی کوره صورت گرفته است.

به‌طور کلی، ترکیب شیمیایی نهایی فولادهای ریخته شده به صورت کیل بلوک و شمس در جدول ۳ درج شده است.

برای تأیید نتایج تحقیقات در مقیاس صنعتی وسیعتر، دو شمش با سطح مقطع متوسط 320x320mm و

سانتیگراد به مدت یکساعت (پس از هم دما شدن قطعات با کوره مقاومتی) انجام شده\*<sup>۱</sup>. برای اجتناب از ایجاد شکنندگی بازگشت، احتیاطاً قطعات بلافاصله پس از بازگشت، در روغن سرد شده‌اند.

۶- آزمایشها: به منظور بررسی خواص مکانیکی رابطهای تولید شده، نمونه‌های ضربه و کشش مطابق شکل ۴ براساس استاندارد ASTM A370 ساخته شده‌اند. همچنین به علت اهمیت بررسی چقرمگی شکست و عدم امکان ساخت و آزمایش نمونه‌های ویژه آن، رابطه تجربی زیر (۲۹ و ۳۰) به کار رفته است.

$$\left(\frac{K_{IC}}{\sigma_{ys}}\right)^2 = 0.64 \left(\frac{CVN}{\sigma_{ys}} - 0.01\right)$$

$K_{IC}$ : چقرمگی (MPa $\sqrt{m}$ )

$\sigma_{ys}$ : استحکام تسلیم (MPa)

CVN: انرژی شکست نرم نمونه شاری با شکاف

شکل ۷ (j)

به منظور اطمینان یافتن به ترکیب شیمیایی فولادهای تولید شده (جدول ۳)، نمونه‌های آنها را بادو نوع کوانتومتر مختلف و استفاده از روش شیمی‌تر، آزمایش کرده‌ایم.

به جهت اهمیت مطالعه اندازه دانه‌های آستنیت و ریز ساختار میکروسکوپی رابطهای ساخته شده، از یک میکروسکپ نوری با بزرگنمایی حداکثر ۲۰۰۰ برابر استفاده به عمل آمد. برای آشکار ساختن دانه‌های آستنیت روش اکسیداسیون به کار رفته است. (۳۱).

در خاتمه برای بررسی ترکیب شیمیایی و ابعاد رسوبات موجود در ساختار فولادهای میکروآلیاژ تولید شده و بررسی سطوح شکست نمونه‌های ضربه آنها، از میکروسکپ الکترونی اسکنینگ (SEM) مدل ۳۶۰ استفاده شده است.

\* نتایج و بررسی آنها:

۱- بررسی مشخصات مکانیکی: خواص مکانیکی

وزن واحد تقریبی ۱۱۰۰ کیلوگرم به صورت فرو سر ریخته‌گری شده‌اند که ترکیب شیمیایی آنها در جدول ۳ (نمونه ۱) درج شده است. برای تولید این شمشها، پس از شارژ قراضه‌های تمیز به داخل کوره قوس ۲ تن با نسوز منیزیتی بارکوره را ذوب کرده به منظور آرام سازی مذاب قبل از تخلیه کامل آن به داخل پاتیل استوپی دو تن پیشگرم شده تا ۷۰۰ - ۸۰۰ درجه سانتیگراد بانسوز آلومین ۷۰ درصد، آلومینیم در کف پاتیل قرار داده‌ایم. سپس در حین تخلیه مذاب از کوره قوس فرو تیتانیم ۴۰ درصد به صورت قطعات کوچک (حداکثر قطر ۵ سانتیمتر) به تدریج پس از پر شدن  $\frac{1}{3}$  پاتیل از مذاب، به داخل پاتیل اضافه کرده‌ایم.

۳- عملیات چکشکاری: پس از سند بلاست شمشهای تولید شده، مقطع آنها را به وسیله چکشهای ۲ تن و یک تن به  $42 \times 42$  میلیمتر رسانید سپس قطعات موجود را به طولهای مساوی  $235 \pm 1$  میلیمتر و به وزن تقریبی ۳۲۵۰ گرم برای پرسکاری با پرس ۲۵۰۰ تن به صورت بلوکه (Mult) بریده‌ایم.

۴- عملیات پرسکاری: برای ایجاد شکل رابط بلوکه‌های موجود، یک قالب سه مرحله‌ای آهنگری اصلی و یک قالب دو مرحله‌ای دوره بری (Trimming) و سوراخکاری (Piercing) به کار برده‌ایم. تغییر شکل ایجاد شده در هر مرحله پرسکاری به وسیله قالب آهنگری در حدود ۳۰ درصد است عملیات دوره بری و سوراخکاری را یک پرس ۳۱۵ تن انجام داد. نمای طرحواره‌ای از رابطهای ساخته شده در شکل ۳ نشان داده شده است.

۵- عملیات حرارتی: بلافاصله پس از پرسکاری بلوکه‌های فولادی با دمای شروع عملیات حدوداً ۱۲۰۰ درجه سانتیگراد، رابطهای ساخته شده، به طور مستقیم در روغن آبداده شده‌اند و سختی آنها پس از این مرحله  $52 \pm 2$  راکول سی، به دست آمده است.

به منظور نیل به سختی مورد نظر  $30 \pm 2$  راکول سی، عملیات بازگشت در دمای حدوداً ۶۰۰ درجه

\* سیکل عملیات حرارتی بازگشت با توجه به نتایج حاصل از آزمایشهای اولیه انجام گرفته بر روی فولادهای مزبور تعیین شده است (۲۸).

است. دانه‌های آستنیت این رابطها به ترتیب در اشکال ۷، ۸، ۹ و ۱۰ نشان داده شده است. علت ریز دانه بودن رابطهای تولید شده، پایدار ماندن رسوبات TiN و یا (CN) موجود در این قطعات پس از حرارت‌دهی تا حدوداً ۱۲۰۰ درجه سانتیگراد به منظور آهنگری است (۳۳و۸). در این حالت دانه‌های آستنیت با این رسوبات قفل شده و تحت فرآیند آهنگری، تبلور مجدد صورت گرفته سبب ریزدانه‌تر شدن این فولادها، شده است. لازم به تذکر است که به علت پایداری رسوبات مذکور، دانه‌های آستنیت به‌طور یکنواخت رشد پیدا نمی‌کنند.

روش به کار رفته برای آشکار ساختن دانه‌های آستنیت، روش اکسیداسیون بوده است (۳۱).

۴- بررسی اندازه رسوبات نیتريد و کربونیتريد تیتانیم: ابعاد متوسط سطح مقطع ذرات نیتريد یا کربونیتريد تیتانیم نارنجی رنگ اندازه‌گیری شده با میکروسکپ نوری موجود در فولادهای میکروآلیاژ شده با تیتانیم (به صورت ریخته‌گری شده در ماسه) به قرار ذیل است:

$$\bar{S}_T = 6.3 \times 6.3 \mu\text{m}^2, \quad \bar{S}_U = 4.9 \times 4.9 \mu\text{m}^2,$$

است. با عنایت به شکل فوق می‌توان نتیجه گرفت که تغییرات استحکام کششی و استحکام تسلیم از یک طرف و مقاومت به ضربه در دمای اطاق و چقرمگی شکست از طرف دیگر تقریباً یکسان است، مثلاً با افزایش مقدار تیتانیم رابطهای تولید شده، اختلاف بین استحکام کششی و استحکام تسلیم نیز به‌طور خطی (شکل ۱۲) طبق معادله زیر افزایش می‌یابد.

$\text{Ti} \times 0.4\% + 724/21 + 98 = \text{استحکام تسلیم}$  -  
 استحکام کششی معادله فوق در دامنه ۰/۰۱ - ۰/۰۵۹ درصد تیتانیم اعتبار دارد. نتیجه اخیر از جمله مشخصات فولادهای استحکام بالا به حساب می‌آید.

۶- بررسی ارتباط بین مقدار تیتانیم و آلومینیم: با مطالعه دقیق جدول ۳ نتیجه گرفته می‌شود که یک ارتباط

رابطهای سردش مستقیم و بازگشت شده و فابریک در جدول ۴ درج شده است. به منظور مقایسه نتایج آزمایش کشش، منحنی تنش- کرنش مهندسی هر یک از رابطهای تولید شده و نمونه رابط فابریک در شکل ۵ نشان داده شده است. لازم به تذکر است که سطح شکست نمونه کشش رابطهای تولید شده، ستاره‌ای (Starfracture) است. (۰۳۱).

با توجه به نتایج مندرج در جدول ۵، رابط W بهترین خواص مکانیکی بهینه را از خود نشان داده است.

۲- بررسی ساختار میکروسکوپی با میکروسکوپ نوری: ساختار میکروسکوپی کلیه رابطهای تولید شده، مارتنزیت بازگشت شده است. و در زمینه آنها رسوب TiN و یا Ti(CN) قابل تشخیص‌اند. برای مثال در شکل ۶ ریز ساختار رابط Z که با محلول نایتال ۲ درصداج شده و یک ذره TIN به ابعاد ۴×۵ میکرون درون آن، دیده می‌شود.

۳- بررسی اندازه دانه‌های آستنیت با میکروسکوپ نوری: اندازه دانه‌های آستنیت رابطهای تولید شده W، T و U کوچکتر از ASTM ۸ رابط Z کوچکتر یا مساوی ASTM ۸،

$$\bar{S}_Z = 4.3 \times 3.4 \mu\text{m}^2, \quad \bar{S}_W = 4.3 \times 3.4 \mu\text{m}^2$$

لازم به یادآوری است که در شمشهای تولید شده، رسوبات مذکور بسیار ریزتر از رسوبات موجود در نمونه‌های ریخته‌گری شده در ماسه است (اکثراً کوچکتر از ۱ میکرون) چون سرعت سرد شدن مذاب در شمش سریعتر است. با توجه به مطالب فوق می‌توان نتیجه گرفت که فولادهای میکروآلیاژ شده با تیتانیم ریخته‌گری شده در ماسه به علت عمل کردن ذرات درشت نیتريد یا کربونیتريد تیتانیم به‌عنوان آخال، از مشخصات مکانیکی خوبی برخوردار نیستند و با افزایش مقدار تیتانیم این مشخصات تضعیف می‌شود.

۵- بررسی تغییرات مشخصات مکانیکی بر حسب مقدار تیتانیم: تغییرات خواص مکانیکی رابطهای تولید شده بر حسب مقدار تیتانیم در شکل ۱۱- نشان داده شده

خطی بین مقادیر تیتانیم و آلومینیم موجود در رابطهای تولید شده وجود دارد (شکل ۱۳). معادلات خط دگراسیونی که این ارتباط را برقرار می‌کند به شرح زیر است:

$$\%AL = -5/90 \times 10^{-3} + 1/93 \times \%Ti$$

$$\%AL = -6/94 \times 10^{-3} + 1/95 \times \%Ti$$

معادله‌های بالا در دامنه ۰/۰۱-۰/۰۵۹ درصد تیتانیم اعتبار دارند.

۷- بررسی رسوبات موجود در فولادهای بررسی شده با میکروسکوپ الکترونی اسکیننگ:

الف- شمش W: ترکیب شیمیایی کیفی یک رسوب مورد نظر در شمش W به صورت شکل ۱۲ به دست آمد. به علت اختلاف پتانسیل زیاد اشعه X به کار رفته در شمش W به صورت شکل ۱۲ به دست آمد. به علت اختلاف پتانسیل زیاد اشعه X به کار رفته یعنی ۲۰ کیلو الکترون ولت، در این شکل ترکیب شیمیایی کلی نمونه نیز علاوه بر پیکهای مربوط به آلومینیم و گوگرد، وجود دارد. بر این اساس می‌توان گفت که رسوب مورد نظر این دو عنصر تشکیل شده است. رسوبی که چنین مشخصاتی را دارد.  $Al_2S_3$  است که در صورت وجود آلومینیم و گوگرد زیاد و منگنز متوسط تا کم، در فولاد تشکیل می‌شود (۳۴). علت ایجاد چنین رسوبی احتمالاً جدایش و یا استفاده از پاتیل قوری است.

ب- شمش Z: ترکیب شیمیایی کیفی یک رسوب مورد نظر در شمش Z به صورت شکل ۱۳ به دست آمد. در این شکل پیکهای  $K_{\alpha}$  و  $K_{\beta}$  تیتانیم همراه با سه پیک با شدت کم آلومینیم، کرم و آهن دیده می‌شود (اختلاف پتانسیل اشعه برابر ۱۵ الکترون ولت). از شکل ۱۳ نتیجه گرفته می‌شود که رسوب مورد نظر در اصل نیتريد تیتانیم است (به علت مقدار تیتانیم کم) و دو خال سیاه‌رنگ موجود در این رسوب (شکل ۱۴)  $Al_2O_3$  می‌باشند که سبب جوانه زنی نیتريد تیتانیم شده‌اند (۳۵). همانگونه که در شکل ۴ دیده می‌شود، رسوب مذکور در فاز فریت قرار

گرفته است. لازم به تذکر است که میکروسکوپ الکترونی به کار رفته قادر به تشخیص عناصر با عدد اتمی کمتر از سدیم یعنی ۱۱ نیست. لذا پیک نیتروژن در شکل ۱۳ دیده نمی‌شود.

ج- بلوکه آماده برای پرسکاری T: ترکیب شیمیایی کیفی یک رسوب مورد نظر در بلوکه T به صورت شکل ۱۵ به دست آمد. در این شکل پیکهای  $K_{\alpha}$  و  $K_{\beta}$  تیتانیم مشاهده می‌شود (اختلاف پتانسیل اشعه X برابر ۲۰ کیلو الکترون ولت). به علت مقدار تیتانیم زیاد موجود در نمونه T (۰/۰۵۹ درصد) احتمال اینکه رسوب مورد نظر (شکل ۱۶) به جای نیتريد، کربونیتريد تیتانیم باشد زیاد است. همان گونه که در شکل ۱۶ دیده می‌شود، رسوب مذکور در کولونی پرلیت قرار گرفته است، با توجه به مطالب بالا می‌توان نتیجه گرفت که با وجود سرعت زیادتر انجماد مذاب درون قالب فلزی در مقایسه با ماسه، هرگاه مقدار تیتانیم زیاد باشد (حدوداً بیشتر از ۰/۰۵ درصد)، ذرات درشت کربونیتريد تیتانیم در درون شمش نیز تشکیل شده و به صورت یک آخال عمل می‌کنند.

د- بلوکه آماده برای پرسکاری W: ترکیب شیمیایی کیفی یک رسوب مورد نظر در بلوکه W به صورت شکل ۱۷ به دست آمد. پیک با شدت زیاد سیلیسیم در این شکل مؤید این مطلب است که به احتمال قوی رسوب موجود در کولونی پرلیت شکل ۱۸، اکسید سیلیسیم ( $SiO_2$ ) است (اختلاف پتانسیل اشعه X برابر ۱۵ کیلو الکترون ولت). به علت استفاده از پاتیل قوری در ریختن شمش این نمونه، وجود رسوب مذکور نامعقول به نظر نمی‌رسد. به موازات بررسی رسوبات موجود در بلوکه W، رسوب دیگری مورد بررسی قرار گرفت (شکل ۱۹).

ترکیب شیمیایی رسوب نشان داده شده در شکل ۱۹، مطابق شکل ۲۰ به دست آمد (اختلاف پتانسیل اشعه X برابر ۱۵ کیلو الکترون ولت). همان گونه که از شکل ۲۰ برمی‌آید، آلومینیم و گوگرد بیشترین شدت را در رسوب مذکور دارند. بر این اساس مجدداً می‌توان گفت که ترکیب این رسوب به احتمال قوی  $Al_2S_3$  است.

**\*نتیجه گیری:**

- با تیتانیم، شده است.
- ۷- روش سردش مستقیم روش مناسبی برای تولید رابطهای میکروآلیاژ شده با تیتانیم با مشخصات مکانیکی بهینه خوب است.
- ۸- مقدار تیتانیم بیشتر از ۰/۰۳ درصد برای مستحکم کردن فولادهای آهنگری میکروآلیاژ شده با تیتانیم به روش ریزدانه ساختن آنها پیشنهاد نمی شود.
- ۹- فولادهای میکروآلیاژ شده با تیتانیم ریخته گری شده در ماسه به علت عمل کردن ذرات درشت نیتريد و یا کربونیتريد تیتانیم به عنوان آخال، از مشخصات مکانیکی خوبی برخوردار نیست و با افزایش مقدار تیتانیم این مشخصات تضعیف می شود.
- ۱۰- به علت پایداری زیاد رسوبات نیتريد و کربونیتريد تیتانیم، فولادهای میکروآلیاژ شده با تیتانیم پس از آهنگری گرم و حرارتدهی به دفعات زیاد، ریزدانه باقی می ماند ولی دانه های آستنیت این فولادها نایکخواخت اند.

**\* تشکر و قدردانی:**

بدین وسیله از مدیریت محترم ماشین سازی اراک که امکان انجام این پروژه را فراهم کردند، آقای دکتر محمد حسین شاه حسینی، مهندسان و تکنسینهای کارخانه مزبور همچنین مسئولین آرمایشگاهها و کارگاه ها دانشکده مهندسی مواد - دانشگاه صنعتی اصفهان به واسطه همکاریهای علمی و فنی آنها، صمیمانه تشکر می شود.

- ۱- با افزایش سرعت انجماد مذاب فولادهای میکروآلیاژ شده با تیتانیم، ابعاد رسوبات نیتريد یا کربونیتريد تیتانیم کاهش می یابد و نتیجتاً تأثیرپذیری آنها در ریزدانه ساختن فولاد، بیشتر می شود.
- ۲- با کاهش یافتن مقدار تیتانیم فولادهای میکروآلیاژ شده با تیتانیم، امکان دستیابی به خواص مکانیکی بهینه حتی در هنگام شمش ریزی در قالب فلزی وجود دارد. در این تحقیق بهترین نتیجه در حالت وجود ۰/۰۱ درصد تیتانیم در فولاد به دست آمد.
- ۳- آلومینیم و تیتانیم موجود در فولادهای میکروآلیاژ شده با تیتانیم با یک رابطه خطی به هم ارتباط پیدا می کنند، بدین صورت که با افزایش مقدار تیتانیم در این فولادها، مقدار آلومینیم نیز به همان نسبت افزایش می یابد.
- ۴- اختلاف بین استحکام کششی و استحکام تسلیم رابطهای تولید شده به طور خطی با افزایش مقدار تیتانیم، افزایش می یابد. به طور کلی هرچه اختلاف مذکور کمتر شود، خواص مکانیکی بهینه رابطها، بهتر می شود.
- ۵- بررسی با میکروسکوپ الکترونی نشان داده است که در هنگام استفاده از پاتیل قوری، احتمال ورود سرباره موجود بر روی مذاب به داخل شمش، زیاد است. بنابراین در ریخته گری فولاد استفاده از پاتیل استوپی ترجیح داده می شود.
- ۶- بررسی با میکروسکوپ الکترونی نشان داده است که ذرات اکسید آلومینیم سبب جوانه زنی رسوبات نیتريد یا کربونیتريد تیتانیم در مذاب فولاد میکروآلیاژ شده

جدول ۱- خواص مکانیکی گزارش شده و مورد نیاز برای اتصالات بیلهای مکانیکی و بلدوزرها

استحکام کشش	۹۰۰ - ۱۰۵۰ مگاپاسکال
مقاومت به ضربه در دمای اتاق	۵۰ ژول
دمای تبدیل نرمی به تردی	مساوی یا کمتر از ۱۰- درجه سانتیگراد
اندازه دانه‌های آستنیت	مساوی یا کوچکتر از ۶۰ میکرون (SASTM)

جدول ۲: ترکیب شیمیایی پایه فولادهای ریخته‌گری شده.

%C	%Mn	%Si	%Cr	%Al	%S	%P	%Mo	%Ni	%Cu
۰/۳۲	۱/۱۰-	۰/۲۰-	۰/۵۰-	۰/۰۲-	≤	≤	≤	≤	≤
۰/۳۷	۱/۳۰	۰/۳۵	۰/۶۵	۰/۰۴	۰/۰۲۰	۰/۰۲۵	۰/۱۰	۰/۱۰	۰/۱۰

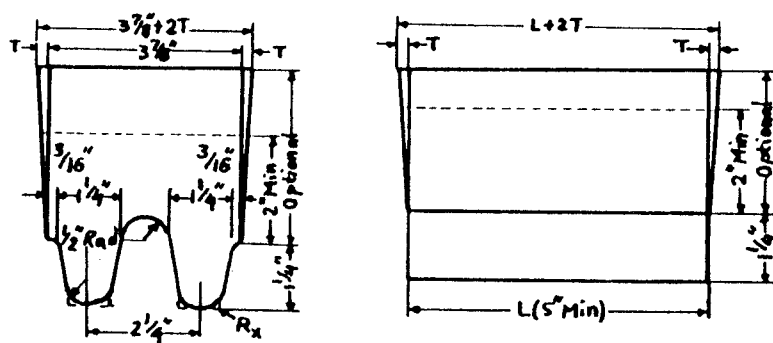


جدول (۳): ترکیب شیمیائی نهائی فولادهای ریخته شده.

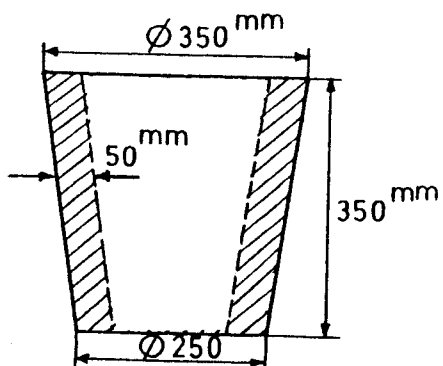
ترکیب شیمیایی (%)											نمونه
C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Cu	S	P	Ai	Ti	
۰/۴۲۸	۱/۱۱۳	۰/۳۴۱	۰/۵۱۳	۰/۰۶۳	۰/۰۵۳	۰/۰۷۲	۰/۰۲۶	۰/۰۲۱	۰/۰۸۵	-	S
۰/۴۷۷	۱/۲۸۷	۰/۳۹۰	۰/۵۵۲	۰/۱۳۲	۰/۰۴۷	۰/۰۸۲	۰/۰۲۴	۰/۰۲۲	۰/۱۱۰	۰/۰۵۹	T
۰/۳۷۲	۱/۱۰۳	۰/۲۹۹	۰/۵۳۴	۰/۰۸۴	۰/۰۴۹	۰/۰۷۵	۰/۰۱۷	۰/۰۱۹	۰/۰۵۲	-	V
۰/۳۳۶	۰/۶۷۷	۰/۳۶۴	۰/۵۶۸	۰/۰۷۱	۰/۰۱۹	۰/۰۷۶	۰/۰۱۵	۰/۰۱۷	۰/۰۶۹	-	X
۰/۳۶۷	۱/۳۸۵	۰/۵۲۱	۰/۶۷۳	۰/۰۷۵	۰/۰۲۵	۰/۰۸۴	۰/۰۱۶	۰/۰۲۳	۰/۰۱۳	۰/۰۱۰	W
۰/۳۷۱	۱/۴۳۷	۰/۵۲۴	۰/۶۵۶	۰/۰۷۸	۰/۰۳۷	۰/۰۹۳	۰/۰۱۴	۰/۰۲۲	۰/۰۳۷	۰/۰۲۰	U
۰/۳۷۷	۱/۳۵۵	۰/۴۶۳	۰/۶۵۵	۰/۰۷۹	۰/۰۳۶	۰/۰۸۸	۰/۰۱۵	۰/۰۲۳	۰/۰۴۴	۰/۰۳۰	Z
۰/۳۵۸	۱/۳۲۵	۰/۱۶۸	۰/۷۶۸	۰/۰۶۵	۰/۰۲۱	۰/۱۱۵	۰/۰۱۳	۰/۰۲۰	۰/۰۳۷	۰/۰۲۱	I

جدول (۴): خواص مکانیکی رابطهای تولید شده و فابریک

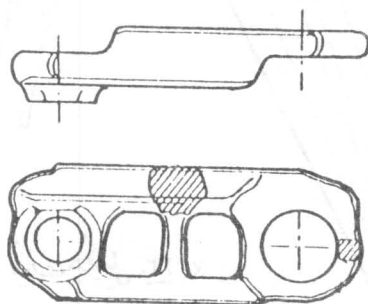
خواص مکانیکی	کاهش سطح مقطع پذیری	انعطاف	استحکام تسلیم	استحکام کششی	مقاومت باشیار	ضربه نمونه ۷ شکل دردمای شکست	چقرمگی سختی	خواص مکانیکی
نوع رابط	(%)	(%)	(MPa)	(MPa)	25°	-30° (J)	(MPa√m) (HRC)	
T	۵۳	۱۷	۷۸۳	۹۲۱	۴۲	۱۸	۱۳۰/۸	۲۹/۵
W	۵۸	۱۸	۸۳۴	۹۲۸	۶۷	۲۰	۱۷۶/۹	۲۸/۵
U	۵۸	۲۱	۸۲۲	۹۳۲	۲۸	۲۰	۱۰۲/۰	۲۷/۵
Z	۵۸	۱۹	۸۴۵	۹۷۱	۳۴	۱۶	۱۱۷/۵	۳۱
جرثقیل ۳۲۰	۵۴	۱۹	۸۹۰	۹۸۸	۷۰	۲۲	۱۸۶/۶	۲۵
بیل ۹۱۲ میکو	۴۹	۱۷	۷۱۵	۸۹۴	۵۱		۱۴۱/۷	۳۰
بلدوزر کاتریلار	۴۸	۱۶	۷۲۴	۸۷۴	۱۸	۶	۷۰/۶	۲۷
KSL 103 (۹)			۸۱۰	۹۰۰	۸۳		۲۰۲/۲	۲۷
CSM 2 (۹)			۸۲۵	۹۱۰	۹۰		۲۲۰/۱	۲۸
CSM 3 (۹)			۸۳۵	۹۲۰	۶۵		۲۲۱/۳	۲۹
CSM 4 (۹)			۸۸۰	۹۸۵	۵۵		۱۷۳/۱	۳۰/۵



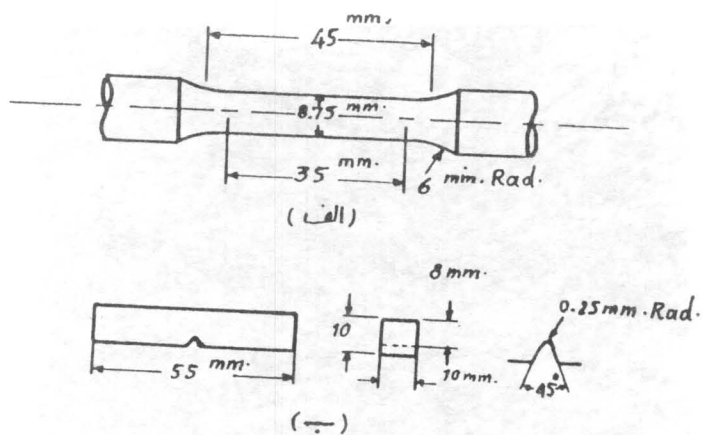
شکل ۱: نمایی مدل آزمایشی کیل بلوک بر اساس استاندارد ASTM A370



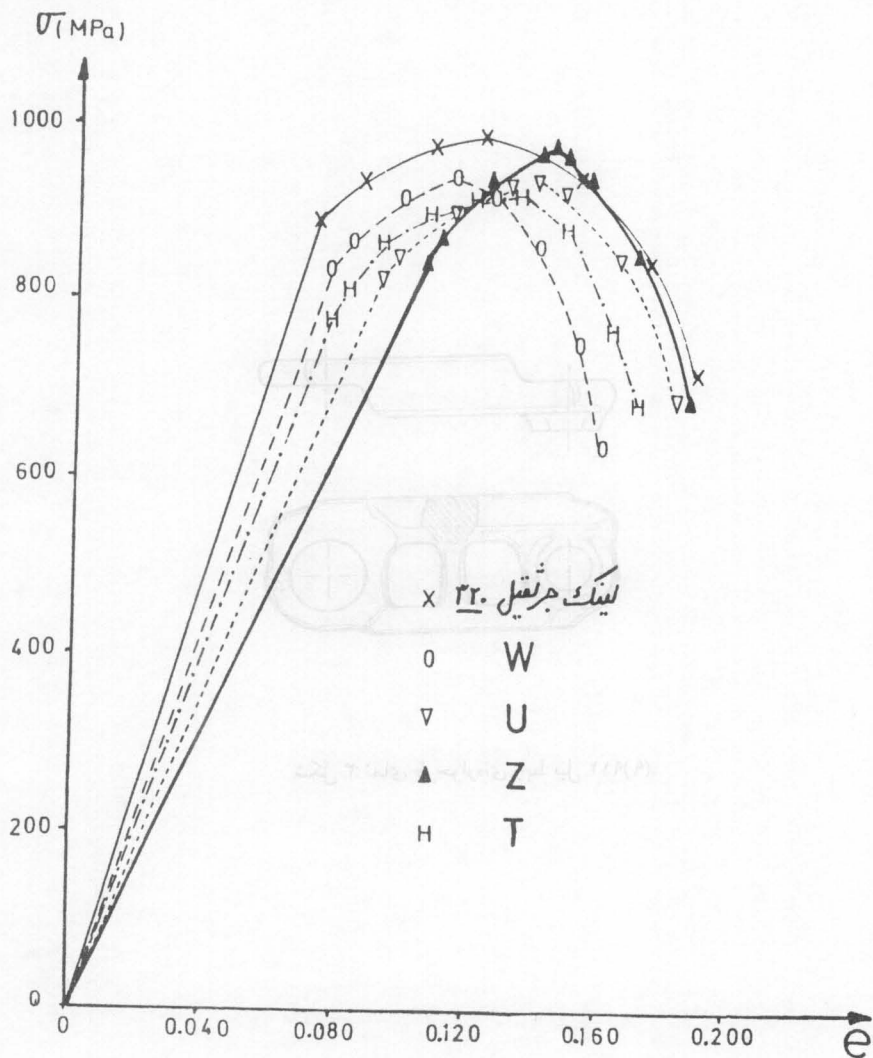
شکل ۲: نمای مقابل کوکیل چدنی مورد استفاده



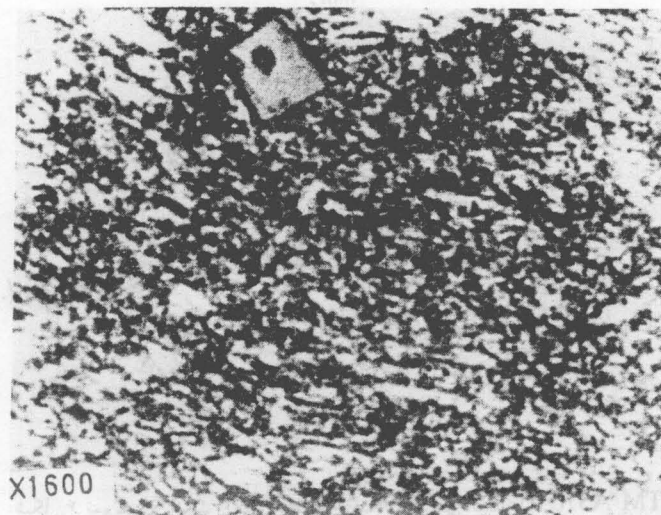
شکل ۳: نمای طرحواره‌ای رابط بیل ۹۱۲ (۹).



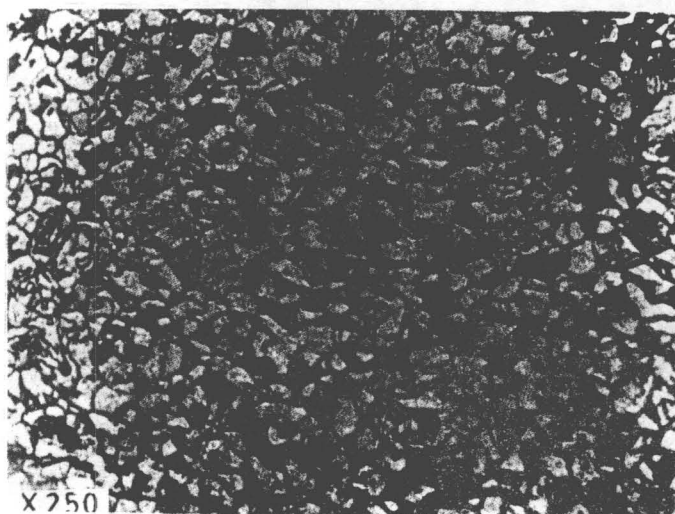
شکل ۴: نمونه‌های کشش (الف) و ضربه (ب) بر اساس استاندارد ASTM A370



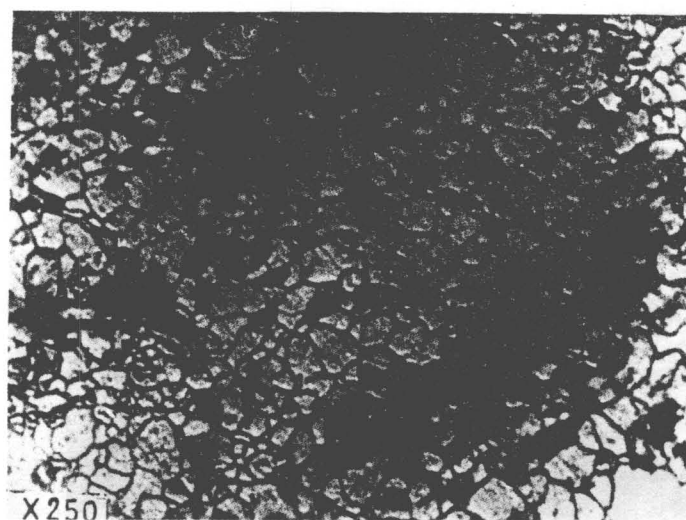
شکل ۵: منحنیهای تنش - کرنش مهندسی رابطهای تولید شده و یک نمونه رابط فابریک



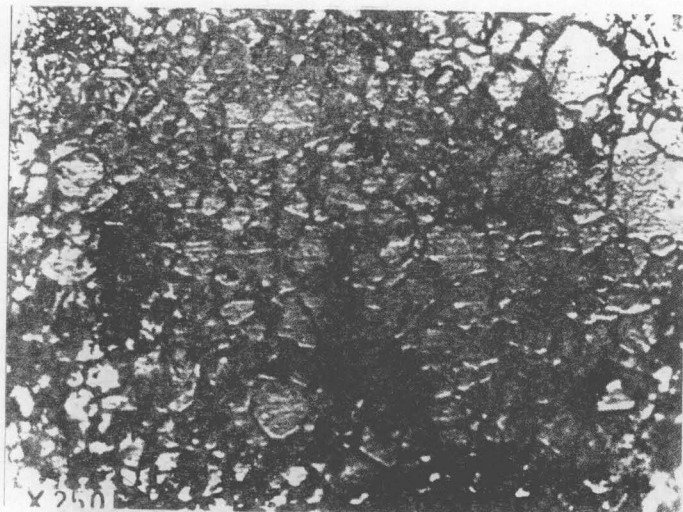
شکل ۶: ساختار میکروسکوپی رابط Z



شکل ۷: دانه‌های آستنیت رابط T.

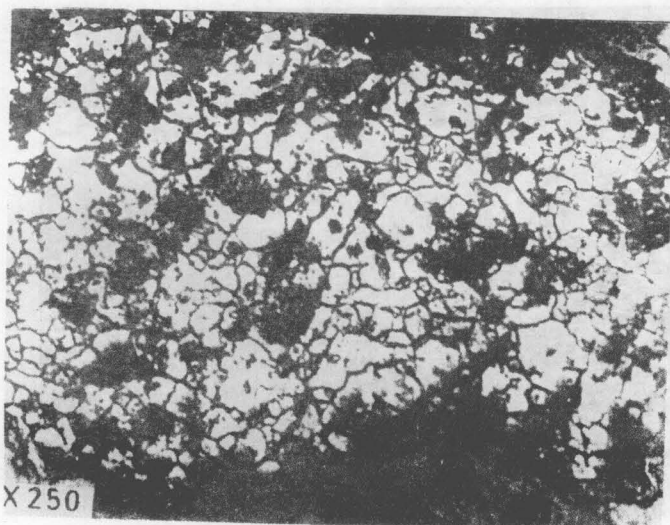


شکل ۸: دانه‌های آستنیت رابط W.

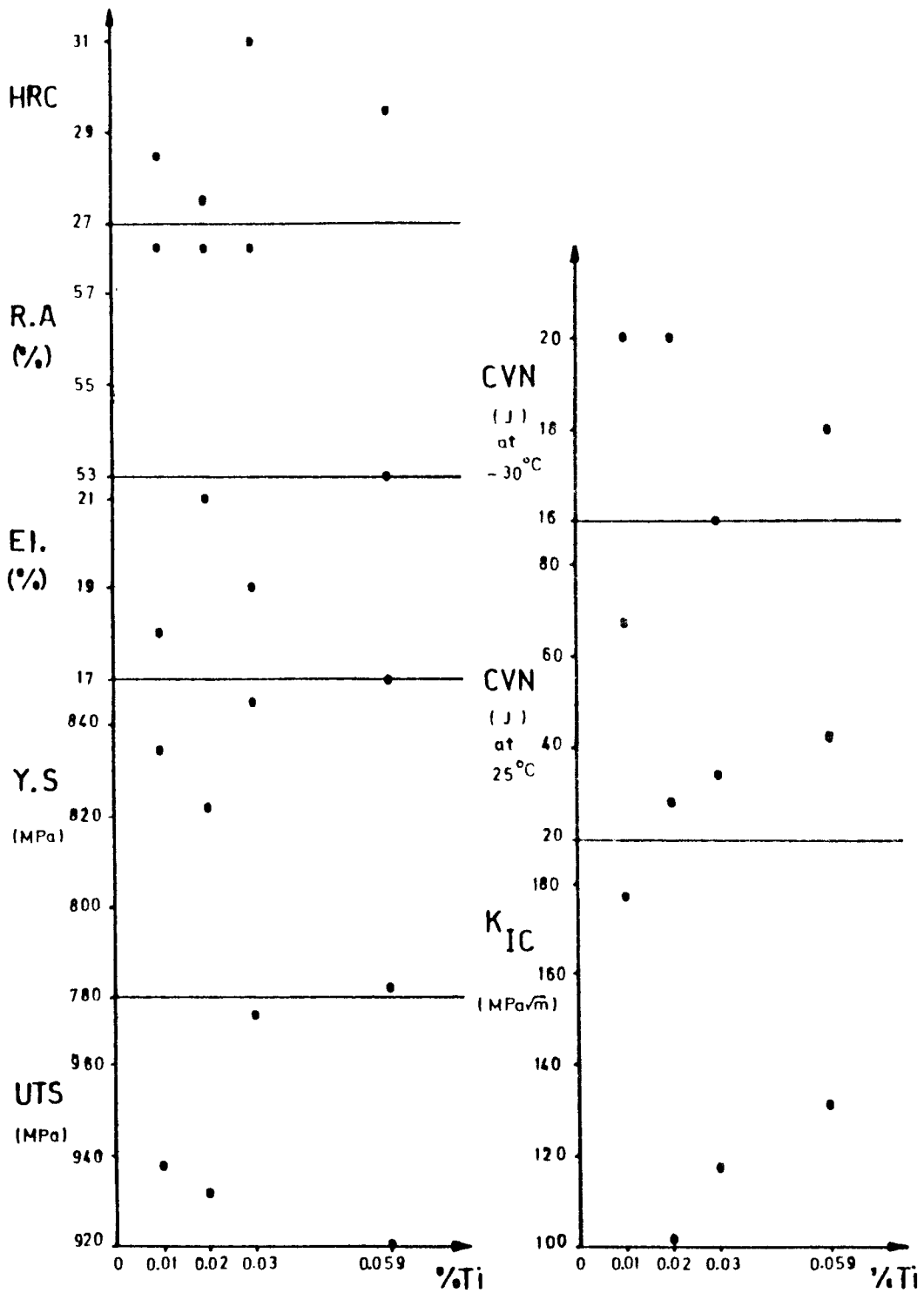


شکل ۹: دانه‌های آستنیت رابط U.

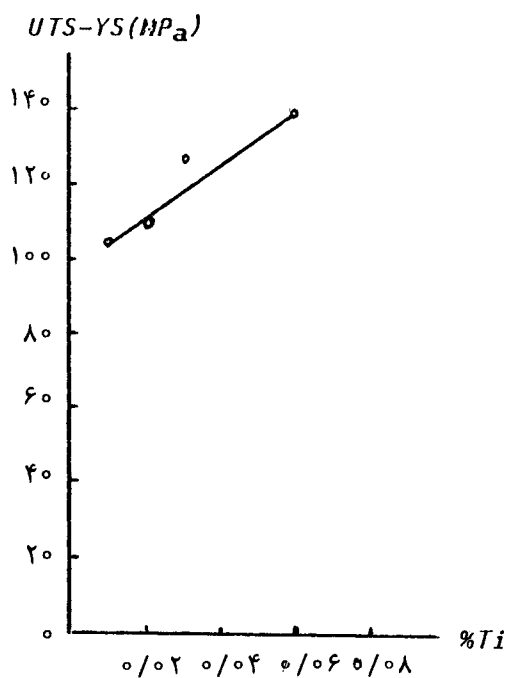
T شکل شبکه زئمانه رابط



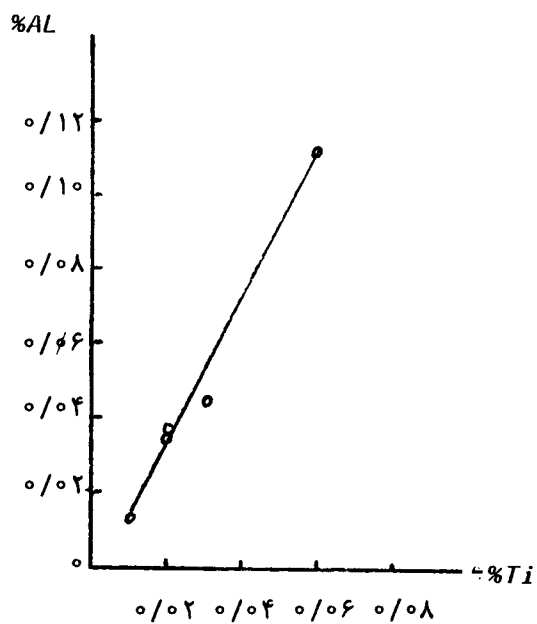
شکل ۱۰: دانه‌های آستنیت رابط Z.



شکل ۱۱: تغییرات خواص مکانیکی رابطهای تولید شده برحسب مقدار تیتانیوم.

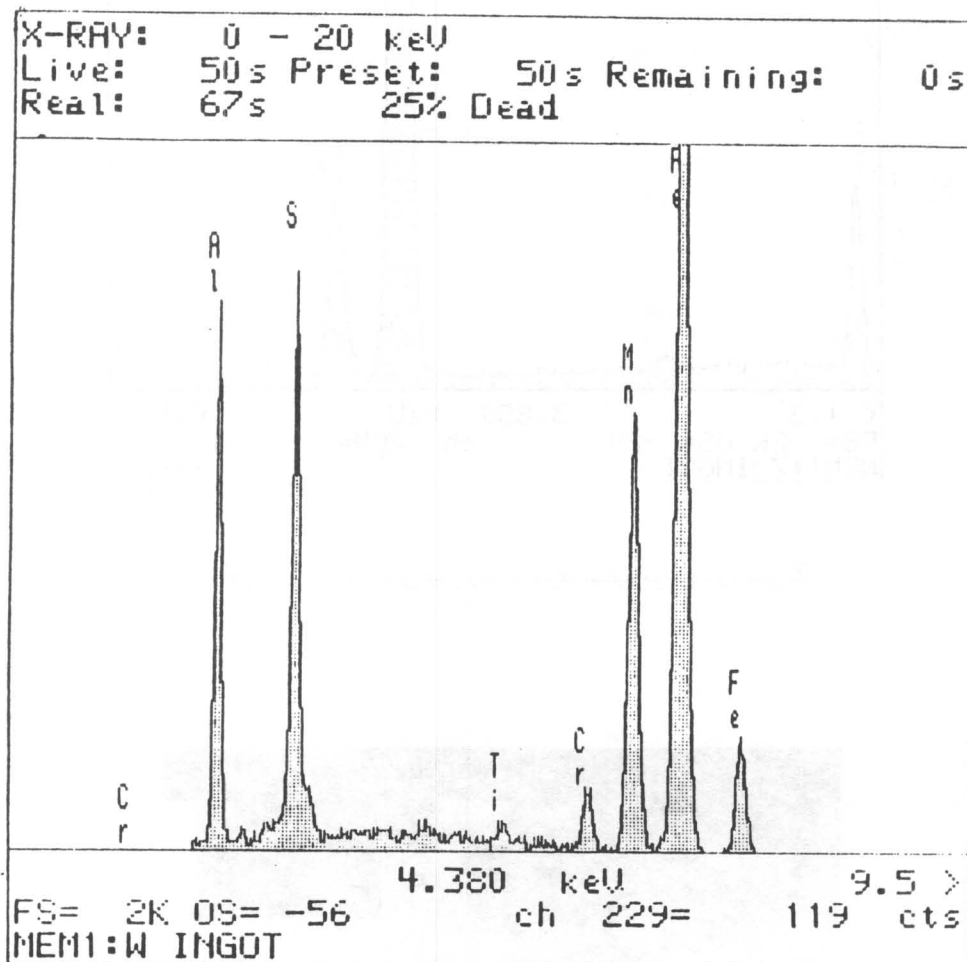


شکل ۱۲: تغییرات اختلاف استحکام کششی و استحکام تسلیم رابطهای تولید شده برحسب مقدار تیتانیوم.

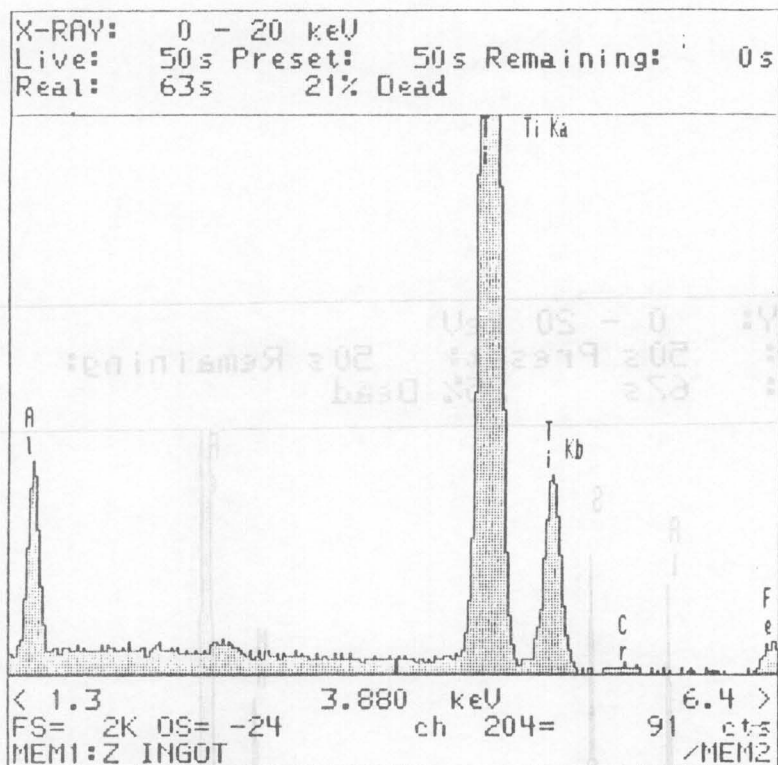


شکل ۱۳: ارتباط بین مقادیر تیتانیوم و آلومینیم موجود در رابطهای تولید شده

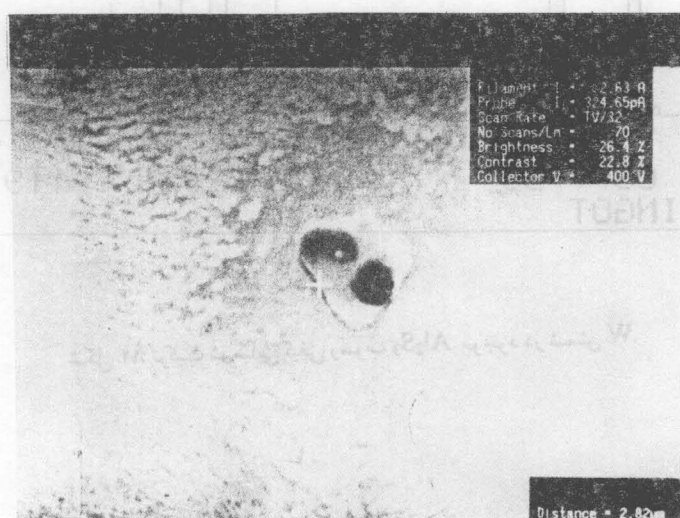




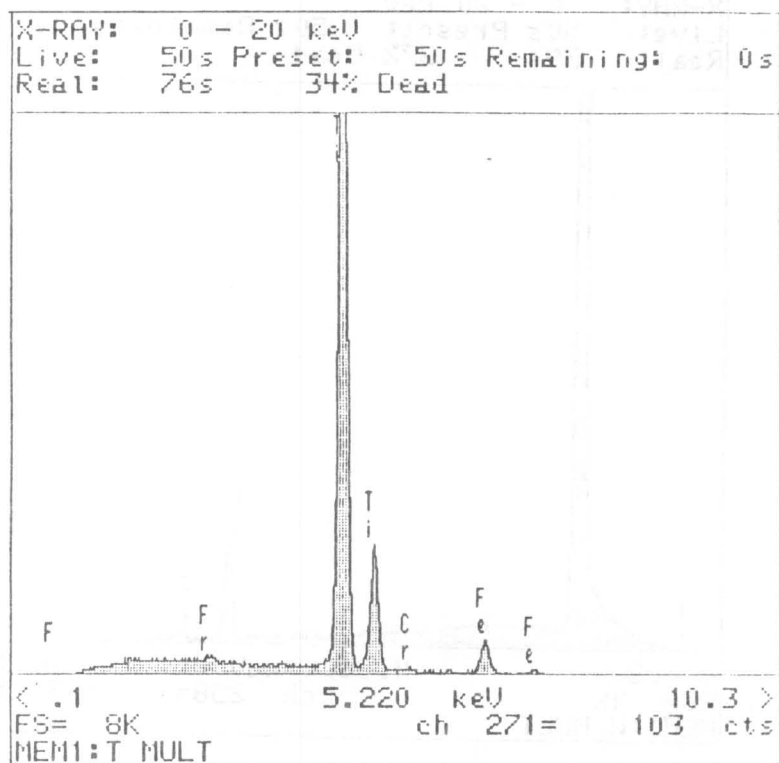
شکل ۱۴: ترکیب شیمیایی کیفی رسوب  $Al_2S_3$  موجود در شمش W.



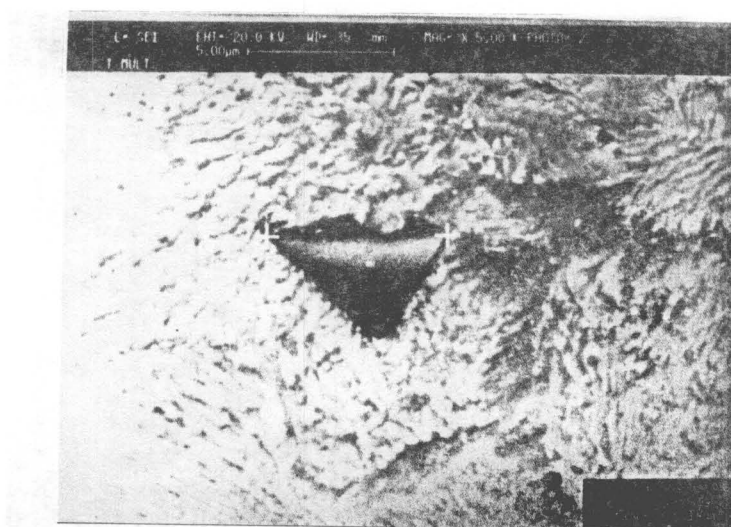
شکل ۱۵: ترکیب شیمیایی کیفی رسوب نیتريد تیتانيم موجود در شمش Z



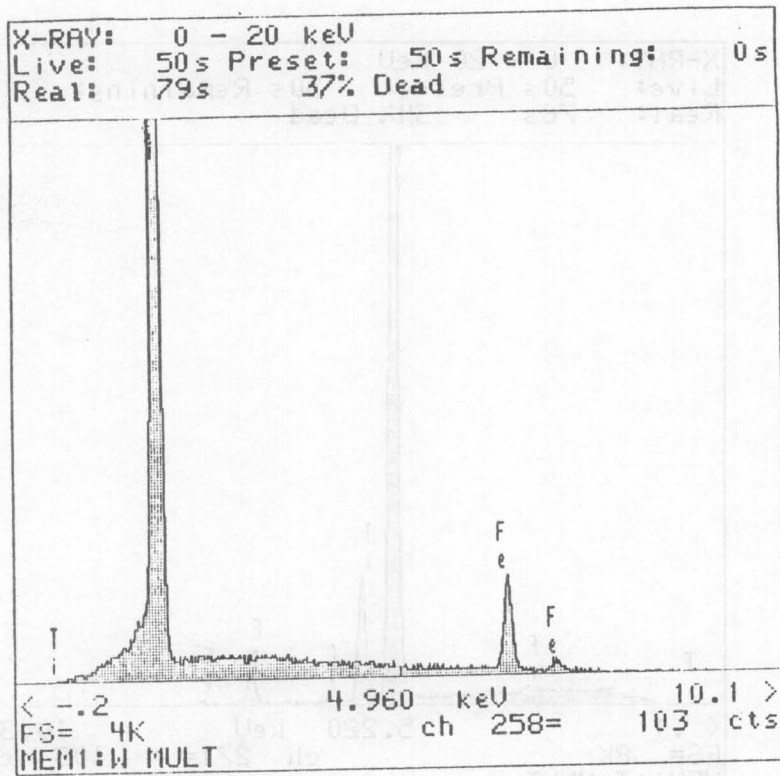
شکل ۱۶: تصوير میکروسکوپ الکترونی از رسوب نیتريد تیتانيم موجود در شمش Z(X5000).



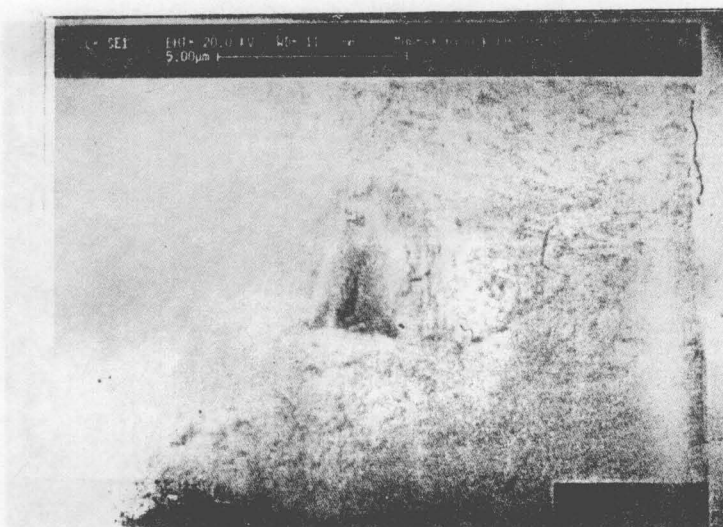
شکل ۱۷: ترکیب شیمیایی کیفی رسوب کربونیتريد تیتانیم موجود در بلوکه T.



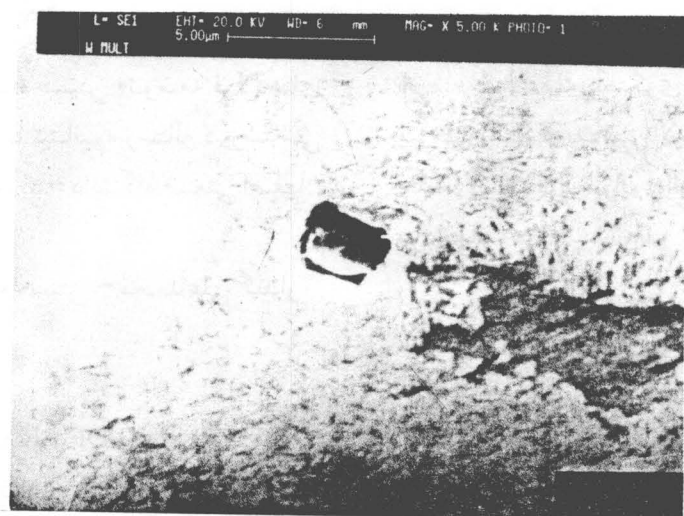
شکل ۱۸: تصویر میکروسکوپ الکترونی از رسوب کربو نیتريد تیتانیم موجود در بلوکه T(X5000).



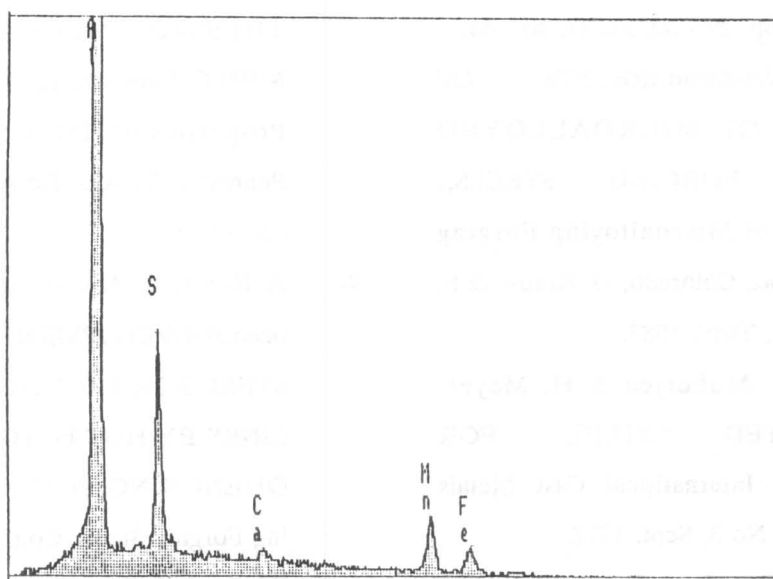
شکل ۱۹: ترکیب شیمیایی کیفی رسوب موجود در بلوکه W.



شکل ۲۰: تصویر میکروسکوپ الکترونی از رسوب موجود در بلوکه W (X 5000).



شکل ۲۱: تصویر میکروسکوپ الکترونی از رسوب  $Al_2S_3$  موجود در بلوکه W.



شکل ۲۲: ترکیب شیمیایی کیفی رسوب  $Al_2S_3$  موجود در بلوکه W.

## مراجع:

- ۲۸- علی مهران شاه‌حسینی «توسعه فولادهای آهنگری میکروآلیاژ شده با تیتانیم برای ساخت رابطهای ماشین‌آلات راهسازی» سمینار سالانه جامعه ریخته‌گران ایران، دانشگاه علم و صنعت ایران ۱-۳ مردادماه ۱۳۷۰.
- ۲۹- دی ماه ۱۳۶۹
- ۳۰- علی مهران شاه‌حسینی - محمدعلی گلدار
- 1- J. H. Woodhead & S. R. Keown, «THE HISTORY OF MICROALLOYED STEELS», HSLA STEELS (Metallurgy and Applications), Conf. Proc, Beijing, China, J. M. Gray, T. Ko, 7, Shouhua, W. Baorong & X. Xishan, Eds, ASM Nov 1985, p. 16.
- 2- L. Meyer, C. Stra Bburger & C. Schneider, EFFECT AND PRESENT APPLICATIONS OF THE MICROALLOYING ELEMENTS Nb, V, Ti, Zr & B IN HSLA STEELS, Ibid., pp. 29 - 30, 32, 33, 40 - 44.
- 3- J. H. Woodhead, «REVIEW OF PRINCIPLES OF MICROALLOYED BAR AND FORGING STEELS», Fundamentals of Microalloying Forging Steels, Conf. Proc., Colorado, G. Krauss & S. K. Banerji, Eds., TMS, 1987.
- 4- P. Wellner, A. Mukerjee & H. Mayer. «MICROALLOYED STEEL FOR CASTING», AFS International Cast Metals Journal . Vol. 2. No 3, Sept. 1977.
- 5- J. Stoeter & J. Kneller, «RECENT DEVELOPMENTS IN THE DROP FORGING OF CRANKSHAFTS», Metal Progress, March 1985, pp. 61 - 68.
- 6- J. F. Held, «MICROALLOYED STEEL BARS ELIMINATE HEAT TREATMENT» Metal Progress, Dec. 1985. pp. 17 - 23.
- 7- M. Korchynsky, «MICROALLOYED FORGING STEELS ELIMINATE HEAT TREATING», Material Engineering, Oct , 1986, pp. 45 - 48.
- 8- M. Korchynsky, «MICROALLOYING AND THERMO - MECHANICAL TREATMENT, Processing, Microstructure and Properties of HSLA Steels, Conf. Proc., Pennsylvania, A. J. De Ardo, Ed., TMS, 1988, pp. 39 - 50.
- 9- A. Rossi, A. Mascanzoni, G. Crispoldi & F. oeco, «DEVELOPMENT OF A Nb - Ti - N STEEL FOR PRODUCTION OF TRACTOR LINKS BY HOT FOTGING AND DIRECT QUENCHING, Fundamentals of Microalloying Forging Steels, Conf . Proc, Colorado, G. Krauss & S. K. Banerji, Eds., TMS, 1987, pp. 351 - 365.

- 10- P. Babu & M. C. Kim, AUSFORGING OF MEDIUM CARBON MICROALLOYED STEELS FOR CRANKSHAFT APPLICATIONS, Ibid., pp. 367 - 388.
- 11- G. Ronchiato, M. Castagna & R. L. Colombo «THE INFLUENCE OF DIRECT QUENCHING FROM THE FORGING TEMPERATURE ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF A HARDENED BORON CONTAINING STEEL, Journal of Heat Treating, ASM, Vol, 4, No. 2, Dec. 1985, pp. 194 - 200.
- 12- P. H. Wright, «MICROALLOYED FORGING STEELS: A NEW GENERATION, Advanced Materials and Processes, Dec. 1988, pp. 29 - 34.
- 13- P.H.Wright, «HIGH STRENGTH LOW ALLOY STEEL FORGINGS,» Metals Handbook, Vol 1, 10th ed., 1990, pp. 358-362.
- 14- A. J. Fletcher & B. Hobson, «GENERATION OF THERMAL STRESS AND STRAIN DURING QUENCHING OF LOW CARBON STEELS,» Heat Treatment 87, Conf. Proc., 1988, pp. 131 - 136.
- 15- D.C. Craig, M. J. Hornung and T. K. McCluhan, «GRAY IRON, Metals Handbook,» ASM, Vol. 15, 1st ed., Sept. 1988, p. 633.
- 16- D. De Geer, «A NEW GENERATION OF MICRO-ALLOYED STEELS REDUCING COSTS OF AUTOMOTIVE FORGINGS,» Fundamentals of Microalloying Forging Steels, Conf. Proc. Colorado, G Krauss & S. K. Banerji, Eds., TMS, 1987, pp. 291 - 296.
- 17- R. S. Cline & J. McClain, «EVALUATION OF MEDIUM CARBON MICROALLOYED STEELS FOR CRANKSHAFT APPLICATIONS,» Ibid., pp. 342 - 344.
- 18- E.E. Fletcher, «HIGH - STRENGTH LOW - ALLOY STEELS: STATUS, SELECTION AND PHYSICAL METALLURGY,» Metals and Ceramics Information Center, Battelle Press, 1979.
- 19- W. J. Jackson, «CONSERVATION OF ALLOYING ELEMENTS IN CAST STEELS,» Steel Castings in the 1980 s, 26th Conf Proc., Coventry, Steel Castings Research and Trade Association, 1981, pp. 10:1 - 10:4.
- 20- A. M. Sage, «THE EFFECT OF SOME VARIATIONS IN COMPOSITION ON THE PROPERTIES OF VANADIUM FORGING STEELS,» Fundamentals of Microalloying Forging Steels, Conf. Proc., Colorado, G. Krauss & S. K. Banerji, Eds, IMS, 1987, pp. 239 - 253.
- 21- C. Tither, T.B. Cameron & D. E. Diesburg, «OPTIMIZATION OF STRENGTH AND TOUGHNESS OF AS - FORGED STEELS BY A COMBINATION OF MICROALLOYING AND CONTROLLED PROCESSING,» Ibid., pp. 269 - 289.
- 22- W. Fairhurst & K. Röhrig, SUCCESSFUL USES OF STEEL CASTINGS,» Steel Castings in the 1980's, 26th Conf. Proc, Coventry, Steel Castings Research and Trade Association, 1981, pp. 7:4 - 7:7.
- 23- K. Hulka, F. Heisterkamp & L. Hachtel, «CORRELATION OF PROCESSING, MICROSTRUCTURE AND



- MECHANICAL PROPERTIES IN 0.03 %C - 0.10%/Nb Steels,» Processing, Microstructure and Properties of HSLA Steels, Conf. Proc., Pennsylvania, A, J. Deaedo Ed., TMS, 1988, pp. 154 - 156.
- 24- D. B. Pickering, «FERROUS PHYSICAL METALLURGY: SOME ACHIEVEMENT AND APPLICATIONS,» Advances in the Physical Metallurgy and Applications of Steels, Conf. Proc., The Metals Society, 1982, p. 11, 12.
- 25- S. J. Barnard, G. D. W. Smith, A. J. Garratt - Reed & J. Vander Sande, «INFLUENCE OF SILICON ON THE TEMPERING OF STEEL,» Ibid., pp. 33 - 37.
- 26- G. G. Larsen, «THE ROLE AND USE OF ALUMINUM IN STEEL PRODUCTION,» Ferroalloys and Other Additives to liquid Iron and Steel, ASTM STP 739, J. R. Lampman & A. T. Peters, Eds., ASTM, 1981, pp. 151 - 156.
- 27- Yu. I. Matrosov & V. N. Filimonov, «EXAMINATION OF THE EFFECT OF AUSTENITIZING CONDITIONS AND HOT PLASTIC WORKING ON THE GAMMA TO ALPHA TRANSFORMATION IN LOW - ALLOY STRUCTURAL STEEL,» Russian Metallurgy, 3/1981, pp. 66 - 72.
- 29- R. W. Hertzberg, «DEFORMATION AND FRACTURE MECHANICS OF ENGINEERING MATERIALS,» John Wiley & Sons, Inc., 1983, pp. 344 - 347.
- 30- S. T. Rolfe & J. M. Barsom, «FRACTURE AND FATIGUE CONTROL IN STRUCTURES (APPLICATIONS OF FRACTURE MECHANICS,» Prentice - Hall, Inc., 1977, pp. 177 - 179.
- 37- G. E. Hicho, S. Singhal, L. C. Smith & R.J.Fields, «EFFECT OF THERMAL PROCESSING VARIATIONS ON THE MECHANICAL PROPERTIES AND MICROSTRUCTURE OF A PRECIPITATION HARDENING HSLA STEEL,» J. Heat Treating, Vol. 3, No. 3, June 1984, p. 208.
- 33- N. Shams, «AUSTENITE GRAIN SIZE IN HSLA,» Journal of Metals, March, 1987, pp. 39 - 41.
- 34- R. Kiessling & Lange, «NON - METALLIC INCLUSIONS IN STEEL,» The Metals Society, London, 1978, p. 87, 88, 137, 138 (Part - 11).
- 35- J. Chone, O. Grindler & P. Hasselstrom, «SURFACE DEFECTS IN CONTINUOUSLY CAST STAINLESS STEEL,» Clean Steel, Conf. Proc., The Metals Society, London, 1983, pp. 388 - 390.



## Ti - Microalloyed Steel, Quenched From Hot Forging Temperature

M A GOLOZAR & A M SHAHHOSSINI,

Department of materials Engineering,  
Isfahan University of Technology, IRAN

### ABSTRACT

The aim of the paper presented here is to develop the Ti - microalloyed Steel in order to optimize the mechanical Properties after direct quenching from hot forging temperature. For this purpose, Seven melts containing various amounts of titanium were prepared and cast in metal and sand molds. From the ingots, cast in metal mould, tractor links were produced by hot forging. The produced links were direct quenched from forging

temperature and then tempered to obtain the optimum microstructure and mechanical properties.

The results obtained from tensile, impact and hardness tests along with the optical and scanning electron microscopy examination showed that the optimum microstructure and thus the optimum mechanical properties belong to 0.01 wt% Titanium-microalloyed steel.

