

تولید یک فولاد زره و بررسی خواص مکانیکی و بالیستیکی آن

احمد ساعتچی* - عباس نجفی زاده** - محمد رضا رحیمی پور***

چکیده

بررسی ترکیبات شیمیایی و خواص مکانیکی زره های مورد استفاده در تعدادی از تانکها و نفربرهای خارجی امکان تقسیم بندی آنها را به دو گروه یکی با سختی و استحکام بالا و چقرمگی نسبتاً پایین (تانکها) و دیگری با سختی و استحکام نسبتاً پایین و چقرمگی بالا (نفربرها) فراهم می کند. در این مقاله نتایج تحقیق در انتخاب مواد و انواع عملیات حرارتی جهت دستیابی به مشخصات دو گروه فوق ارائه و نتایج آزمایشهای انجام شده روی نمونه های تولید شده ذکر گردیده است. همچنین نشان داده شده است که می توان با تقریب نسبتاً خوبی میزان و نوع خسارات ناشی از برخورد گلوله به یک هدف فولادی را به وسیله عوامل متالورژیکی پیش بینی کرد.

* استادیار دانشکده مهندسی مواد - دانشگاه صنعتی اصفهان

** دانشیار دانشکده مهندسی مواد - دانشگاه صنعتی اصفهان

*** عضو هیأت علمی پژوهشگاه مواد و انرژی

مقدمه

مبحث مکانیزم برخورد گلوله و اتفاقات متفاوتی که در حین برخورد در سرعت‌های بالا^۱ ممکن است در هدف و گلوله پدید آید، از سالها پیش در دستور کار مراکز تحقیقاتی نظامی و فضایی کشورهای پیشرفته دنیا قرار داشته است [۱]. براین اساس همواره سعی شده است با در نظر گرفتن پارامترهای مؤثر، آلیاژ یا ماده ای که در شرایط مورد نظر دارای بهترین خواص باشد انتخاب شود. در این تحقیق سعی شده است تا با تجزیه و تحلیل خواص نمونه های خارجی و استانداردهای موجود، زره ای مناسب جهت محافظت ادوات لجستیک و مهندسی و یا ادوات جنگی (از قبیل نفربر و تانک) انتخاب و تولید شود.

بطور کلی در برخورد گلوله، با یک هدف فلزی ممکن است اتفاقات ذیل رخ دهد:

- ۱- گلوله بطور کامل هدف را بشکافد و از آن عبور کند (پدیده سوراخ شدن^۲).
- ۲- گلوله در هدف داخل شود ولی از آن عبور نکند (پدیده عام نفوذ^۳). معمولاً نتیجه این اتفاق ایجاد یک حفره^۴ است.

۳- گلوله بدون اینکه بتواند آسیب چندانی به هدف وارد سازد منهدم و یا منحرف شود. در موارد اول و دوم، هدف به صورتهای مختلف، آسیب می بیند که از آن جمله می توان از شکست گلبگی^۵، کنده شدن^۶، شکست نرم^۷ و پوسته شدن^۸ نام برد. این پدیده ها در زمان بسیار کم (حدود میکروثانیه) در حین برخورد در هدف اتفاق می افتد. مکانیزم تغییر فرم در سرعت‌های بالا و پارامترهای مکانیکی و متالورژیکی مؤثر بر آن در مرجع ۱ مرور شده است.

با تجزیه و تحلیل مکانیزم برخورد در سرعت‌های بالا مهمترین فاکتورهای مکانیکی و متالورژیکی تعیین کننده در کیفیت زره عبارتند از: سختی، استحکام، قابلیت جذب انرژی و نیز شرایط برخورد. در این جا با توجه به نقش پارامترهای مذکور، ترکیب شیمیایی مناسب برای زره

- | | |
|-----------------------------|----------------|
| 1. Hypervelocity Impact | 2. Perforation |
| 3. Penetration | 4. Crater |
| 5. Petalling | 6. Plugging |
| 7. Ductile - Hole Formation | 8. Spalling |

انتخاب و سپس تولید شده است. کیفیت نمونه های تولید شده نیز با انجام آزمایشهای مکانیکی و بالیستیکی (شلیک گلوله به هدف توسط اسلحه ژ-۳) با نمونه های خارجی و استاندارد مقایسه و در نهایت به عنوان زره پیشنهاد شده است. در این مقاله متداولترین نوع یعنی زره فولادی تک جداره با سختی یکنواخت (در مقابل سختی دوگانه^۱) مورد توجه قرار گرفته است.

نمونه های خارجی مورد بررسی که بطور مستقیم از بدنه ادوات تهیه شده اند عبارتند از تانکهای چیفتن و T-72، T-62، M-47، BMP-1 و نفربرهای Fnix و BTR، ولی به لحاظ رعایت اختصار در اینجا فقط نتایج آزمایشهای انجام شده بر روی تانک چیفتن و نفر بر BMP-1 ذکر شده است.

روش آزمایش

آلیاژ مورد مطالعه Ni ۸٪ + AISI/SAE ۴۱۳۰ با ترکیب شیمیایی ارائه شده در جدول ۱ است. فولاد مزبور بصورت شمشهایی با مقطع ۳۲۰×۳۲۰ میلی متر تهیه که طی فرایند نورد گرم به تختالهایی با مقطع ۱۰۰×۴۰۰ میلی متر تبدیل شده اند و پس از سرد شدن و برشکاری (جهت تهیه تختالهایی به ابعاد ۱۰۰×۴۰۰×۱۰۰ میلی متر) مجدداً طی فرایند نورد گرم به ورقهایی با ضخامتهای ۶ تا ۲۰ میلی متر تبدیل شده اند. نمونه های استاندارد کشش در جهت نورد و نمونه های ضربه در دو جهت نورد و عمود بر آن تهیه گردیده اند.

نمونه های استاندارد کشش از زره های خارجی (بدون انجام هیچگونه عملیات خاص) و نیز نمونه هایی جهت انجام آزمایشهای مکانیکی و بالیستیکی تهیه شدند.

عملیات آستمپرینگ در کوره حمام نمک و بقیه عملیات در کوره موفلی انجام گرفته است. پیش از تهیه نمونه های آزمایشهای مکانیکی به خاطر سختی بالای آنها نمونه هایی بزرگتر از اندازه استاندارد از فولاد مذکور که به مدت ۷ ساعت در دمای ۷۷۰°C تحت سیکل کروی کردن واقع شده بودند، تهیه و سپس اندازه آنها به حد مطلوب رسانده شد. جهت انجام آزمایش بالیستیک نیز نمونه های چیفتن و BMP-1 و نمونه های تولید شده داخلی با اندازه ۴۰۰×۴۰۰ میلی متر توسط

اسلحه ژ-۳ با کالیبر ۷/۶۲ میلی متر، از فاصله ۲۰ متری تحت زاویه صفر درجه (یعنی در حالتی که راستای حرکت گلوله عمود بر هدف باشد) مورد هدف قرار گرفته اند.

جدول ۱ - ترکیب شیمیایی فولاد مورد مطالعه (درصد وزنی)

%C	%Mn	%Si	%Ni	%Cr	%Mo	%S	%P
۰/۳۲	۰/۸۰	۰/۵۰	۰/۸۰	۱/۲۸	۰/۳۰	۰/۰۱۸	۰/۰۲

نتایج آزمایشها و بحث

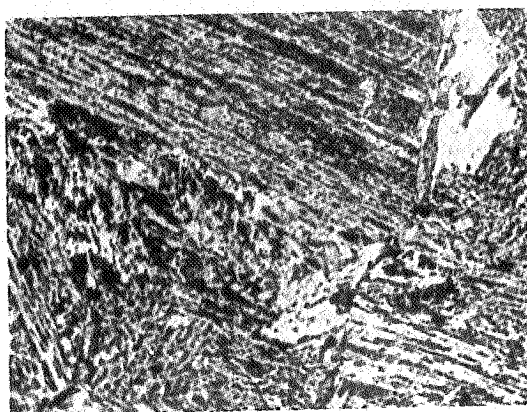
ترکیب شیمیایی و خواص مکانیکی نمونه های خارجی در جدول ۲ خلاصه شده است، بررسی این نتایج نشان می دهد که این زره ها را می توان به دو گروه تقسیم بندی کرد:

۱- زره های با سختی و استحکام بالا و چقرمگی نسبتاً پایین مثل نفربرهای BTR ، FONIX ،

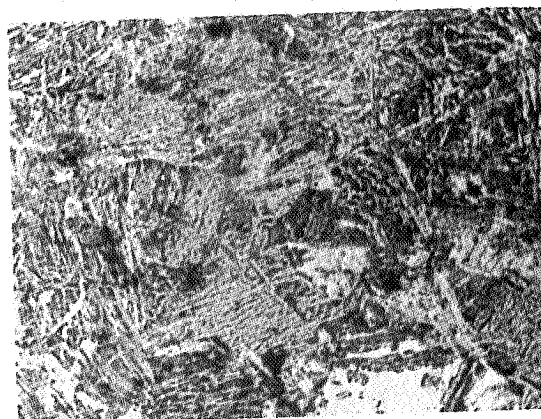
BMP .

۲- زره های با چقرمگی بالا و سختی و استحکام نسبتاً پایین مثل تانکهای چیفتن و T-72 .
با توجه به جدول ۲ و استانداردهای موجود [۲ و ۳]، می بایست ادوات دسته اول دارای سختی ۴۷۷-۵۳۴ برینل بوده و میزان انرژی شلف (انرژی جذب شده در آزمایش ضربه) آنها در 40°C نیز حدود $13/5$ ژول باشد. بدیهی است که این سختی و بالطبع استحکام بالا، در این نمونه ها با کربن کمتر از $0/2$ درصد، بدون انجام عملیات حرارتی کوئنچ و تمپر در دمای پایین حاصل نمی شود. در شکل ۱ ساختار میکروسکوپی مربوط به نفربر BMP-1 نشان داده شده است. مقدار سیلیسیم و منگنز در این فولادها به ترتیب بین $1/5 - 1$ و $1/6 - 1/2$ و مقدار مولیبدن حدود $0/35 - 0/15$ درصد است. پس این نمونه ها از رده فولادهای منگنز - سیلیسیم - مولیبدن به شمار می روند.

در دسته دوم، از سختی و استحکام بالا به خاطر حصول چقرمگی بسیار بالا چشم پوشی شده است. با توجه به اثر ریز ساختار بر خواص فولاد، چنین ویژگیهایی را می توان در مارتنزیت تمپر شده (در دمای بالا) و یا بینیت پایینی و یا آمیخته ای از این دو ، مشاهده کرد [۴]. شکل ۲ ریز ساختار مربوط به تانک چیفتن را نشان می دهد.



شکل ۱ - نمونه BMP-1 - نوع ریز ساختار: مارتنزیت تمپر شده، بزرگنمایی: $800\times$ ، محلول اچ: نایتال ۲٪



شکل ۲ - نمونه چیفتن - نوع ریز ساختار: مارتنزیت تمپر شده و بینیت پایینی بزرگنمایی: $800\times$ ، محلول اچ: نایتال ۲٪

درصد کربن در این دسته بین $0/3 - 0/2$ است. زره چیتن جزء فولادهای کروم - نیکل - مولیبدن و زره T-72 جزء نیکل - کروم - مولیبدن محسوب می شود.

با مروری بر خواص فولادهای کم آلیاژ با استحکام بالا (موسوم به HSLA) و فولادهای بسیار مستحکم (UHS) [۵] تعدادی با خواص مورد نظر انتخاب شده اند. با در نظر گرفتن پارامترهای ذکر شده قبل و نیز مسائل جوشکاری و امکانات داخلی مملکت دو رده از فولادهای UHS، یعنی 41xx و 43xx (براساس استاندارد AISI/SAE) جهت این کاربرد مناسب تشخیص داده شدند ولی بخاطر رعایت هر چه بیشتر جنبه های اقتصادی، این پژوهش به سری 41xx محدود شد. از دو فولاد معروف این سری یعنی ۴۱۳۰ و ۴۱۴۰ نیز به خاطر بهبود قابلیت جوشکاری [۶] سری ۴۱۳۰ انتخاب گردید. به دلیل تأثیرات بسیار خوب نیکل بر روی فولادها، با استفاده از قراضه فولاد زنگ نزن (۱۸ - ۸) حدود ۰/۸ درصد نیکل به ترکیب شیمیایی این فولاد اضافه شد.

بررسی خواص فولاد تولید شده داخلی

این فولاد تحت سیکلهای مختلف عملیات حرارتی مندرج در جدول ۳ قرار گرفت. انتخاب دما و زمان سیکلهای مزبور بر اساس دیاگرامهای CCT و TTT مربوط به فولاد مزبور صورت گرفته است. ریز ساختارهای مشاهده شده و خواص آن نیز در جدول فوق آورده شده است. در شکلهای ۳ و ۴ دو ریز ساختار مربوط به نمونه های کوئنچ شده در آب و تمپر شده در 200°C و نمونه آستمپر شده در محدوده بینیت پایینی نشان داده شده است. نکات مهم در رابطه با سیکلهای عملیات حرارتی انجام شده بر روی فولاد مزبور و رابطه بین خواص مکانیکی و ساختارهای میکروسکوپی در مورد فولادهای نیکل - کروم - مولیبدن در مراجع مختلف مورد بحث قرار گرفته است [۱ و ۴].

با توجه به خواص تعیین شده در استاندارد ذکر شده و نمونه های خارجی، سه نمونه زیر جهت ادامه بررسی و مقایسه خواص انتخاب شده:

۱- نمونه ای که در آب کوئنچ و در دمای 200°C تمپر شده است و به اختصار WQT نامیده می شود.

۲- نمونه ای که در روغن کوئنچ و در دمای 200°C تمپر شده است و به اختصار OQT نامیده

می شود.

تولید یک فولادزره و بررسی خواص مکانیکی و بالیستیکی آن

جدول ۲ - نتایج بررسی نمونه های خارجی

نمونه	%P	%S	%Mo	%Cr	%Ni	%Mo	%Si	%C	BHN	RC	MPa	استحکام کششی	درصد ازدیاد طول (٪)	درصد کاهش سطح مقطع (٪)	شماره آزمایش	تجهیزات	آلایر شیمیایی	مشخصات
تنگ چغین	۰/۰۲	۰/۰۱۵	۰/۰۳۴	۰/۲	۰/۷۰	۰/۶۵	۰/۲۱	۰/۲۰	۲۲۷	۲۵	۱۱۳۸	۱۰۲۷	۱۸/۵	۵۵	۵۶	تجهیزات	آلایر شیمیایی	مشخصات
تنگ T-72	۰/۰۱۵	۰/۰۲	۰/۲۸	۰/۵۰	۰/۱۸	۰/۲۵	۰/۲۹	۰/۳۱	۳۱۹	۳۴	۱۱۷۲	۱۰۴۱	۱۸	۵۰	۶۰	تجهیزات	آلایر شیمیایی	مشخصات
تنگ T-62	۰/۰۱۵	۰/۰۲	۰/۱۶	۰/۳۰	۰/۱۲	۰/۲۰	۰/۲۵	۰/۱۳	۴۲۲	۲۵	۱۱۳۸	۱۰۲۷	۱۸/۵	۵۵	۵۶	تجهیزات	آلایر شیمیایی	مشخصات
تنگ M-47	۰/۰۱۵	۰/۰۲۶	۰/۳۹	۰/۷۱	۰/۵۸	۰/۲۰	۰/۴۱	۰/۲۷	۴۲۲	۲۶	۱۱۳۸	۱۰۲۷	۱۸/۵	۵۵	۵۶	تجهیزات	آلایر شیمیایی	مشخصات
شیراز BMP-1	۰/۰۱۹	۰/۰۱۳	۰/۱۸	۰/۲۰	۰/۱۲	۰/۱۵	۰/۲۲	۰/۱۸	۵۳۴	۵۳/۵	۱۵۳۳	۱۵۳۳	۱۰	۳۱	۱۶	تجهیزات	آلایر شیمیایی	مشخصات
شیراز BTR	۰/۰۱۷	۰/۰۱۷	۰/۱۶	۰/۲۰	۰/۱۲	۰/۱۵	۰/۲۹	۰/۱۰	۵۷۷	۵۶	۱۸۸۲	۱۶۵۵	۶	۲۸	۱۵/۵	تجهیزات	آلایر شیمیایی	مشخصات
شیراز FONIX	۰/۰۱۵	۰/۰۱۷	۰/۲۳	۰/۸۱	۰/۱۶	۰/۲۳	۰/۲۳	۰/۱۱	۵۵۵	۵۷	۱۶۶۸	۱۶۴۸	۹	۲۷	۵۱	تجهیزات	آلایر شیمیایی	مشخصات

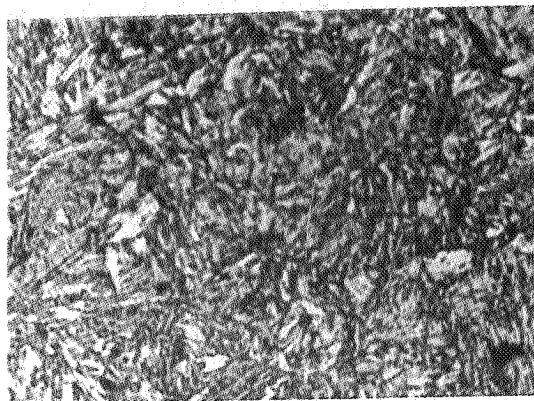
جدول ۳ - نتایج اعمال سیکل عملیات حرارتی بر روی نمونه تولید داخل

ردیف	نوع سیکل عملیات حرارتی انجام شده	سختی	نقطه تسلیم	استحکام کششی	درصد در رسیدن به	نتیجه آزمایش کشش در جهت نورد	تشیخ آزمایش ضربه به	ساختار میکروسکوپی
		BHN RC	MPa	MPa	از دانه سطح	طول (l) / سطح (A)	درصد آرمایش ضربه به	
							Joules	
۱	نرماله	۳۸	۴۵۲	۹۴۵	۱۲۰۶	۱۱	۳۷	۱۰
۲	نرماله و تسخیر در ۴۵۰°C	۳۷	۳۴۳	۱۰۳۴	۱۱۷۹	۱۲	۴۰	۱۹
۳*	آستنیت زد ۵ ساعت در ۴۰۰°C و تسخیر کردن در آب و دو بار تسخیر در ۲۰۰°C	۴۲/۵	۴۱۵	۱۲۵۵	۱۴۵۵	۱۵	۴۵	۳۵
۴	آستنیت زد ۵۱°C و تسخیر کردن در آب و دو بار تسخیر در ۲۰۰°C	۳۶	۳۳۶	۹۱۷	۱۰۸۹	۱۰	۳۲	۸
۵*	کوئنچ در آب و تسخیر در ۲۰۰°C	۵۰/۹	۲۸۷	۱۵۵۱	۱۷۹۹	۱۰	۳۳	۱۸
۶	کوئنچ در آب و تسخیر در ۴۰۰°C	۴۲/۷	۳۹۷	۱۲۴۸	۱۴۶۲	۱۶	۴۶	۲۷
۷	کوئنچ در آب و تسخیر در ۶۰۰°C	۳۲/۸	۳۰۸	۹۴۴	۱۱۰۳	۲۱	۶۰	۱۰۹
۸*	کوئنچ در روغن و تسخیر در ۲۰۰°C	۴۸/۷	۴۶۰	۱۳۷۹	۱۵۸۶	۱۱	۳۸	۲۰
۹	کوئنچ در روغن و تسخیر در ۴۰۰°C	۴۱	۳۸۰	۱۱۱۷	۹۱۵	۵۱	۵۱	۴۹/۵
۱۰	کوئنچ در روغن و تسخیر در ۶۰۰°C	۲۹/۸	۲۸۴	۷۸۶	۹۳۱	۲۲	۶۴	۱۱۵

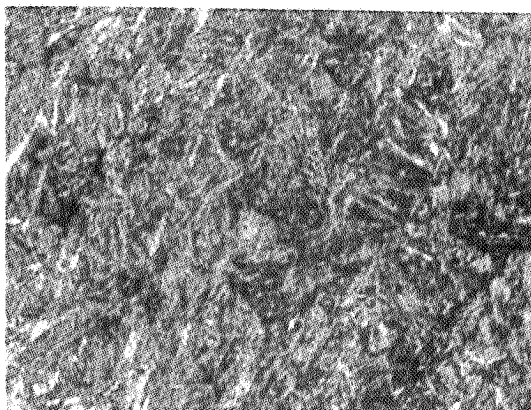
- درجه حرارت آستنیت کردن در ۸۶۵°C می باشد.

- در مواردی که زمان ذکر نگردیده منظور یک ساعت می باشد.

* نمونه های ردیف ۳، ۵ و ۸ در این پژوهش به ترتیب AUS و WOT و OQT نامیده شده اند.



شکل ۳ - نمونه WQT - نوع ریزساختار: مارتنزیت تمپر شده، بزرگنمایی: $480\times$ ، محلول اچ: نایتال ۲٪



شکل ۴ - نمونه AUS - نوع ریزساختار: بینیت پایینی، بزرگنمایی: $480\times$ ، محلول اچ: نایتال ۲٪

۳- نمونه ای که در محدودهٔ بینیت پایینی آستمپر شده و دوبار در دمای 200°C تمپر شده است که آنرا نیز به اختصار AUS می نامیم.

نمونه های WQT و OQT به همراه BMP-1 و نمونه AUS به همراه چیفتن و T-72 تحت آزمایشهای مختلف بالیستیک و ضربه در دماهای مختلف قرار داده شدند که در ذیل به مقایسه رفتار آنها خواهیم پرداخت.

مقایسهٔ خواص مکانیکی نمونه های ساخته شده با نمونه های خارجی

۱- در جدول ۴ خواص مکانیکی نمونه های WQT و OQT با BMP-1 مقایسه شده است. ملاحظه می شود که سختی و استحکام هر دو نمونه مقداری کمتر از BMP-1 اما در حد استاندارد است. در مقابل میزان انرژی شلف آنها بالاتر از BMP-1 است. منحنی های انرژی ضربه بر حسب دما مربوط به این سه نمونه که جزء ردهٔ فولادهای با سختی و استحکام بالا و چقرمگی نسبتاً پایین هستند، در دو جهت نورد و عمود بر نورد در شکل ۵ آورده شده است تقریباً در کلیه درجه حرارتها نمونه WQT و OQT بر BMP-1 برتری دارد.

۲- در جدول ۵ خواص مکانیکی نمونه های AUS با چیفتن و T-72 مقایسه شده است. ملاحظه می شود که نمونه AUS از نظر سختی و استحکام برتری قابل ملاحظه ای بر نمونه های چیفتن و T-72 دارد. اما همان طور که در شکل ۵ نیز مشهود است میزان انرژی شلف دو نمونه مذکور بالاتر از AUS است در صورتی که بخواهیم به خواص ضربهٔ دو نمونه خارجی دست یابیم می بایست مدت زمان تمپر کردن AUS را افزایش دهیم و یا اینکه از نمونه هایی که کوئنچ شده و سپس در دمای بالاتر تمپر شده اند (مثلاً در 500°C) استفاده کنیم.

مقایسه خواص بالیستیک نمونه های ساخته شده با نمونه های خارجی

کلیه نمونه ها در دو مرحله تحت آزمایش بالیستیک قرار گرفته اند:

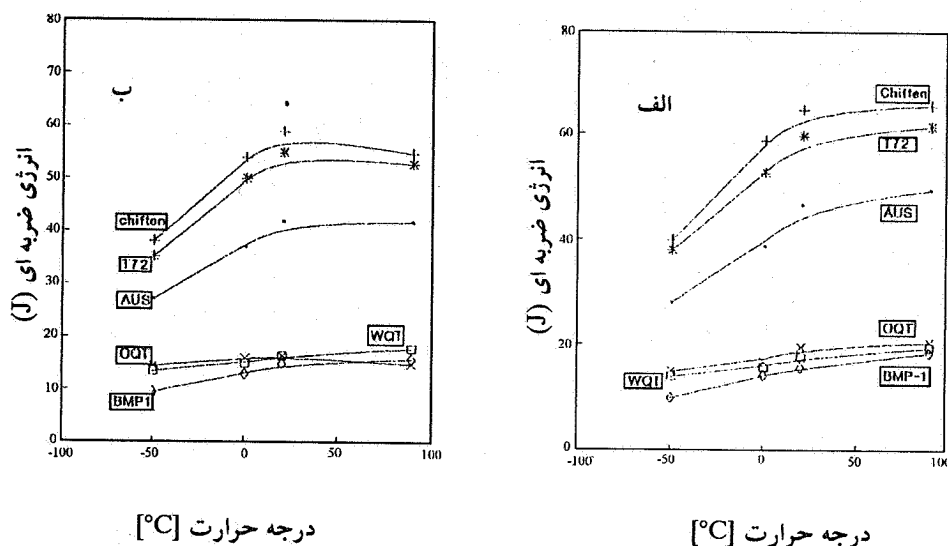
۱- از هر یک از نمونه ها هدفهایی با ضخامت ۲۰ میلی متر تهیه شد. سپس از فاصلهٔ ۲۰ متر با اسلحه ژ - ۳ با گلوله فولادی (ثاقب) که قطر آن $7/62$ میلی متر است، تحت زوایای مختلف بدانها

جدول ۴ - مقایسه خواص مکانیکی نمونه های WQT و OQT با BMP-1

انرژی جذب شده در آزمایش چارسی	نتیجه آزمایش کش در جهت نورد		استحکام کشی MPa	تغیله تسلیم MPa	سختی BHN RC	سبک عملیات حرارتی
	درصد کاهش سطح مقطع	طول				
(1)	۳۳	۱۰	۱۷۹۹	۱۵۵۱	۴۸۷	۵۰/۹ (WQT) گوشه در آب ۲۰۰°C در تخمیر
۱۸	۳۳	۱۰	۱۷۹۹	۱۵۵۱	۴۸۷	۵۰/۹ (WQT) گوشه در آب ۲۰۰°C در تخمیر
۲۰	۳۸	۱۱	۱۵۵۶	۱۳۷۹	۴۶۰	۴۸/۷ (OQT) گوشه در روغن ۲۰۰°C در تخمیر
۱۶	۳۱	۱۰	۱۸۵۵	۱۵۹۳	۵۳۴	۵۳/۵ تقریباً BMP-1

جدول ۵ - مقایسه خواص مکانیکی نمونه های AUS با چیتن و T-72

انرژی جذب شده در آزمایش چارسی	نتیجه آزمایش کش در جهت نورد		استحکام کشی MPa	تغیله تسلیم MPa	سختی BHN RC	سبک عملیات حرارتی
	درصد ازدیاد سطح مقطع	طول				
(1)	۴۵	۱۵	۱۴۵۵	۱۲۵۵	۴۱۵	۴۴/۵ AUS آبتریت ۵ ساعت ۴۰۰°C و سرد کردن در آب و دریا زخمیر در ۲۰۰°C
۳۵	۴۵	۱۵	۱۴۵۵	۱۲۵۵	۴۱۵	۴۴/۵ AUS آبتریت ۵ ساعت ۴۰۰°C و سرد کردن در آب و دریا زخمیر در ۲۰۰°C
۶۵	۵۵	۱۸/۵	۱۱۳۸	۱۰۲۷	۳۲۷	۳۵ تاک چیتن
۶۰	۵۰	۱۸	۱۱۷۲	۱۰۴۱	۳۱۹	۳۴ تاک T-72



شکل ۵ - تغییرات انرژی ضربه نسبت به دمای نمونه‌ها

الف - درجهت نورد ب - درجهت عمود بر نورد

شلیک و میزان عمق نفوذ گلوله اندازه‌گیری شد. با استفاده از این نقاط تجربی بدست آمده و روابطی که در مرجع ۱ ارائه شده است، سعی بر این شد تا شرایط ذکر شده برای این آزمایشها روابطی به دست آید نتایج این تلاش به شرح زیر است:

$$p = \left(\frac{20}{B}\right)^{1.3r} \cdot \cos^2(2a) \quad (1)$$

$$p = \left(\frac{100}{B}\right)^{1.3} \cdot \cos\left(\frac{3a}{2}\right) \quad (2)$$

در این روابط p عمق نفوذ بر حسب سانتیمتر و B عدد سختی برینل (BHN) و a زاویه برخورد گلوله به هدف نسبت به راستای شلیک هستند.

منحنی‌های رسم شده بر اساس روابط (۱) و (۲) و نقاط تجربی بدست آمده در شکل ۶ آورده شده است که انطباق خوبی را با یکدیگر نشان می‌دهند. بنابراین می‌توان با اطلاع از سختی و زاویه برخورد، میزان نفوذ گلوله در هدف را بوسیله روابط (۱) و (۲) با تقریب قابل قبولی پیش‌بینی کرد. ۲- در مرحله دوم نمونه‌ها با ضخامتهای مختلف تحت آزمایش بالیستیکی قرار گرفتند. به جز زاویه

برخورد (صفر درجه نسبت به راستای شلیک) سایر شرایط همانند مرحله قبل بود. بر اساس نتایج به دست آمده منحنی عمق نفوذ بر حسب ضخامت هدف رسم شد (شکل ۷). تصویر تهیه شده از محل اصابت در سه حالت سوراخ کامل، سوراخ توأم با نقص پوسته شدن و نفوذ ناقص در شکل ۸ نشان داده شده است. چنانچه ملاحظه می شود در مورد هر یک از نمونه ها سه ناحیه مجزا به چشم می خورد.

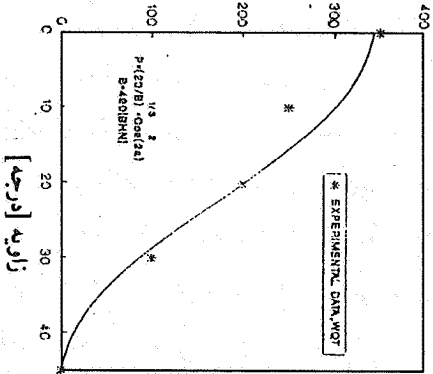
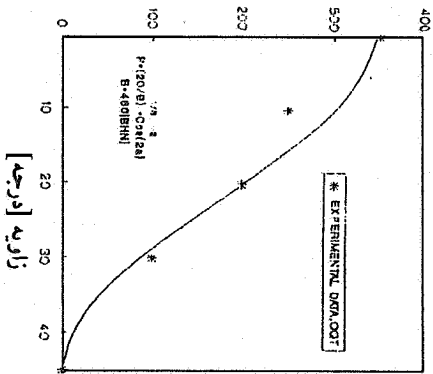
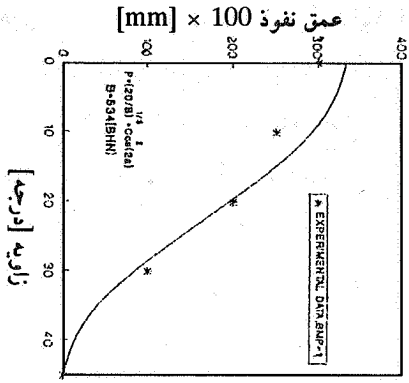
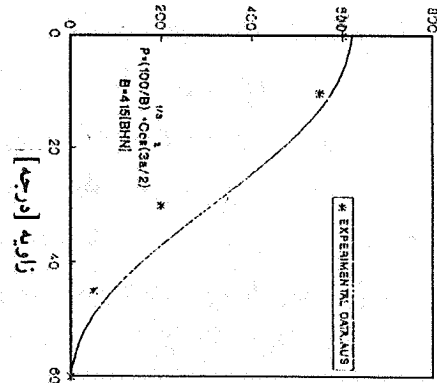
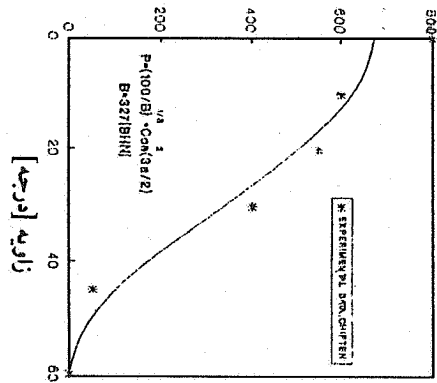
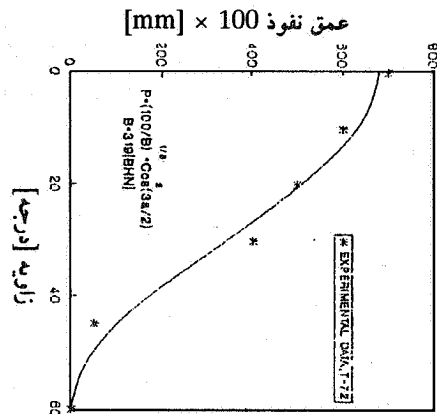
ناحیه ۱ - محدوده ای از ضخامت هدف که کاملاً سوراخ شده است. در این قسمت عمق نفوذ با ضخامت ورق برابر است.

ناحیه ۲ - محدوده ای که هدف دچار نقص پوسته شدن گردیده (گلوله در هدف داخل شده ولی از آن عبور نکرده است) در این قسمت با افزایش ضخامت ورق، عمق نفوذ کاهش می یابد.

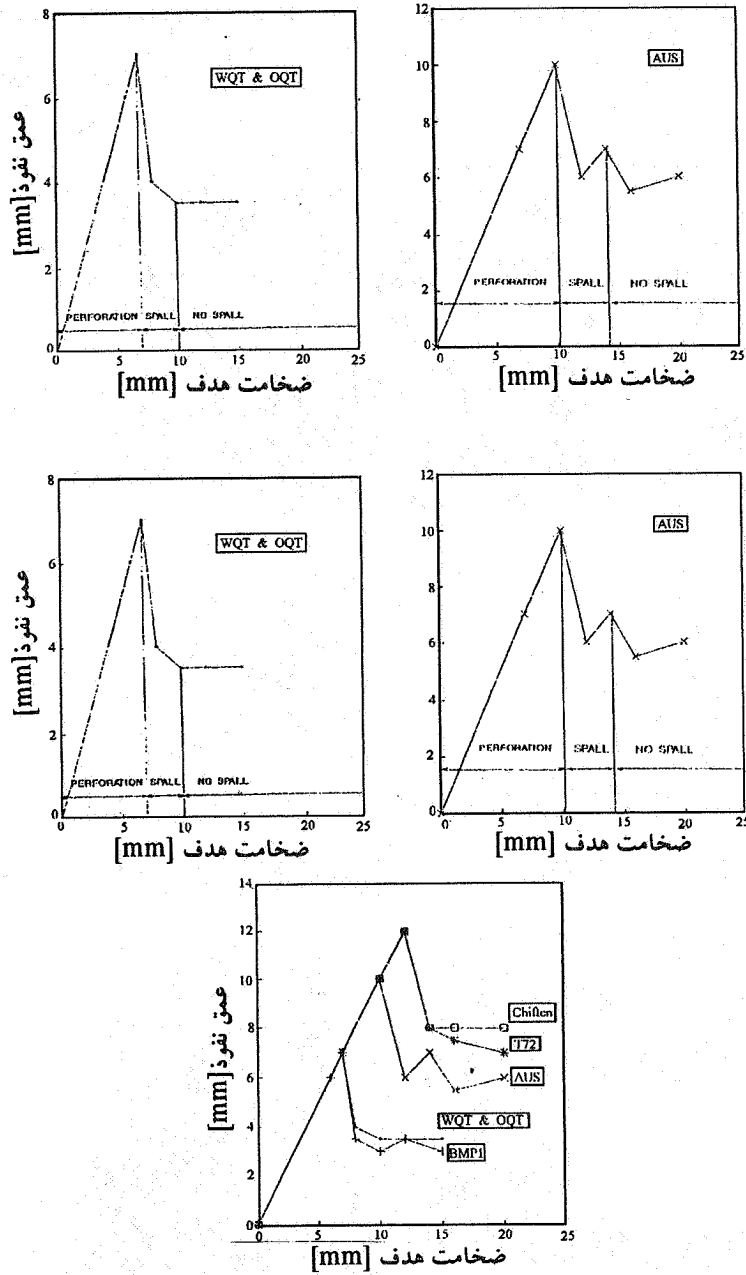
ناحیه ۳ - محدوده ای که هدف در مقابل عبور گلوله با به جا گذاردن یک حفره، مقاومت کرده است. در این منطقه عمق نفوذ تقریباً مستقل از ضخامت ورق است. به دلیل تأثیر پارامترهای مختلف در مورد بعضی نمونه ها، این نواحی مقداری با هم تلاقی (هم پوشانی) دارند. با توجه به مطالب ذکر شده به مقایسه نمونه ها با هم می پردازیم.

مقایسه WQT و OQT با BMP-1

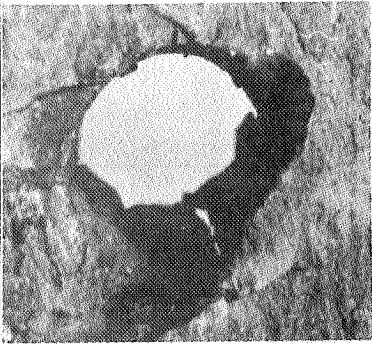
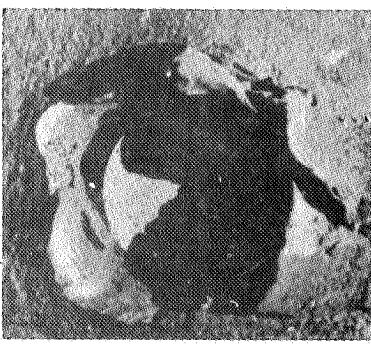
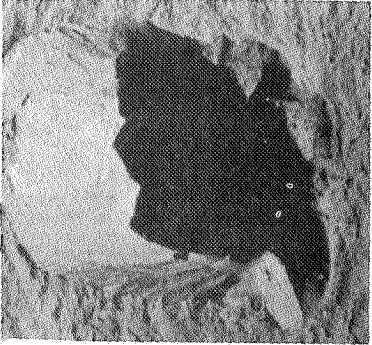
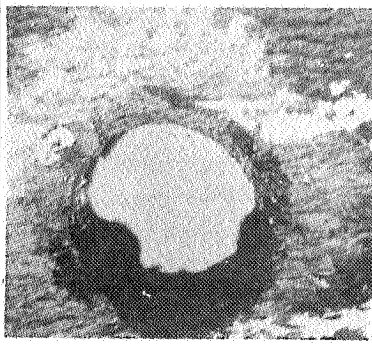
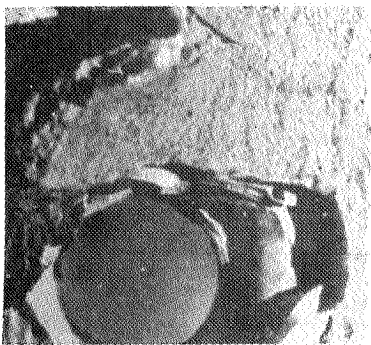
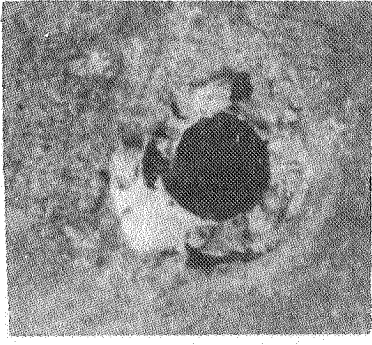
همانطور که در شکل ۶ نشان داده شده است، رفتار این سه نمونه بجز در زاویه برخورد صفر درجه در کلیه زوایا یکسان است. این تشابه به خاطر نزدیکی خواص مکانیکی این نمونه ها با هم است. با توجه به شکل ۷، در مورد این سه نمونه محافظت کامل در ضخامتهای بیش از ۱۰ میلی متر مشاهده می شود. در ضخامتهای کمتر از حدود ۷ میلی متر هدف بطور کامل سوراخ و در محدوده ۷ تا ۱۰ میلی متر دچار نقص پوسته شدن گردیده اند. در ضخامتهای بالاتر از ۱۰ میلی متر میزان نفوذ گلوله بین ۳-۳/۵ میلی متر است. برتری نسبی نمونه ها در حد خطای آزمایش و خطای اندازه گیری عمق نفوذ است.



شکل ۶ - میزان عمق نفوذ بر حسب زاویه برخورد



شکل ۷ - میزان عمق نفوذ بر حسب ضخامت هدف

نمونه	ناحیه I (Perforation)	ناحیه II (Spall)	ناحیه III (protection) (No Spall)
Chiften			
AUS			

شکل ۸ - تصاویر مربوط به نقطه برخورد گلوله به نمونه ها

مقایسه AUS با چیفتن و T-72

با توجه به شکل ۶، در کلیه زوایا نمونه AUS نسبت به دو نمونه خارجی از نظر عمق نفوذ برتری دارد. سختی و استحکام بالاتر این نمونه دلیل این برتری است. به خاطر بالا بودن میزان انرژی شلف و همین طور قابلیت انعطاف پذیری بیشتر نمونه خارجی نسبت به AUS، پیش بینی می شود که چنانچه از گلوله با انرژی بالاتر استفاده شود، این نمونه ها نسبت به AUS رفتار بهتری داشته باشند. منحنی های عمق نفوذ بر حسب ضخامت هدف این نمونه ها (شکل ۷) نشان می دهد که نمونه AUS از ضخامت بیش از ۱۲ میلی متر (با عمق نفوذ ۵/۵ تا ۶/۵ میلی متر) و نمونه های چیفتن و T-72 در ضخامت بیش از ۱۴ میلی متر (با عمق نفوذ ۷ تا ۸ میلی متر در مقابل عبور گلوله مقاوم هستند. محدوده پوسته شدن در مورد AUS ضخامت ۱۰ تا ۱۲ میلی متر و در مورد نمونه های خارجی ضخامت ۱۲ تا ۱۴ میلی متر است. چنانچه ملاحظه می شود، نمونه AUS از هر لحاظ بر دو نمونه دیگر برتری دارد.

ذکر این نکته ضروری است که با افزایش انعطاف پذیری از میزان نقص پوسته شدن کاسته می شود. مقایسه نمونه های گروه دوم (چقرمگی بالا و سختی پایین) با گروه اول (سختی بالا و چقرمگی پایین) مؤید این مطلب است.

نتیجه گیری

- ۱- فولاد تولید شده داخلی (AISI/SAE ۴۱۳۰ + ۰/۸ Ni) که در آب و روغن کوئنچ و سپس در 200°C تمپر شده باشد (به ترتیب WQT و OQT)، از نظر خواص ضربه نسبت به BMP-1 رفتار بهتری از خود نشان می دهد ولی سختی و استحکام نمونه BMP-1 بالاتر از آن است.
- ۲- با توجه به رفتار مکانیکی و بالیستیکی فولاد فوق در شرایط WQT و OQT که منطبق با خواص تعیین شده توسط استانداردهای نظامی برای زره باشد، این دو نمونه به عنوان زره با سختی و استحکام بالا پیشنهاد می شود.
- ۳- فولاد تولید شده داخلی که در ناحیه تشکیل بینیت پایینی آستمپر و سپس در 200°C تمپر شده است (نمونه AUS)، به خاطر داشتن ریز ساختار بینیت پایینی به عنوان یک زره فولادی با

Journal of Engineering

ESTEGHLAL

No. 14, March. 1994

Published by:

Isfahan University of Technology

ISFAHAN 84156

IRAN

Fax :(98) 31236014

Telex:(98) 312764 IUTC IR

ب - چارچوب کلی مقالات

در تهیه مقالات مراعات چارچوب استاندارد شامل چکیده (به زبانهای فارسی و انگلیسی متناسب با طول مقاله و حداکثر در ۱۵۰ کلمه)، مقدمه، بیان مسئله، آزمایشها و شنبه سازیها، بحث، نتیجه گیری، قدردانی، ضمائم و مراجع (با فرمت عرضه شده در این شماره) و نیز رعایت قواعد دستور زبان فارسی و روانی و استحکام بیان ضروری است. از مؤلفان محترم درخواست می شود با توجه به محدودیت تعداد صفحات «استقلال» در تدوین مقالات رعایت اختصار را نموده و در صورتی که مقاله ای، به ضرورت، از بیست صفحه تجاوز نماید، در تهیه آن امکان چاپ در دو یا چند شماره «استقلال» را مد نظر قرار دهند. همچنین به منظور تسهیل و تسریع در امر بررسی و نظر خواهی، بر ارائه مقاله بدون خط خوردگی و اشتباه به صورت ماشین شده یا دستنویس خوانا و یکنواخت، با حفظ ۲/۵ سانتیمتر حاشیه از هر طرف و فاصله سطور ۱/۵ سانتیمتر، در یک سوی و کاغذ A4 اعلام نظر نسبت به بخش مناسب جهت درج مقاله تأکید می شود.

ضمناً از آنجا که نشریه فاقد امکانات گرافیک و هنری است، تهیه شکلها و تصاویر مربوطه به فرم نهائی و قابل چاپ مستقیم، با استفاده از مرکب سیاه و تمیز و متناسب با قطع صفحات «استقلال» به عهده مؤلف است. پیشنهاد می شود اصل مقالات و مدارک ارسالی را تا هنگام دریافت خبر پذیرش نزد خود نگه داشته و در مراحل اولیه به ارسال کپی اکتفا شود. اعاده مقالات و مدارک ارسالی، در هیچ شرایطی ممکن نیست.

1. Szekely, J., Evans, J.W. and Sohn, H.Y., *Gas-Solid Reactions*, Academic Press, 1976.
2. Knudsen, M., "The Law of the Molecular Flow and Viscosity of Gases Moving Through Tubes", *Ann. Physik*, 28, pp. 75-130, 1909.
3. Pollard, W.G. and Present, R.D., "On Gaseous Self-Diffusion in Long Capillary Tubes", *Phy. Rev.*, 73, 7, pp. 762-774, 1948.

و از آنجا که برخوردهای بین ملکولی ناچیز و در برابر برخوردهای ذرات با دیواره مسیر حرکت قابل صرفنظر کردن است، لذا حرکت ذرات هر گاز متأثر از وجود سایر ملکولها نخواهد بود. اینکه بیان شده وقتی دیفیوژن به تنهایی حاکم است که اختلاف فشار کل در دو طرف جامد وجود نداشته باشد، کاملاً صحیح است و بطور کلی فلاکس یا شار انتقال گازی مثل A در یک مخلوط گازی $A - B$ در محیطی متخلخل و در شرایط ایزو ترم از رابطه زیر پیروی می کند [۱]:

$$N_A = -D_{Aeff} \nabla C_A + X_A \delta_A N - X_A \gamma_A (C_T B_0/\mu) \Delta P$$

که جمله سوم رابطه فوق همان مکانیزم انتقال هیدرودینامیکی است. اما در شرایطی که رژیم دیفیوژن نودسن حاکم گردد (فشار پایین یا خلل و فرج ریز)، رابطه کلی فوق بصورت زیر خلاصه می شود [۱]:

$$N_A \approx -D_{AK} \nabla C_A$$

که در این رابطه ضریب دیفیوژن نودسن است. همانطور که اشاره شد، این از آنجا ناشی می شود که ذرات گاز A مستقلاً و در اثر برخوردهای پی در پی با دیواره مسیر حرکت می کنند و وجود ذرات دیگر مثل ذرات گاز B در حرکت آنها بی تأثیر است و می توان حتی ذرات گاز B را غایب دانست. بنابراین در شرایط دیفیوژن نودسن، چنانچه در طرف دیگر جامد گازی مثل B داشته باشیم و فشار جزئی A در آن صفر باشد و یا اینکه خلاء باشد فلاکس یا شار ذرات A فرقی نخواهد کرد و بعبارت دیگر انتقال هیدرودینامیکی در برابر انتقال دیفیوژنی قابل صرفنظر کردن است و بر شبیه سازی تأثیری نمی گذارد.

۲- در شرایطی که رژیم دیفیوژن نودسن حاکم باشد، هر ذره گاز بصورت پرش های پراکنده از یک نقطه روی دیواره مسیر به نقطه ای دیگر حرکت می کند. ذره پس از هر برخورد برای یک پرپود زمانی کوچک جذب سطح می شود و سپس در جهتی مستقل از جهت برخورد از دیواره جدا

1. Random Walk

مراجع

۱. آریانپور، غ و عباسی، م.ح.، "شبيه سازی ديفيوژن گاز در لوله های مويينه و جامدات متخلخل"، استقلال - فنی و مهندسی، دانشگاه صنعتی اصفهان، شماره ۱۲، صفحات ۹۳-۷۳، ۱۳۷۱:
2. Treybal, R.E., *Mass Transfer Operations*, 3rd ed. McGraw-Hill, New York 1980.
3. Adamson, W., *Physical Chemistry of Surfaces*, 3rd ed., John Wiley, New York, 1976.

با توجه به اینکه مکانیسم دیفیوژن ملکولی وقتی به تنهایی حاکم است که اختلاف فشار کل در دو طرف صفحه جامد نداشته باشیم و فقط فشار جزئی فرق کند باید در عبارت "نودسن توانست به روش تحلیلی رابطه ای برای شار ذرات یک گاز از درون یک لوله به شعاع r در اثر اختلاف فشار بین دو انتهای لوله بدست آورد" اختلاف فشار جزئی مورد نظر باشد نه اختلاف فشار کل.

۲- شکل ۱ از دید انعکاس ملکولهای گاز درست نیست زیرا هنگامی که گاز به داخل حفره نفوذ کند (بویژه برای حفره هایی با $\frac{r}{\lambda} < 0.1$ و بنابراین با قطر کمتر از میکرون) طبق قانون کلونین [۳] می تواند به صورت مایع در آید و بنابراین نفوذ گاز در حفره هایی با قطر کمتر از میکرون و بازگشت آن به فاز گاز مقدور نیست. انعکاس گاز از آن جهت امکان پذیر است که در برخورد به سطح متخلخل، کسری از ملکولها موفق به نفوذ داخل حفره ها نشده، به فاز گازی بر می گردد.

۳- موازنه ارائه شده برای شار دیفیوژن در حالت یکنواخت (صفحه ۷۶) فقط در سطح کاتالیزور صادق بوده و باید به فرم زیر اصلاح شود:

$$-D_x \frac{dc}{dx} \Big|_{x=0} = f P (2\pi m k T)^{-0.5}$$

۴- در مقاله برای نیل به رابطه (۲) شرط $r \ll L \ll \lambda$ اعمال شده است. ضرورت برقراری $L \ll \lambda$ مورد تردید بوده، به احتمال خیلی زیاد شرط درست بصورت $\frac{r}{L} \ll \lambda$ می باشد.

۵- برای رسیدن به رابطه (۳) شرط $\lambda \rightarrow \infty$ اعمال شده است در حالیکه λ محدود بوده از رابطه

$$\lambda = \frac{3.2\mu}{P_t} \left(\frac{kT}{2\pi m} \right)^{0.5}$$

بدست می آید و حتی امکان بزرگ شدن تا چند متر هم برای λ وجود ندارد. در واقع برای نیل به رابطه (۳) اعمال $\frac{r}{\lambda} \rightarrow 0$ کفایت می نماید که خود مستلزم کوچک بودن کامل قطر حفره هاست.

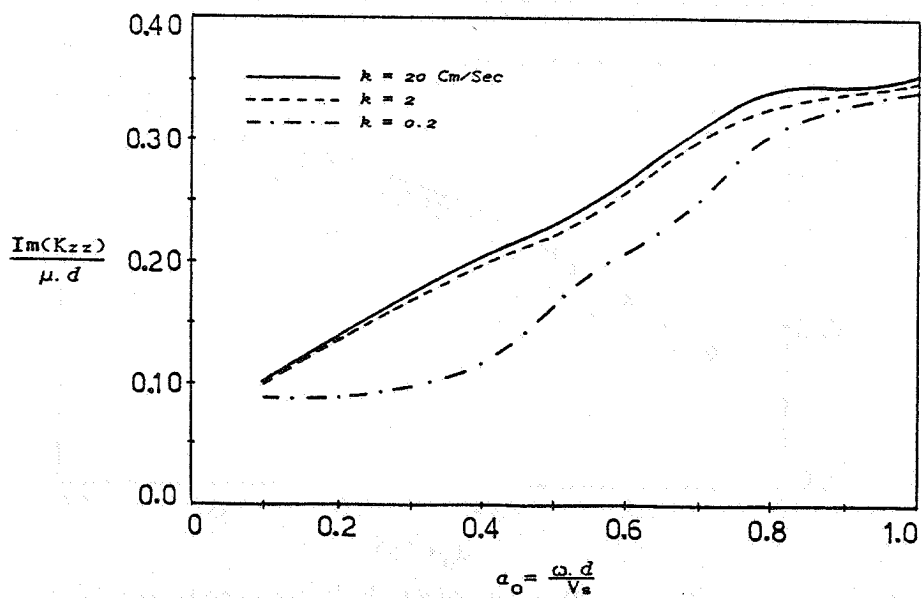
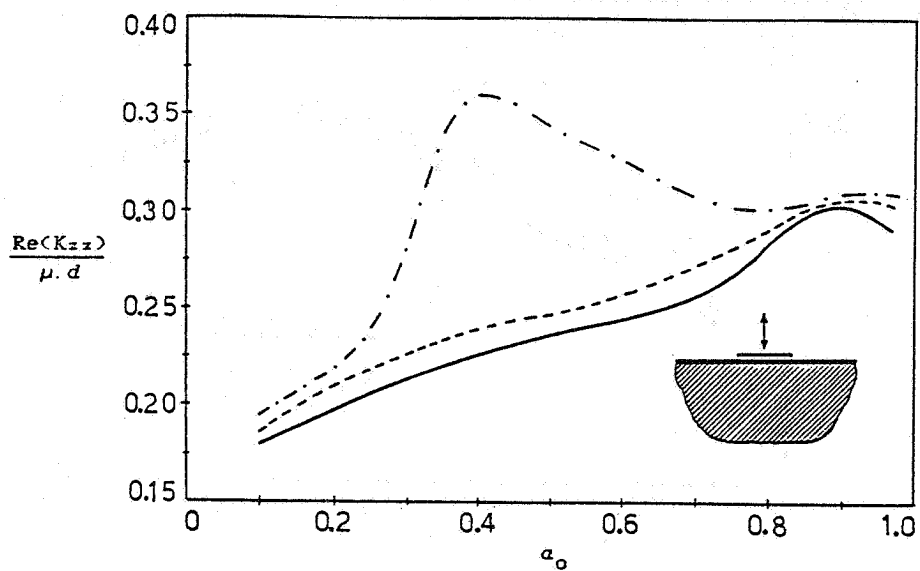
۶- در ذیل رابطه (۳)، بدون اقامه دلیل، ذکر شده است که D با ضریب $(1 - \frac{3r}{2L})$ از D_k کمتر است. احتمالاً دلیل این امر برقراری رابطه نودسن فقط برای حفره های بسیار بسیار ریز است. برای حفره های بزرگتر از میکرون، نفوذ ملکولی هم نقش داشته سهمی معادل $\frac{3r}{2L} \times 100$ درصد از

London, 1978.

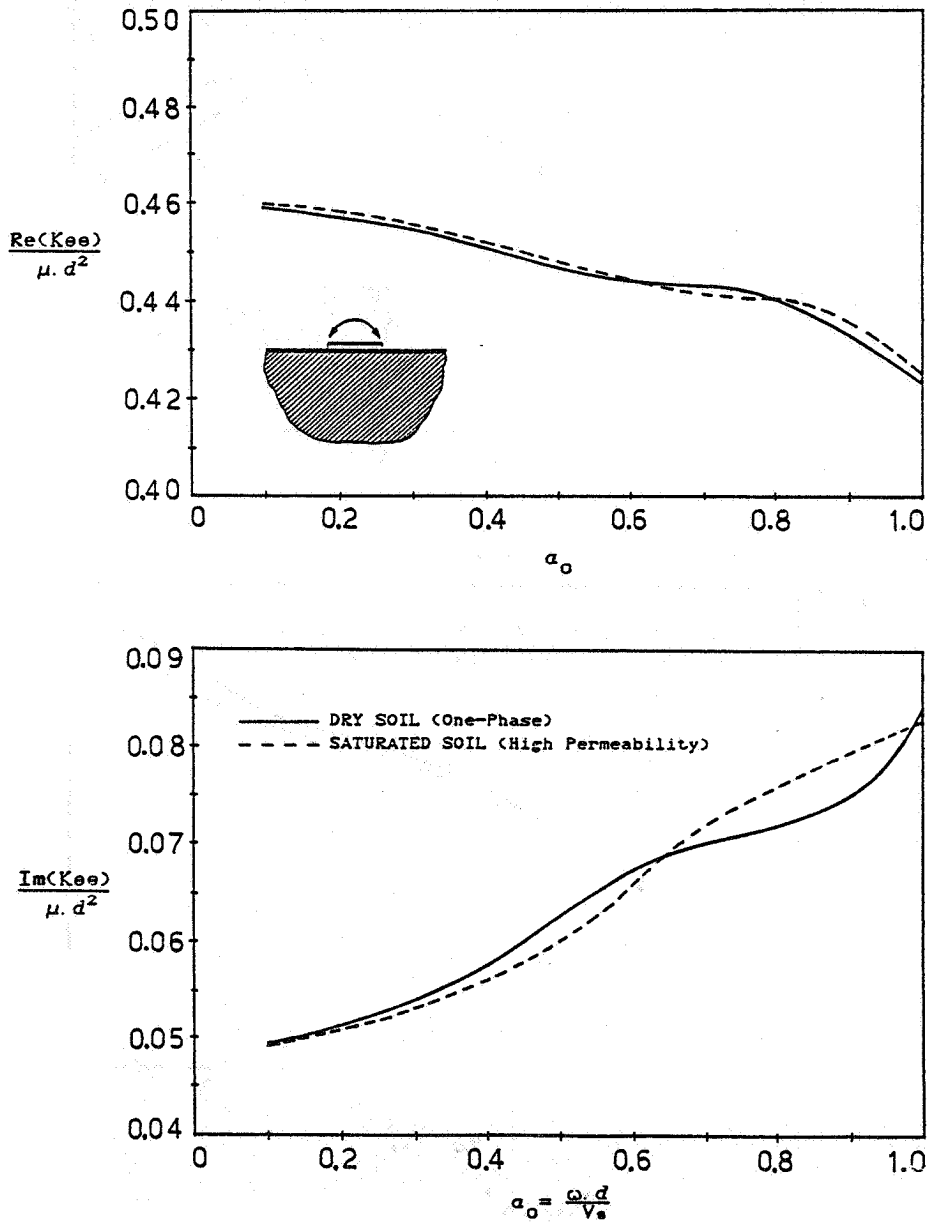
19. Brebbia, C.A. and Walker, S., *Boundary Element Techniques in Engineering*, Newnes-Butterworth, London, 1980.
20. Brèbbia, C.A., Telles, J.C.F. and Wrobel, L.C. , *Boundary Element Techniques (theory and applications in engineering)*, Springer - Verlag, Berlin, New York, 1984.

مراجع

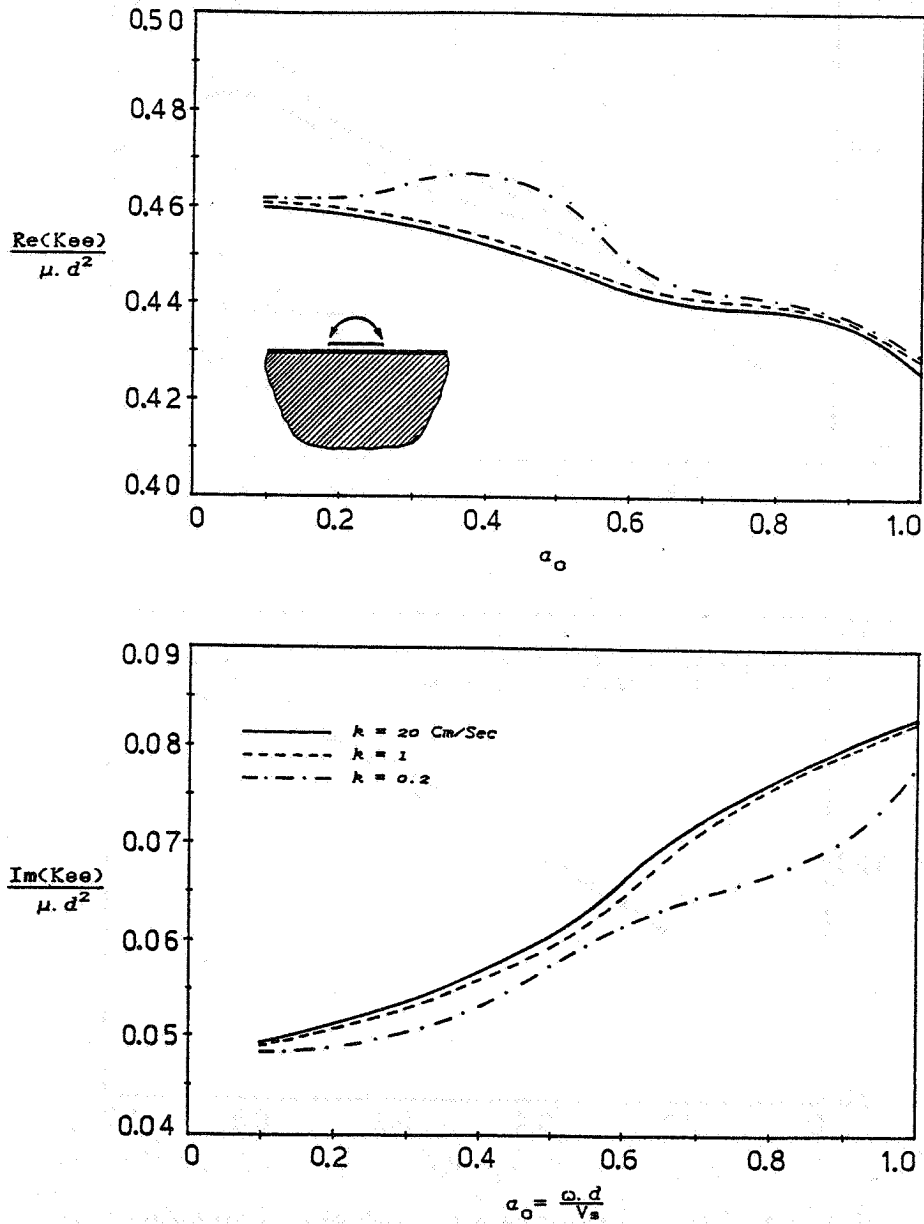
1. Biot, M. A., "General Theory of Three Dimensional Consolidation", *J. Appl. Phys.*, Vol. 12, pp. 155-164, 1941.
2. Biot, M.A., "Theory of Propagation of Elastic Waves in a Fluid - Saturated Porous Solid", *J. of the Acous. Soc. of America*, Vol. 28, No. 2, pp. 168-191, 1956.
3. Biot, M.A., "Mechanics of Deformation and Acoustic Propagation in Porous Media", *J. Appl. Phys.*, Vol 33, No. 4, pp. 1482-1498, 1962.
4. Simon, B.R., Wu, J.S.S., Zienkiewicz, O.C and Paul, D.K., "Evaluation of u - w and u- π Finite Element Methods for The Dynamic Response of Saturated Porous Media Using One - Dimensional Model ", *Int. J. Numer. Anal. Meth. Geomech.*, Vol. 10, pp. 461-482, 1986.
5. Cleary, M.P., "Fundamental Solutions for a Fluid-Saturated Porous Solid ", *Int. J. of Solids and Structures*, Vol. 13, pp. 785-806, 1977.
6. Rudnicki, J.W., "On Fundamental Solutions for a Fluid-Saturated Porous Solid, by M.P. Cleary", *Int. J. of Solids and Structures*, Vol. 17, pp. 855-857, 1981.
7. Paul, S., "On Disturbance Produced in a Semi-Infinite Poroelastic Medium by a Surface Load", *Pure App. Geophys.*, Vol. 14, pp. 615-627. 1976.
8. Halpern, M. and Christiano, P., "Response of Poroelastic Halfspace to Steady-State Harmonic Surface Traction", *Int. J. Num. Anal. Meth. Geomechanics*, Vol. 10, pp. 609-632, 1986.
9. Burridge, R. and Vargas, C.A., "The Fundamental Solution in Dynamic Poro-



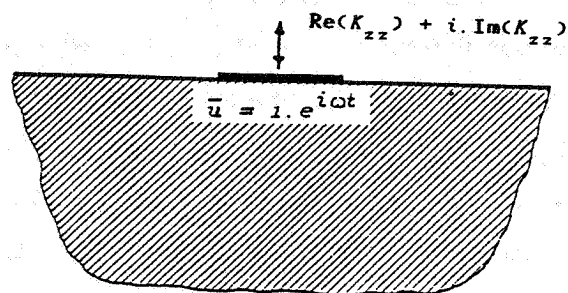
شکل ۱۴ - تأثیر نفوذ پذیری بر سختی چرخشی دینامیکی پی صلب



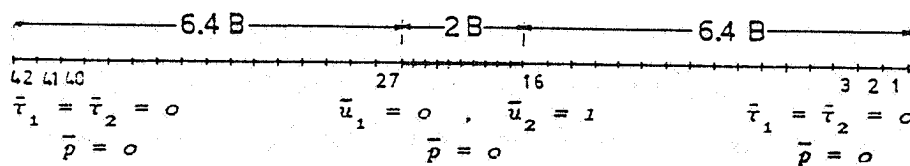
شکل ۱۲ - تأثیر نفوذ پذیری بر سختی دینامیکی افقی پی صلب



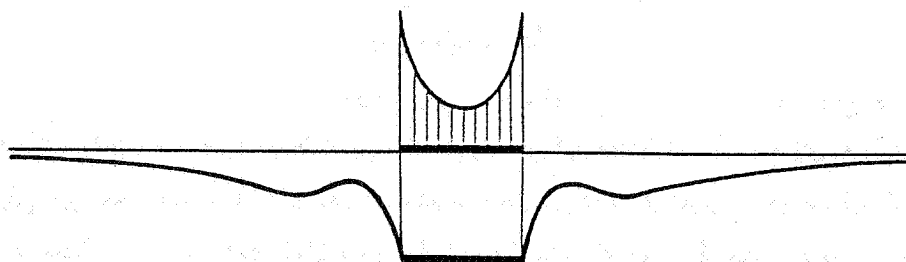
شکل ۱۰ - تأثیر نفوذ پذیری بر سختی دینامیکی قائم پی صلب



(الف)



شکل ۷ - (الف) سختی دینامیکی پی صلب، (ب) سیستم مدل شده به روش المان مرزی



شکل ۸ - توزیع قدر مطلق بردار تنش روی پی و تغییر مکان زمین مجاورناشی از جابجایی هارمونیک در درجه آزادی قائم برای یک فرکانس مشخص

صورت می‌گیرد. محدوده المان بندی مورد نیاز بر اساس مطالعات همگرایی که صورت گرفته، بیش از 6B در طرفین پی اختیار می‌شود (شکل ۷-ب)، که در آن B نصف پهنای پی نواری است. شرایط مرزی شامل فشار حفره ای صفر، جابجایی صفر در درجه آزادی افقی و جابجایی دینامیکی واحد در درجه آزادی قائم برای المان های محل تماس خاک - پی و فشار حفره ای صفر و بردارهای تنش صفر در دو راستا برای المان های میدان - آزاد است. در شکل ۸ توزیع قدر مطلق بردار تنش اعمالی بر روی پی و همچنین تغییر مکان میدان - آزاد را تحت اثر جابجایی هارمونیک پی صلب برای درجه آزادی قائم در یک فرکانس مشخص نمایش می‌دهد.

برای تعیین سختی دینامیکی پی صلب، با تعریف سختی متشکل از دو جزء حقیقی و موهومی به صورت زیر:

$$K_{zz} = \text{Re}(K_{zz}) + i \cdot \text{Im}(K_{zz}) \quad (37)$$

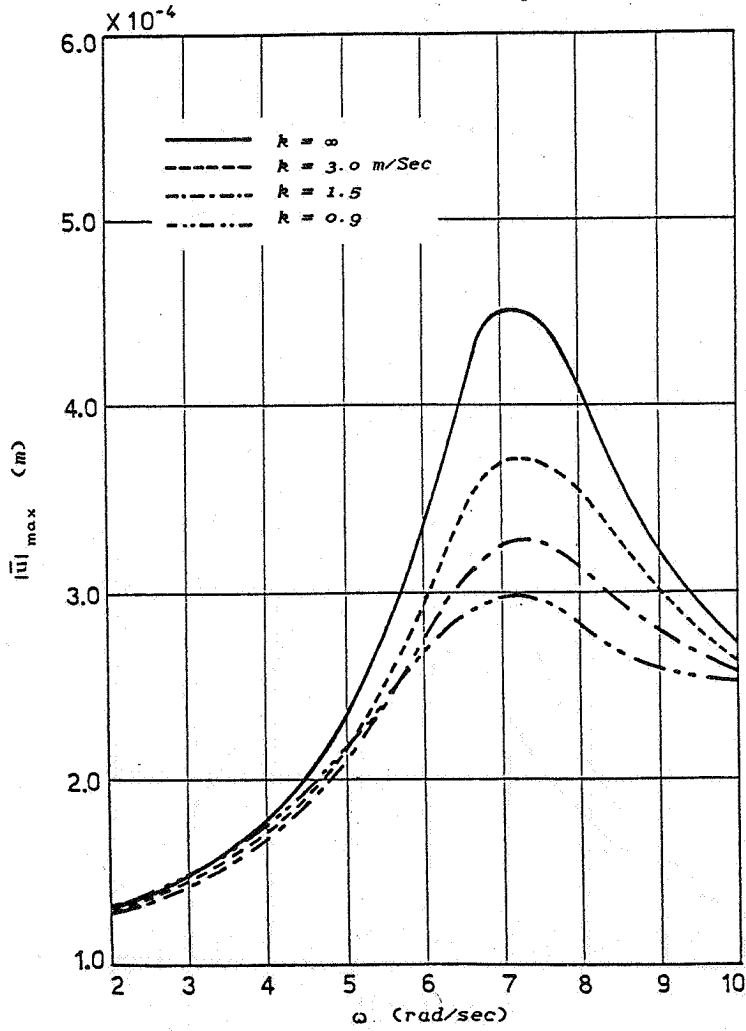
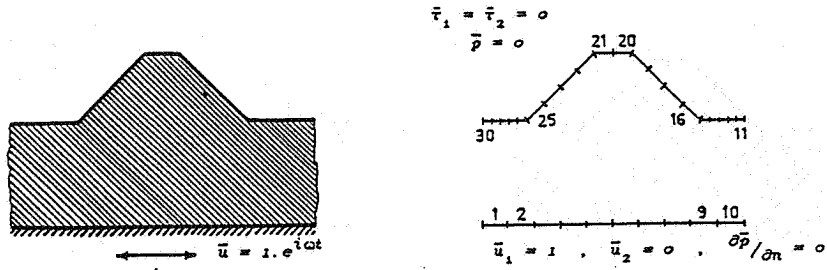
و تقسیم عبارت فوق بر مدول برشی خاک μ و پهنای پی ($d=2B$) آن را به صورت بی‌بعد $K_{zz} / \mu \cdot d$ نمایش داده و به ازاء مقادیر مختلف فرکانس به دست می‌آوریم.

با تعریف فرکانس بدون بعد a_0 به صورت:

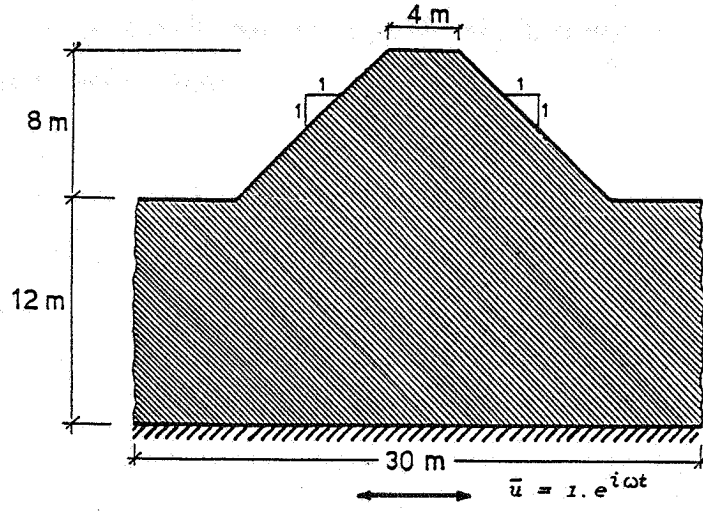
$$a_0 = \frac{\omega \cdot d}{V_s} \quad (38)$$

که در آن V_s سرعت موج برشی و برابر $\sqrt{\mu/\rho}$ است، سختی دینامیکی $K_{zz} / \mu \cdot d$ به صورت تابعی از a_0 به دست آورده می‌شود.

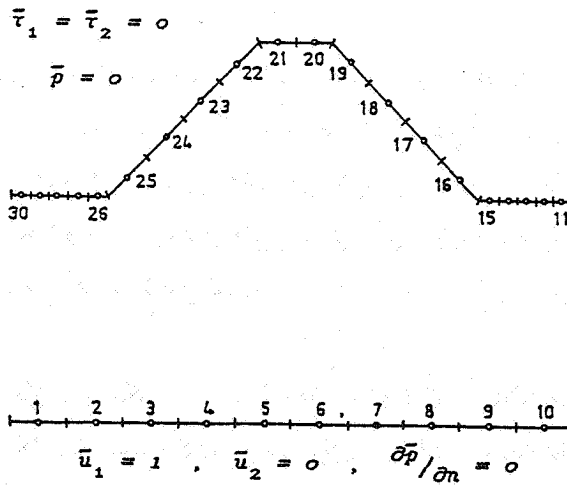
در شکل ۹ سختی قائم دینامیکی پی صلب را برای محیط متخلخل اشباع با نفوذ پذیری بالا (محیط زهکشی شده) و محیط خشک الاستو-دینامیک تک فاز مقایسه نموده، مطابق این نمودارها روند تغییرات در منحنی های جزء حقیقی و موهومی به صورت یکسان هستند. در شکل ۱۰ منحنی های جزء حقیقی و موهومی سختی قائم دینامیکی پی صلب برای نفوذ پذیری های $k=0.2, 2, 20$ (cm/sec) رسم شده، بر طبق این منحنی ها با کاهش نفوذ پذیری محیط، جزء



شکل ۶ - تأثیر نفوذ پذیری در تغییر مکان تاج سد

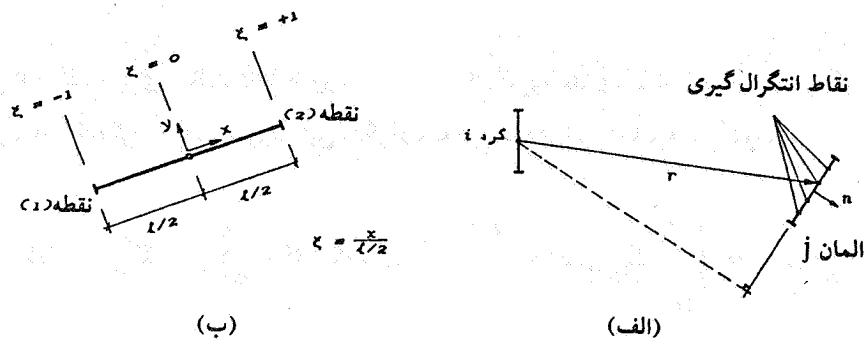


(الف)



(ب)

شکل ۴ - (الف) حرکت دینامیکی بستر سنگی سد خاکی، (ب) سیستم مدل شده به روش المان مرزی



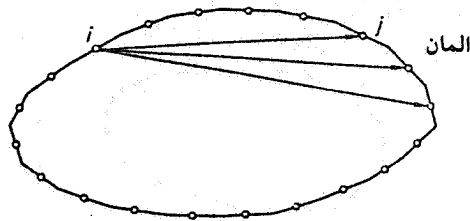
شکل ۳ - (الف) تعریف هندسی، (ب) المان ثابت

واتسون^۱ (۱۹۷۶)، جون^۲ (۱۹۸۵) و هیامی^۳ و بری بیا^۴ (۱۹۸۸) ارائه شد، صورت گرفته است.

کاربردها

برای نشان دادن کارایی فرمول بندی فوق، از آن برای تحلیل محیطهای متخلخل اشباع تحت اثر انتشار امواج ناشی از بارهای دینامیکی یا زلزله استفاده می شود. از آن جاکه معادلات انتگرال مرزی محیطهای متخلخل اشباع با استفاده از تکنیک تبدیل لاپلاس فرموله شده، لازم است پس از تعیین مجهولات گره های مرزی در روش المان مرزی، با تبدیل معکوس لاپلاس مجهولات حقیقی مسئله تعیین شوند، لکن در بسیاری از کاربردهای عملی رفتار دینامیکی یک جسم یا سازه تحت ارتعاشات هارمونیکی حائز اهمیت است. در این حالت عکس العمل تابعی از فرکانس بوده و می توان با عمل تبدیل فوریه در معادلات حاکم بر سیستم آن را به فرم ریاضی نمایش داد. بنابراین با جایگزینی s با $i\omega$ ، مسئله را به صورت تابعی از فرکانس حل

1. Watson
2. Jun
3. Hayami
4. Brebbia



شکل ۲ - ارتباط بین حل اساسی در گره مرزی i و المان های مرزی

$$H \cdot \bar{U} = G \cdot \bar{P} \quad (33)$$

در معادله (۳۳) بردارهای \bar{U} و \bar{P} متشکل از شرایط مرزی در گره ها بوده، که برای برخی از آنها مقادیر جابجایی ها و فشار حفزه ای مجهول و برای دسته ای دیگر از گره ها مقادیر بردارهای تنش و دبی خروجی مجهول است. لذا با جابه جا کردن کلیه مجهولات به سمت چپ معادله (۳۳)، می توان آن را به صورت زیر نوشت:

$$A \cdot X = F \quad (34)$$

که در آن X بردار مجهولات شامل \bar{u}_α و \bar{p} و $\bar{\tau}_\alpha$ و $\partial \bar{p} / \partial n$ است، سرانجام با حل دستگاه معادلات (۳۴) به یکی از روشهای متداول نظیر روش گوس، مجهولات هر گره به دست می آید.

رفتار انتگرالهای منفرد^۱

برای تشکیل دستگاه معادلاتی نظیر (۳۴) که با استفاده از آن مجهولات گره های مرزی به دست آیند، نیاز به محاسبه انتگرالهای $\int_{S_j} P^* \cdot ds$ و $\int_{S_j} U^* \cdot ds$ است. که در آنها از توابع Σ_{ij}^* و V_{ij}^* استفاده می شود. هنگامی که در گره مرزی i قرار داشته و بر روی المان مرزی j انتگرال گیری می کنیم

1. Singular Integrals

بندی دقیق مسئله است و تقریبات فقط در طی حل عددی معادلات انتگرالی وارد می‌شود. این روش به خصوص در حل مسائل محیطهای نامحدود و یانیمه محدود حائز اهمیت است، زیرا توابع گرین مورد استفاده در فرمولاسیون روش المان مرزی به صورت اتوماتیک شرایط تشعشعی نواحی دور (بی نهایت) را ارضاء می‌کنند.

در تحلیل محیطهای متخلخل اشباع، مقادیر مرزی شامل یک دسته تغییر مکانها و فشار حفره ای و دسته دیگر بردارهای تنش و دبی خروجی بوده که همواره یک دسته تعریف شده و دسته دیگر مجهول است.

حل معادله انتگرال مرزی (۲۲) به روش تحلیلی غیر ممکن بوده و به آنالیز عددی نیازمند است. برای این منظور مرز به المان های مجزا تقسیم می‌شود. چون مطالعه در محیط دو بعدی صورت می‌گیرد مطابق شکل (۱) مرز به یک سری "قطعه" ^۱ یا "المان" تقسیم شده و نقاطی که دارای مقادیر مجهول اند "گره" ^۲ نامیده می‌شوند. المان های ثابت با گره وسط (شکل ۱ - الف)، المان های خطی با دو گره انتهایی (شکل ۱ - ب) و المان های منحنی (که نمونه ای از آن در شکل ۱ - ج نشان داده شده) با اضافه شدن گره ها در طول المان تعریف می‌شوند.

با تقسیم مرز به n المان، معادله انتگرال مرزی (۲۲) به صورت مجموع انتگرالهای المان مرزی به فرم زیر نوشته می‌شود:

$$C_i \cdot \bar{U}_i + \sum_{j=1}^n \int_{s_j} P^* \cdot \bar{U} \cdot ds = \sum_{j=1}^n \int_{s_j} U^* \cdot \bar{P} \cdot ds \quad (30)$$

که s_j طول المان j ام است. مفهوم معادله فوق این است که هر بار با قرار گرفتن بر روی یک گره مرزی (گره i) و حرکت بر روی کلیه المان ها، معادله (۳۰) تشکیل می‌شود. در این صورت برای کلیه گره ها n دسته از این معادلات به دست می‌آیند. بمنظور بررسی مسئله در این مقاله، معادله (۳۰) در شرایط المان ثابت بررسی می‌شود. برای المان های ثابت با سطوح هموار ضریب C_i برابر $\frac{1}{p}$ بوده

1. Segment

2. Node

و $\Gamma_{,\alpha} = \partial r / \partial x_\alpha$ است. توابع $\Psi(r)$ ، $\chi(r)$ ، $\xi(r)$ و $\phi(r)$ در معادله (۲۵) عبارتند از:

$$\begin{aligned}\Psi_{L(r)} &= \frac{\delta_{3L}}{2\pi \cdot \mu} K_{0(\lambda_L r)} - \eta_L \cdot \lambda_L \frac{1}{r} K_{1(\lambda_L r)} \\ \chi_{L(r)} &= -\eta_L \cdot \lambda_L^2 \cdot K_{2(\lambda_L r)} \\ \xi_{L(r)} &= \beta_L \cdot \lambda_L \cdot K_{1(\lambda_L r)}\end{aligned}\quad (26)$$

$$\phi_{L(r)} = \gamma_L \cdot K_{0(\lambda_L r)}$$

در عبارات فوق K_0 ، K_1 و K_2 توابع اصلاح شده بسل^۱ از نوع دوم هستند. همچنین در معادلات (۲۶)، $\lambda_3^2 = \frac{\rho_1}{\mu} s^2$ ، λ_1^2 و λ_2^2 ریشه های معادلات زیر هستند:

$$\lambda_1^2 + \lambda_2^2 = k_1^2 + \frac{s}{\xi} \left(\frac{1}{Q} + \frac{\alpha_1^2}{\lambda + 2\mu} \right) \quad (27)$$

$$\lambda_1^2 \cdot \lambda_2^2 = \frac{s}{Q \cdot \xi} k_1^2$$

که در آن $k_1^2 = \frac{\rho_1}{\lambda + 2\mu} s^2$ است. همچنین پارامترهای η_L ، β_L و γ_L در معادلات (۲۶) عبارتند از:

$$\begin{aligned}\eta_L &= \frac{(-1)^L (1 - \frac{s}{Q \cdot \xi} \lambda_L^{-2}) (\delta_{1L} + \delta_{2L})}{2\pi \cdot (\lambda + 2\mu) (\lambda_2^2 - \lambda_1^2)} - \frac{\delta_{3L}}{2\pi \cdot \rho_1 s^2}, & \sum_{L=1}^3 \eta_L &= 0 \\ \beta_L &= \alpha_1 \frac{(-1)^L (\delta_{1L} + \delta_{2L})}{2\pi \xi \cdot (\lambda + 2\mu) (\lambda_2^2 - \lambda_1^2)}, & \sum_{L=1}^3 \beta_L &= 0 \\ \gamma_L &= \frac{(-1)^L}{2\pi \cdot \xi} \cdot \frac{(\lambda_L^2 - k_1^2) \cdot (\delta_{1L} + \delta_{2L})}{(\lambda_2^2 - \lambda_1^2)}\end{aligned}\quad (28)$$

1. Modified Bessel Functions

اگر معادله (۱۸) توسط V_{jk}^* ارضاء شود، می توان نوشت:

$$\int_v (\mathcal{L}_{ij} \cdot V_{jk}^*) \bar{U}_i \cdot dv = -\bar{U}_k \quad (20)$$

که با جاگذاری معادله (۲۰) در معادله (۱۴)، معادله انتگرالی حاصل فقط شامل مرز سیستم است. با توجه به آنکه معادله حاصل برای نقاط داخل ناحیه v معتبر بوده، و در فرموله کردن مسائلی که با تکنیک های مرزی حل می شود باید معادله برای حالتی که نقطه در مرز است، تعیین شود، می توان ثابت کرد که معادله حاصل برای نقاط واقع بر مرز سیستم به شکل زیر است:

$$\begin{aligned} C_{kj} \cdot \bar{U}_k + \int_s \bar{u}_\alpha \cdot \Sigma_{\alpha j}^* \cdot ds + \int_s \xi \cdot \bar{p} \cdot \frac{\partial V_{3j}^*}{\partial n} \cdot ds + \int_v \bar{B}_i \cdot V_{ij}^* \cdot dv \\ = \int_s \bar{\tau}_\alpha \cdot V_{\alpha j}^* \cdot ds + \int_s \xi \cdot \frac{\partial \bar{p}}{\partial n} \cdot V_{3j}^* \cdot ds \end{aligned} \quad (21)$$

که C_{kj} تانسور ضریب شکل بوده و برای سطوح هموار برابر است با $\delta_{kj}/2$. معادله (۲۱) را می توان به فرم ساده زیر بیان کرد:

$$C_i \cdot \bar{U}_i + \int_s P^* \cdot \bar{U} \cdot ds = \int_s \bar{U}^* \cdot \bar{P} \cdot ds \quad (22)$$

که در آن اثرات نیروهای بدنه در نظر گرفته نشده است. ماتریس های U^* و P^* و بردارهای \bar{U} و \bar{P} در معادله (۲۱) عبارتند از:

$$U^* = \begin{bmatrix} V_{11}^* & V_{21}^* & \xi \cdot V_{31}^* \\ V_{12}^* & V_{22}^* & \xi \cdot V_{32}^* \\ V_{13}^* & V_{23}^* & \xi \cdot V_{33}^* \end{bmatrix}, \quad P^* = \begin{bmatrix} \Sigma_{11}^* & \Sigma_{21}^* & \xi \cdot \partial V_{31}^* / \partial n \\ \Sigma_{12}^* & \Sigma_{22}^* & \xi \cdot \partial V_{32}^* / \partial n \\ \Sigma_{13}^* & \Sigma_{23}^* & \xi \cdot \partial V_{33}^* / \partial n \end{bmatrix} \quad (23)$$

$$(L_{ij}) = \begin{bmatrix} \mu\Delta + (\lambda + \mu) \cdot D_1^2 - \rho_1 s^2 & (\lambda + \mu) \cdot D_1 D_2 & -\alpha_1 D_1 \\ (\lambda + \mu) \cdot D_2 D_1 & \mu\Delta + (\lambda + \mu) \cdot D_2^2 - \rho_1 s^2 & -\alpha_1 D_2 \\ -\alpha_1 s \cdot D_1 & -\alpha_1 s \cdot D_2 & \xi\Delta - \frac{s}{Q} \end{bmatrix} \quad (11)$$

$$\{\bar{U}_j\} = \{\bar{u}_1 \quad \bar{u}_2 \quad \bar{p}\}^T \quad \{\bar{B}_j\} = \{-\bar{f}_1 \quad -\bar{f}_2 \quad -q\}^T \quad (12)$$

در عبارت فوق $D_i = \partial/\partial x_i$ و Δ معرف لاپلاسین است.

برای هر معادله دیفرانسیلی همواره می‌توان فرم انتگرالی (تغییراتی) نوشت. در این جا با استفاده از تکنیک باقیمانده وزنی معادله دیفرانسیل (۱۰) به یک معادله انتگرالی تبدیل می‌شود. بدین ترتیب که با معرفی تانسور وزنی V_{ik}^* ، عبارت باقیمانده وزنی در میدان v برای معادله (۱۰) به فرم زیر نوشته می‌شود:

$$\int_v (L_{ij} \cdot \bar{U}_j - \bar{B}_i) \cdot V_{ik}^* \cdot dv = 0 \quad (13)$$

با جاگذاری L_{ij} در معادله انتگرالی (۱۳) و سپس با دوبار انتگرال گیری جزء به جزء روی میدان v از آن نتیجه زیر به دست می‌آید [۱۶]:

$$\int_v (\mathcal{L}_{ij} \cdot V_{jk}^*) \cdot \bar{U}_i \cdot dv + \int_s (\bar{\tau}_\alpha \cdot V_{\alpha j}^* - \bar{u}_\alpha \cdot \Sigma_{\alpha j}^*) \cdot ds \quad (14)$$

$$+ \int_s \left(\xi \cdot \frac{\partial \bar{p}}{\partial n} \cdot V_{3j}^* - \xi \cdot \bar{p} \cdot \frac{\partial V_{3j}^*}{\partial n} \right) \cdot ds - \int_v \bar{B}_i \cdot V_{ij}^* \cdot dv = 0$$

که در آن اندیس های i, j, k مقادیر ۱، ۲ و ۳، و اندیس α مقادیر ۱ و ۲ را اختیار می‌کنند، به طوری که $\bar{U}_3 = \bar{p}$ و $\bar{U}_\alpha = \bar{u}_\alpha$ ($\alpha = 1, 2$) بوده، همچنین s در عبارت انتگرالی بالا به معنای انتگرال گیری بر روی مرز سیستم است. در معادله (۱۴) ماتریس دیفرانسیلی \mathcal{L}_{ij} به صورت زیر تعریف شده:

$$\nabla \cdot \dot{w} = -\alpha \nabla \cdot \dot{u} - \frac{1}{Q} \dot{p} + q \cdot \delta(x) \quad (4)$$

جمله اول در طرف دوم معادله فوق معرف اثر انبساط توده جامد است. در جمله دوم Q معرف اثر فشار پذیری مرکب دانه های جامد و مایع بوده و جمله سوم نیز معرف تزریق مایع در واحد حجم با سرعت تزریق q به داخل سیستم است. پارامترهای α و Q عبارتند از:

$$\alpha = 1 - \frac{K_d}{K_s} \quad \text{و} \quad \frac{1}{Q} = \frac{n}{K_f} + \frac{\alpha - n}{K_s} \quad (5)$$

که در آن K_f و K_s به ترتیب عبارتند از مدول حجمی مایع و دانه جامد و K_d مدول حجمی توده جامد (مدول حجمی زهکشی شده) است.

معادلات بالا در محیطهای اشباع معتبر بوده و برای هر دو پدیده رفتار استاتیکی و دینامیکی قابل کاربرد است. به منظور تعیین سیستم معادلاتی که فقط بر حسب مؤلفه های جابجایی u_i و فشار حفره ای p باشد (مدل $u-p$)، می توان از تبدیل لاپلاس فوق استفاده کرده و w_i را بین آنها حذف کرد. با نمایش تبدیل یافته جابجایی و فشار حفره ای به ترتیب با \bar{u}_i و \bar{p} که بصورت

$$\bar{u}_i(x,s) = \int_0^\infty e^{-st} \cdot u_i(x,t) \cdot dt \quad \text{و} \quad \bar{p}(x,s) = \int_0^\infty e^{-st} \cdot p(x,t) \cdot dt \quad (6)$$

تعریف می شوند، معادلات دیفرانسیل ممزوج سیستم به صورت زیر به دست می آیند:

$$(\lambda + \mu) \nabla \nabla \cdot \bar{u} + \mu \cdot \nabla^2 \bar{u} - \alpha_1 \cdot \nabla \bar{p} - s^2 \rho_1 \cdot \bar{u} = -\bar{f} \quad (7)$$

$$\xi \cdot \nabla^2 \bar{p} - \frac{s}{Q} \bar{p} - \alpha_1 s \nabla \cdot \bar{u} = -\bar{q} \quad (8)$$

که در آن λ و μ ثابت های زهکشی شده لامه بوده و ضرایب ξ ، α_1 و ρ_1 به صورت زیر تعریف می شوند:

بدلیل امکان استفاده از تعداد المان های معدودتری بوده که باعث کاهش ابعاد مسئله می گردد. اخیراً، بسکوز و همکاران [۱۲] با استفاده از روش المان مرزی مسئله محیطهای متخلخل اشباع را بر پایه فرضیاتی به صورت عددی مورد بررسی قرار داده اند. در حالیکه روش ارائه شده در این مقاله مبتنی بر اصول ریاضی با کاربرد تکنیک باقیمانده وزنی^۱ بر معادلات دیفرانسیل بیو و استفاده از توابع گرین در حل معادلات انتگرال مرزی است.

معادلات حاکم بر محیطهای متخلخل اشباع

در این جا معادلات محیطهای متخلخل که ابتدا توسط بیو [۲ و ۳] برای توده جامد الاستیک خطی و همگن اشباع شده توسط مایع و سپس توسط زینکوویچ [۱۱] برای محیطهای با فاز جامد غیر خطی به دست آمده است، ارائه می شود. هرچند مسئله فقط برای مواد خطی تحت تغییر شکل های کوچک فرموله شده، این تئوری قابل گسترش به مسائل غیر خطی نیز هست.

اگر جابجایی کل میدان توسط جابجایی توده جامد $u = [u_1 \ u_2 \ u_3]^T$ و جابجایی متوسط مایع نسبت به جامد $w = [w_1 \ w_2 \ w_3]^T$ تعریف شود و فشار مایع حفره ای با p نمایش داده شود، معادلات اساسی حاکم بر محیط عبارتند از:

(الف) معادله بنیادی

$$\sigma = D e - \alpha p I_1 \quad (۱)$$

که در آن $\sigma = [\sigma_{11} \ \sigma_{22} \ \sigma_{33} \ \sigma_{12} \ \sigma_{23} \ \sigma_{31}]^T$ بردار تنش کل^۲، $e = [e_{11} \ e_{22} \ e_{33} \ 2e_{12} \ 2e_{23} \ 2e_{31}]^T$ بردار تغییر شکل نسبی فاز جامد، D ماتریس 6×6 سختی مواد در حالت زهکشی شده،

1. Weighted Residual Technique

2. Total Stress

داری، ممتوم و پیوستگی معادلات دیفرانسیل ممزوج محیطهای متخلخل اشباع را تعیین کند. حل این معادلات ممزوج به روش انتگرالهای مرزی و سپس کاربرد روش المان مرزی برای حل مسائل مختلف از جمله اهداف این مقاله است.

مقدمه

تحلیل دینامیکی محیطهای متخلخل اشباع از مایع کاربردهای متعددی در شاخه های مختلف علوم و مهندسی نظیر ژئوفیزیک، زلزله شناسی، مهندسی ساختمان و مکانیک دارد. جریان آب در مکانیک خاک، رفتار سدهای خاکی واقع بر بستر سنگی یا رفتار محیط خاکی اشباع در برابر خطوط جریان آب در داخل سد، اثر متقابل خاک - پی در مطالعه عکس العمل دینامیکی پی های صلب واقع بر محیط متخلخل اشباع در طراحی پی های ماشین تحت پدیده های گذرا نظیر زلزله، بارهای ارتعاشی و ... تماماً مبین اهمیت تحلیل و بررسی دقیق دینامیکی محیطهای متخلخل اشباع است. در سال ۱۹۴۱، بیو^۱ معادلات مربوط به اثر توام محیط جامد و مایع برای پدیده های شبه استاتیکی را ارائه داد [۱]. حالت شبه استاتیکی مسئله که در مکانیک خاک با عنوان تحکیم^۲ شناخته شده، طی سالیان متمادی موضوع مورد بررسی بوده است. در این حالت تنها پدیده نفوذ^۳ صرف نظرات اثرات اینرسی، مورد توجه قرار می گیرد. لیکن اهمیت اثرات اینرسی در هر دو فاز جامد و مایع و کاربردهای ذکر شده، حل مسئله را به صورت دینامیکی ضروری می نمود. بعدها بیو تئوری انتشار سه بعدی موج در محیط اشباع را ارائه داد [۲ و ۳]. وی با فرض یک انرژی پتانسیل برای محیط متخلخل اشباع و استفاده از معادلات لاگرانژ، معادلات دیفرانسیل ممزوج حاکم بر حرکت های فازهای جامد و مایع محیط را بدست آورد (مدل $u-w$)، بر طبق این تئوری، تحت یک اغتشاش دینامیکی، دو موج طولی و یک موج برشی در محیط به وجود می آیند. موج طولی اول که با $P1$ نمایش داده

1. Biot

2. Consolidation

3. Diffusive

ماتریس استهلاك C را می توان به روش ریلی و با فرض ضرایب معین استهلاك بدست آورد.

۹۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰

۹۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰

۹۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰

۹۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰

۹۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰

۹۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰

۹۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰

۹۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰

۹۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰

۹۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰

۹۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰

۹۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰

۹۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰

۹۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰

۹۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰

۹۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰

۹۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰

۹۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰

۹۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰

۹۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰

۹۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰

۹۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰

۹۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰

۹۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰

۹۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰

۹۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰

۹۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰

۹۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰

۹۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰

۹۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰

۹۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰

۹۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰

۹۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰

۹۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰

۹۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰

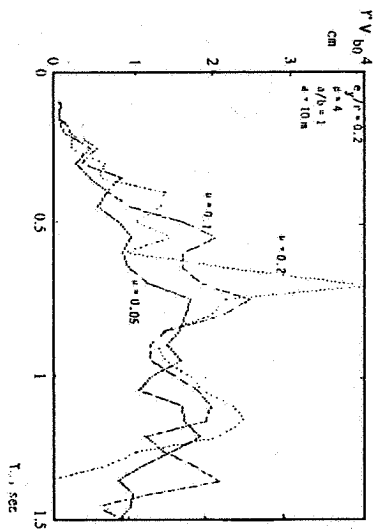
۹۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰۰

نمادها

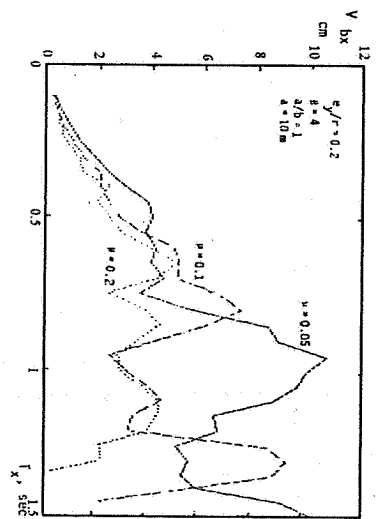
ماتریس جرم سازه و پایه، ماتریس جرم سازه، ماتریس جرم پایه	$\underline{M}, \underline{m}, \underline{m}_b$
ماتریس سختی سازه و پایه، ماتریس سختی سازه، ماتریس سختی پایه	$\underline{K}, \underline{k}, \underline{k}_b$
ماتریس استهلاک سازه و پایه، ماتریس استهلاک سازه، ماتریس استهلاک پایه	$\underline{C}, \underline{c}, \underline{c}_b$
سختی عضو مقاوم i ام پایه به ترتیب در راستای x و راستای y	k_{ibx}, k_{iby}
همان سختی \underline{k}_b در شرایطی که کلیه اجزاء در حالت الاستیک باشند	\underline{k}_b^e
ماتریس سختی تصحیح کننده در حالتی که یک یا چند عضو پایه پلاستیک می شوند	\underline{k}_b^c
مختصات عضو مقاوم i ام سازه اصلی	x_i, y_i
مختصات عضو مقاوم i ام پایه	x_{ib}, y_{ib}
مختصات مرکز سختی سازه اصلی	e_x, e_y
مختصات مرکز سختی پایه	e_{xb}, e_{yb}
به ترتیب شعاع ژیراسیون سازه اصلی و پایه	r, r_b
بردار جابجایی سازه اصلی و پایه نسبت به زمین	\underline{U}
بردار جابجایی سازه اصلی نسبت به پایه	\underline{v}
بردار جابجایی پایه نسبت به زمین	\underline{v}_b
شتاب زمین	$\underline{\ddot{v}}_g$
بردار نیروی مقاوم پایه	\underline{S}_b
مؤلفه های نیروی برشی جزء i ام پایه به ترتیب در راستای x و راستای y	V_{ix}, V_{iy}
حد لغزشی جزء پایه	V_0
کار پلاستیک	W_p
بردار انتقال استاتیکی حرکت زمین	\underline{p}
نسبت جرم	β
ضریب اصطکاک	μ
نسبت استهلاک	ξ
پریود راستای x سازه متقارن نظیر	T_x
به ترتیب فرکانس راستای x و θ و y سازه متقارن نظیر	$\omega_x, \omega_\theta, \omega_y$

نتیجه گیری

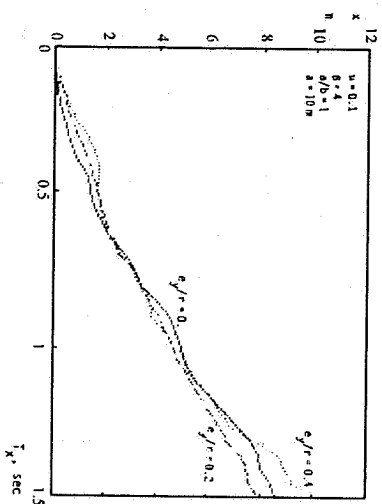
به همان نحوی که در مورد سازه های دو بعدی لغزشی تحقیقات نشان داده است که با انتخاب مناسب ضریب اصطکاک میزان انرژی القائی به این سازه ها و در نتیجه شتاب مطلق ماکزیمم در هنگام زلزله به میزان قابل توجهی تخفیف می یابد، در مورد سازه های سه بعدی لغزشی نیز هم مؤلفه خطی و هم مؤلفه دورانی شتاب کاهش می یابد. این کاهش شتاب بستگی به مقدار ضریب اصطکاک دارد. همچنین نسبت جرم سازه اصلی به جرم پایه در طیف پاسخ شتاب مؤثر بوده و با بزرگتر شدن این نسبت وابستگی طیف به پریرود کم می شود. کاهش ضریب اصطکاک باعث افزایش جابجایی می شود اما نظم خاصی بر آن مترتب نیست. در یک سازه لغزشی سه بعدی اثر نسبت خارج از مرکز در ماکزیمم جابجایی جانبی محسوس نیست اما این اثر در کاهش جابجایی نسبی پیچشی کاملاً مشهود است.



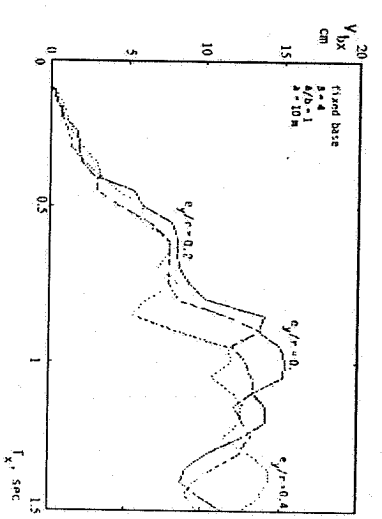
شکل ۱۵ - ماکزیمم جابجایی افزونی پیشگی



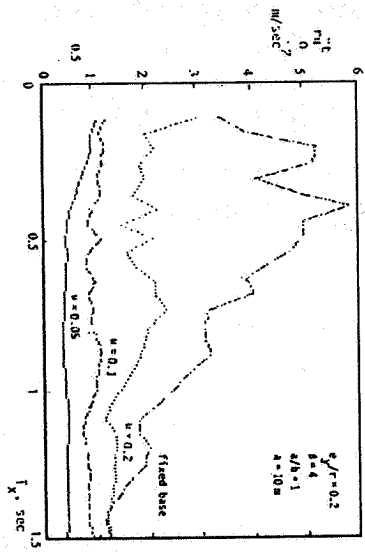
شکل ۱۴ - ماکزیمم جابجایی افزونی جانبی



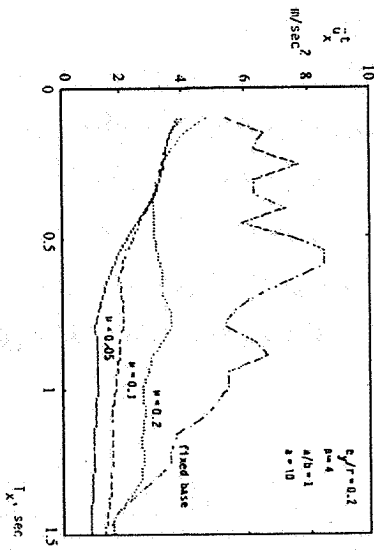
شکل ۱۷ - ماکزیمم جابجایی نسبی در سازه ایزوله شده



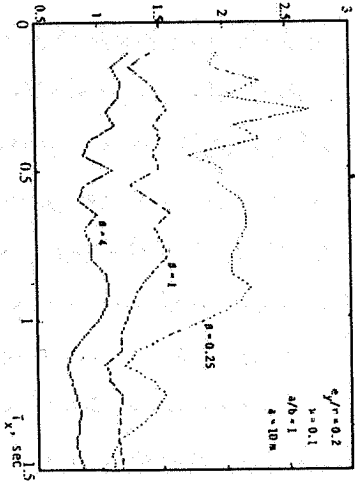
شکل ۱۶ - ماکزیمم جابجایی جانبی در سازه با پایه ثابت



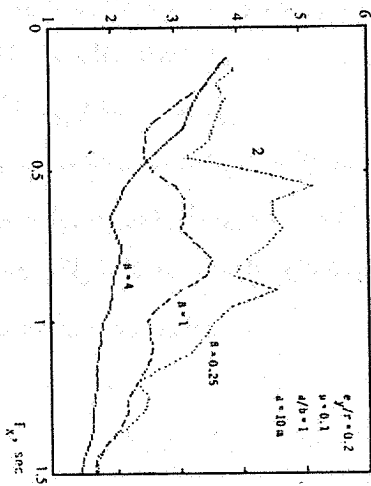
شکل ۷ - ماکزیمم شتاب مطلق پیش‌تخمین جرم فوقانی



شکل ۶ - ماکزیمم شتاب مطلق جانبی جرم فوقانی



شکل ۹ - ماکزیمم شتاب مطلق پیش‌تخمین جرم فوقانی



شکل ۸ - ماکزیمم شتاب مطلق جانبی جرم فوقانی

استقلال

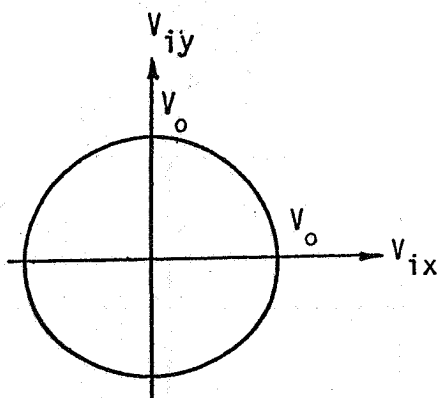
از آنجا که تعیین طیفهای پاسخ سازه نامتقارن لغزشی وقت گیر و پر هزینه است، جهت تقلیل زمان لازم و تسهیل در محاسبات از یک سازه نمونه متقارن نسبت به محور \dot{y} ($e_x = 0$) برای استخراج نتایج استفاده شده است. پارامترهای مورد بررسی عبارتند از:

$$\beta = \frac{m}{m_b}, \mu, \xi, T_x, \frac{e_x}{r}, \frac{\omega_\theta}{\omega_x}$$

به طوری که μ ضریب اصطکاک، ξ ضریب استهلاک و ω_θ و ω_x به ترتیب فرکانس دورانی و جانبی سازه غیر کوپله هستند. محدوده ای که برای هر یک از پارامترهای فوق انتخاب شده محدوده ای است که مشخصه های اغلب سازه های ساختمانی در آن محدوده قرار می گیرند. برای تحریک سیستم از مؤلفه شمالی - جنوبی شتابنگاشت زلزله ۱۹۴۰ امپریال ولی (ال سترو) استفاده شده است. به منظور حفظ همگرایی ودقت جوابها و همچنین حساسیت زیاد سیستم در شرایط انتقال فاز غیر لغزشی به لغزشی و بالعکس در هر گام، طول هر گام زمانی به اندازه کافی کوچک انتخاب شده است. ماتریس سختی پایه در طول هر گام ثابت فرض شده است، در حالی که ممکن است یک یا چند جزء پایه از حالت غیر لغزشی به لغزشی و یا بالعکس و یا تغییر وضعیت لغزشی تغییر فاز دهند. خطای حاصل از چنین فرضی با در نظر گرفتن نیروهای نامتوازن در انتهای هر گام زمانی جبران می شود. در صورت نیاز می توان از یک الگوی تکراری استفاده کرد.

طیفهای پاسخ - در شکلهای ۶ و ۷ به ترتیب طیفهای پاسخ شتاب مطلق خطی در راستای x و شتاب مطلق دورانی نظیر جرم فوقانی برای مقادیر مختلف ضریب اصطکاک μ رسم شده است. در اینجا هماهنگ با نتایج ارائه شده توسط دیگران [۱، ۲، ۴] برای ساختمانهای متقارن مشاهده می شود که طیف شتاب مطلق اعم از جانبی و یا پیچشی با کاهش ضریب اصطکاک تقلیل می یابد و برای ضرایب اصطکاک کوچکتر مقادیر این طیفها تقریباً مستقل از پروردسازه نظیر است. روند کاهش ارتفاع طیف برای هر دو درجه آزادی تقریباً یکسان است.

در شکلهای ۸ و ۹ طیفهای شتاب مطلق نظیر ضریب اصطکاک $\mu = 0.1$ برای سه مقدار متفاوت نسبت جرم فوقانی به جرم پایه، β نشان داده شده است. مشاهده می شود اثر نسبت جرم روی طیف پاسخ شتاب قابل توجه بوده و هر چه قدر نسبت جرم زیادتر باشد، وابستگی طیف به پرورد



شکل ۵ - منحنی تسلیم پایه لغزشی

که در حقیقت معادله منحنی تسلیم است ارضا شود. در این معادله V_0 حد لغزش جزء پایه است. ترسیم معادله (۱۶) در شکل ۵ نشان داده شده است. ماتریس سختی مماسی پایه سازه در هر وضعیت تغییر شکل با استفاده از روشی که توسط کان و جوپرا ارائه شده است [۶]، به صورت زیر نوشته می شود:

$$\underline{k}_b = \underline{k}_b^e - \underline{k}_b^c \quad (17)$$

به طوری که \underline{k}_b^e همان ماتریس \underline{k}_b در شرایطی است که کلیه اجزاء پایه در رژیم الاستیک باشند، یعنی هنوز در آستانه لغزش قرار نگرفته باشند. این ماتریس در معادله (۴ - ب) داده شده است. ماتریس \underline{k}_b^c ماتریس تصحیحی به خاطر تغییر وضعیت یک یا چند جزء پایه از رژیم الاستیک به رژیم پلاستیک و یا از یک وضعیت پلاستیک به وضعیت دیگر پلاستیک است. بنابراین ماتریس \underline{k}_b^c را در حالت کلی می توان از حاصل جمع زیر به دست آورد:

$$\underline{k}_b^c = \sum_i^{N_p} \underline{k}_{ib}^c \quad (18)$$

$$\Delta \ddot{\mathbf{v}} = \bar{\mathbf{m}}^{-1} (\Delta \underline{\mathbf{P}} - \bar{\mathbf{m}} \Delta \ddot{\mathbf{v}}_b) \quad (10)$$

$$(\ddot{\mathbf{m}} - \ddot{\mathbf{m}} \bar{\mathbf{m}}^{-1} \bar{\mathbf{m}}) \Delta \ddot{\mathbf{v}}_b = \Delta \ddot{\mathbf{P}} - \ddot{\mathbf{m}} \bar{\mathbf{m}}^{-1} \Delta \underline{\mathbf{P}} \quad (11)$$

در معادلات فوق ماتریس $\bar{\mathbf{m}}$ یک ماتریس ثابت بوده و لذا در صورت ثابت نگهداشتن گام زمانی Δt کافی است فقط برای یک مرتبه معکوس آن محاسبه شده و همواره مورد استفاده قرار گیرد. از حل معادله (۱۱) بردار $\Delta \ddot{\mathbf{v}}_b$ تعیین می شود که با قرار دادن آن در معادله (۱۰) بردار $\Delta \ddot{\mathbf{v}}$ به دست می آید، سپس با استفاده از معادلات زیر برای هر دو کمیت $\underline{\mathbf{v}}$ و $\underline{\mathbf{v}}_b$ محاسبات تکمیل می شود.

$$\Delta \dot{\underline{\mathbf{R}}} = \ddot{\underline{\mathbf{R}}} \Delta t + \Delta \ddot{\underline{\mathbf{R}}} \frac{\Delta t}{2} \quad (12 - \text{الف})$$

$$\Delta \underline{\mathbf{R}} = \dot{\underline{\mathbf{R}}} \Delta t + \ddot{\underline{\mathbf{R}}} \frac{\Delta t^2}{2} + \Delta \ddot{\underline{\mathbf{R}}} \frac{\Delta t^2}{6} \quad (12 - \text{ب})$$

فاز لغزشی و غیر لغزشی

حل معادلات (۱۱) و (۱۲) تا زمانی که ماتریس سختی پایه $\underline{\mathbf{k}}_b$ بدون تغییر بماند. یعنی هیچ یک از اجزاء پایه از حالت لغزشی به غیر لغزشی و بالعکس و یا از یک حالت لغزشی به حالت دیگر لغزشی تغییر فاز ندهند، بدون اصلاح ماتریسهای ضرایب و فقط با اصلاح بردارهای $\Delta \underline{\mathbf{P}}$ و $\Delta \ddot{\underline{\mathbf{P}}}$ به سادگی انجام می گیرد. این عدم اصلاح ماتریس $\underline{\mathbf{k}}_b$ به مفهوم صرفه جویی در مثلی کردن ماتریس ضریب در معادله (۱۱) در هر گام زمانی محاسبات است. واضح است که با تغییر وضعیت هر یک از اجزاء پایه ماتریس سختی $\underline{\mathbf{k}}_b$ تغییر می کند، و لذا لازم است در گام جدید محاسباتی از ماتریس اصلاح شده $\underline{\mathbf{k}}_b$ استفاده کرد.

ملاک تغییر وضعیت هر یک از اجزاء پایه را می توان از روی سطح تسلیم و راستای افزایش جابجایی بر اساس اصول پلاستیسیته تعیین کرد. برای این منظور لازم است ابتدا مؤلفه های نمو جابجایی هر جزء مشخص شود. با دقت در شکل ۴ این محاسبه به صورت زیر انجام می پذیرد:

$$\underline{m}_b = m_b \begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{bmatrix}, \quad \underline{k}_b = \begin{bmatrix} k_{bx} & -\frac{e_{by}}{r_b} k_{bx} & 0 \\ -\frac{e_{by}}{r_b} k_{bx} & k_{b\theta} & \frac{e_{bx}}{r_b} k_{by} \\ 0 & \frac{e_{bx}}{r_b} k_{by} & 0 \end{bmatrix} \quad (4-ب)$$

و c_b به ترتیب ماتریسهای استهلاك سازه اصلی و پایه لغزنده هستند و ماتریس اخیر را می توان صفر فرض کرد.

مزیت فزومول سازی فوق در این است که هر دو دستگاه معادلات (۳)، دارای ۳ معادله بوده و در ضمن تنها ماتریس مشخصه که ممکن است تغییر کند ماتریس سختی \underline{k}_b است که بعداً در باره آن بحث خواهیم کرد.

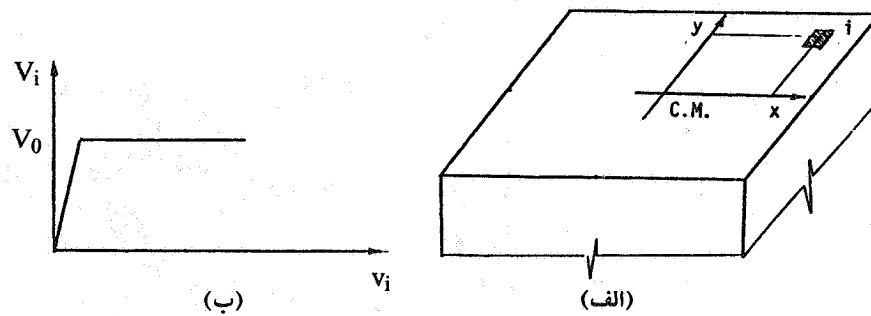
فرم نموی معادلات تعادل و حل آنها

با توجه به فرم گسسته برداری تحریک \ddot{v}_g که در فواصل زمانی بسیار کوچک ارانه می شود و نیز با در نظر گرفتن متغیر بودن ماتریس سختی \underline{k}_b ، طبیعتاً روش حل معادلات (۳) یک روش نموی است. بنابراین ابتدا فرم نموی معادلات (۳) با نادیده گرفتن c_b چنین می شه:

$$\underline{m} \ddot{\Delta v} + \underline{k} \Delta v = -\underline{r}_t \ddot{v}_g - \underline{n} \ddot{v}_g \quad (5-الف)$$

$$\underline{r}_t \Delta \ddot{v}_b + \underline{k}_b \Delta \dot{v}_b = -\underline{m}_t \ddot{v}_g - \underline{m} \Delta \ddot{v} \quad (5-ب)$$

که در آن $\underline{m}_t = \underline{m}_b + \underline{m}$ مجموع ماتریسهای جرم پایه و سازه اصلی بوده و علامت Δ در جلوس هر کمیت پاسخ برداری \underline{R} چنین معنی می دهد.

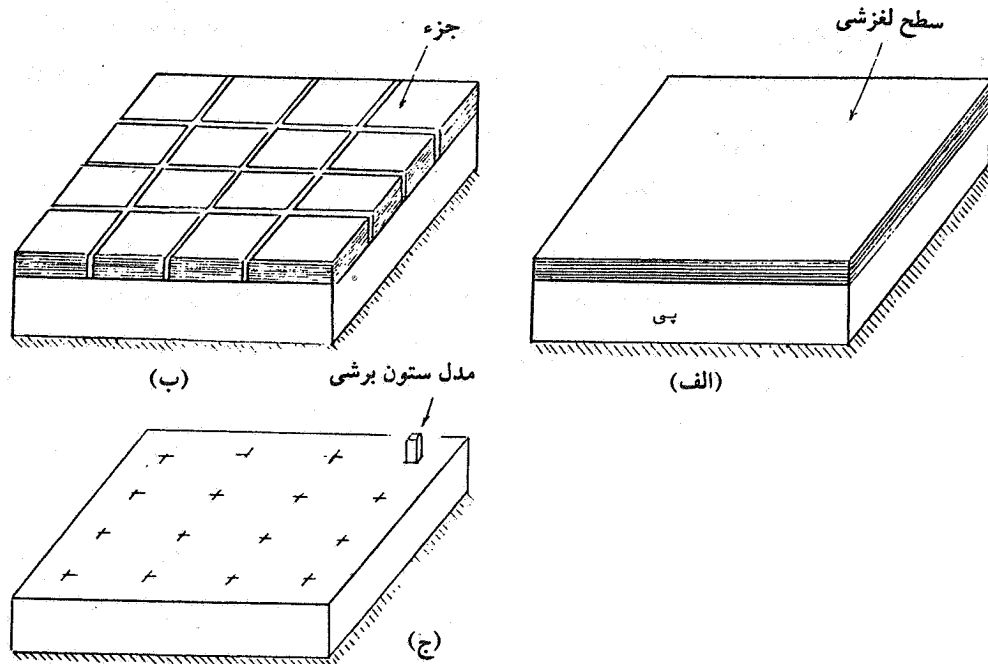


شکل ۳ - جزء i همراه با منحنی نیرو - جابجایی آن

$$\underline{M}\ddot{\underline{U}} + \underline{C}\dot{\underline{U}} + \underline{K}\underline{U} = -\underline{M}\underline{p}\ddot{v}_g \quad (1)$$

که در آن \underline{M} ماتریس جرم، \underline{C} ماتریس استهلاک، \underline{K} ماتریس سختی همگی با ابعاد 6×6 و \underline{U} بردار جابجایی و \underline{p} ماتریس انتقال استاتیکی حرکت زمین به درجات آزادی است (ضمیمه ۱). در معادله (۱) ماتریس سختی یک ماتریس ثابت نبوده و با قرار گرفتن هر یک از اجزاء پایه در شرایط لغزشی، سختی آن از سختی کلی سطح لغزشی حذف می‌شود. بنابراین در هر مرحله حل معادله (۱) لازم است وضعیت جدید ماتریس \underline{K} مشخص شود. حل نموی که بعداً به تشریح آن خواهیم پرداخت نیاز به وارونه کردن ماتریس سختی مؤثر دارد که وقت گیر و هزینه بر است. به منظور دستیابی به یک روش حل مناسبتر دستگاه معادله (۱) را به دو دسته معادلات سه تایی تفکیک می‌کنیم. برای این کار ابتدا به جای اندازه‌گیری متداول بردار جابجایی سازه اصلی نسبت به زمین، آن را نسبت به جابجایی یا حرکت پایه تعریف می‌کنیم، اگر این بردار با \underline{v} مشخص شود و در یک نام‌گذاری مجدد جابجاییهای پایه با v_b نشان داده شود رابطه زیر برقرار خواهد بود:

$$\underline{U} = \underline{T} \begin{bmatrix} \underline{v} \\ \underline{v}_b \end{bmatrix} \quad (2)$$



شکل ۱ - مدل ستون کوچک برای تکیه گاه لغزشی

ندارد و با فرا رسیدن این مقدار حدی تمایل به حرکت به وجود می آید. با فرارسیدن حد لغزشی تمام نقاط سطح، حالت ثابت بودن پایه سازه اصلی به زمین از بین می رود و سازه به وضعیت مکانیزم در می آید. در این مقاله فرضیات زیر مورد توجه قرار می گیرند: (۱) ضریب اصطکاک بین سطوح لغزشی در حین حرکت سازه ثابت می ماند، (۲) رفتار سازه الاستیک خطی است، (۳) سطح تحتانی لغزشی نسبت به زمین هیچ حرکت خطی و دورانی یا پیچشی ندارد.

به منظور مدل نمودن حرکت لغزشی پایه ابتدا مطابق شکل ۱-ب پایه را به تعداد محدودی اجزاء تقسیم کرده و با توجه به محدود بودن ابعاد هر جزء خاصیت لغزشی آن را در مرکز خودش به صورت متمرکز در نظر می گیریم (شکل ۳-الف). همچنین به منظور فائق آمدن بر مشکلات محاسباتی رفتار صلب - لغزشی هر جزء، آن جزء در قالب یک ستون الاستیک - پلاستیک کامل مدل می شود (شکل ۳-ب). در این مدل سختی جانبی ستون بسیار بزرگ اختیار می شود و در

مقدمه

محافظت ساختمانها در مقابل زلزله ممکن است بر یکی از دو روش "تأمین مقاومت" و "جداسازی پایه"^۱ صورت گیرد. در روش تأمین مقاومت که همان روش سنتی یا متداول طراحی در مقابل زلزله است، اجزاء ساختمان با ظرفیت کافی در مقابل حد اکثر نیروی ناشی از زلزله محتمل در طول عمر مفید ساختمان طراحی شده و شکل پذیری لازم برای آنها پیش بینی می شود، لکن در روش "جداسازی پایه" در حقیقت به جای تأمین ظرفیت سعی در کاهش شدت حقیقی زلزله اثر کننده به ساختمان می شود. مزیت روش اخیر در رفتار الاستیک سازه اصلی در هنگام وقوع یک زلزله شدید است. زیرا شدت زلزله قبل از اثر گذاری بر روی سازه اصلی کاهش می یابد.

جداسازی پایه ساختمان نه تنها در سازه های دو بعدی در قالب کاهش شدت زلزله ورودی باعث تنزل پاسخ می شود [۱ تا ۶]، بلکه در سازه های نامتقارن سه بعدی علاوه بر کاهش شدت زلزله در تغییر وضعیت مرکز سختی نسبت به مرکز جرم نیز مؤثر واقع می شود [۳]. پاسخ زلزله ساختمانها، وقتی که رفتار سازه خطی فرض شود، توسط محققین مختلف در طول سالیان بررسی شده است. برای چنین سیستمهایی پارامترهای کنترل کننده و اثر هر یک از این پارامترها بر روی رفتار سیستم، و از جمله اثر کوپله بودن حرکت پیچشی و خطی مطالعه شده است [۶ و ۷]. مبنای مقایسه برای بررسی کمی عوامل مؤثر، سازه متناظر غیر کوپله است.

نتایج مطالعات خطی سازه های کوپله به دلیل رفتار غیر خطی الاستیک - پلاستیک این سازه ها در مقابل حرکت شدید زلزله نمی تواند مستقیماً برای طراحی مورد استفاده قرار گیرد. لذا برای دستیابی به نتایج مطلوبتر و وقوف به رفتار حقیقی لازم است مطالعات بیشتری با فرض غیر خطی بودن رفتار صورت گیرد. چنین مطالعه ای به صورت نسبتاً کاملی برای سازه یک طبقه توسط کریستوفوروجوبرا صورت گرفته است [۶]. بر مبنای این مطالعه نتیجه می شود که پاسخ سازه های غیرمتقارن علاوه بر پارامترهای مطروحه در رفتار خطی این سازه ها، به تراز تسلیم یا مقاومت برشی و گشتاور پیچشی نیز وابسته است.

به منظور احتراز از پیچیدگیهایی که در برخورد عملی با سازه های ساده غیر متقارن با آن مواجه

چقرمگی و سختی متوسط خواص مکانیکی و بالیستیکی لازم را داراست. کاربرد خاص و موفقیت آمیز این زره در زرهی کردن ادوات لجستیک و راهسازی و سنگسازی مثل لودر و گریدر و اسکرپر است.

۴- نتایج آزمایشهای بالیستیک نشان داد که:

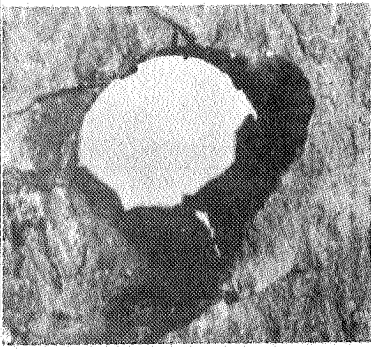

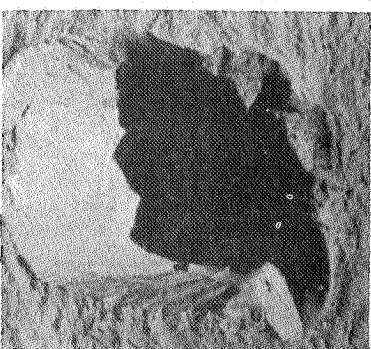
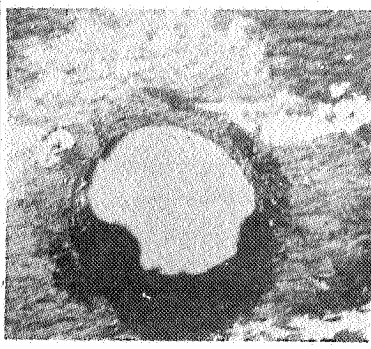
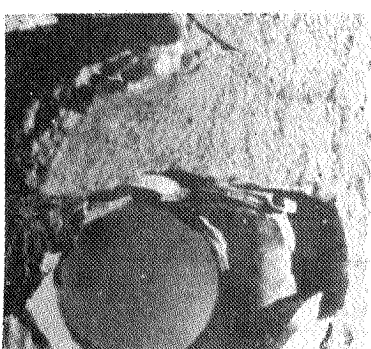
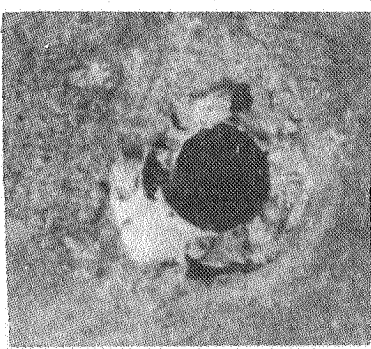
الف - حداقل ضخامت بدنه زرهی در مورد نمونه های WQT و OQT و BMP-1، ۱۰ میلی متر است. در ضخامت کمتر نمونه ها یا سوراخ شده و یا دچار نقص پوسته شدن می شوند.

ب - نمونه AUS نسبت به چیفتن و T-72 از نظر خواص بالیستیک از خود برتری نشان داده است. حداقل ضخامت بدنه زرهی در مورد AUS، ۱۲ میلی متر و در مورد چیفتن و T-72، ۱۴ میلی متر است. در کمتر از این مقادیر نمونه ها سوراخ شده و یا دچار نقص پوسته شدن می شوند.

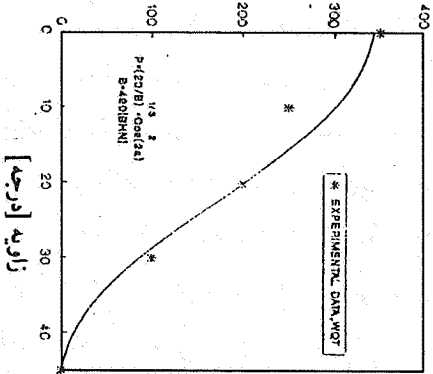
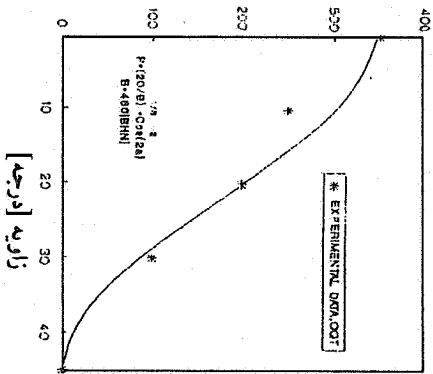
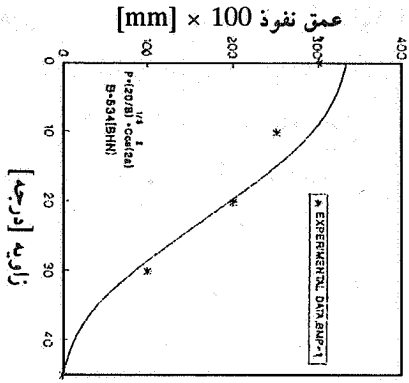
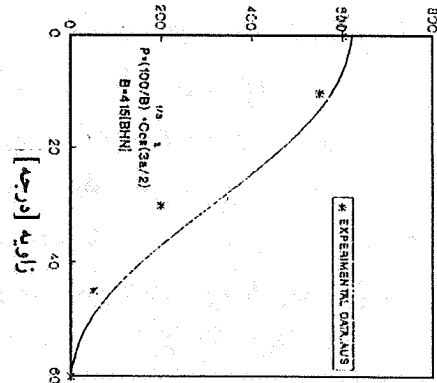
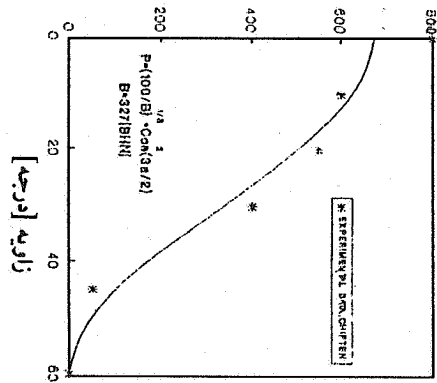
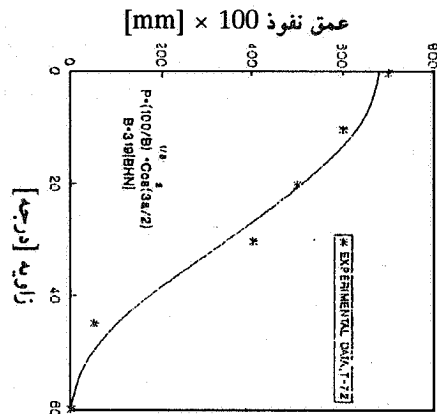
۵- فولاد تولید شده داخلی با در نظر گرفتن کلیه فاکتورهای مؤثر بر انتخاب مواد از جمله خواص مکانیکی، قابلیت و سهولت تولید، مواد مناسب و قابل دسترس و فاکتورهای اقتصادی به عنوان یک فولاد زرهی مناسب که با استانداردهای نظامی وزره های خارجی قابل مقایسه است، پیشنهاد می شود.

تشکر و قدردانی

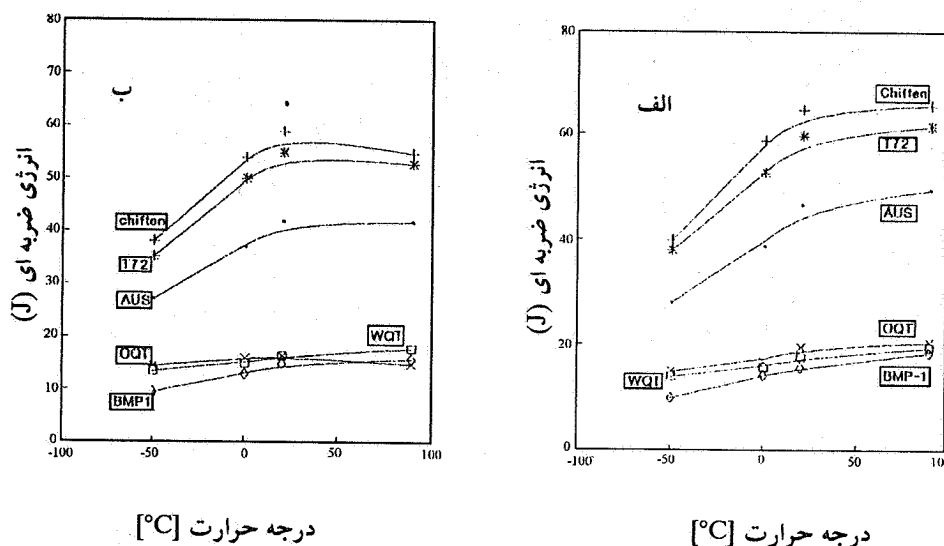
بدین وسیله از معاونت عملیات مهندسی و معاونت تحقیقات مهندسی جنگ جهاد سازندگی، بخاطر حمایت های بیدریغ و تقبل هزینه های مربوط به تحقیق و تولید نمونه های ساخته شده و انجام آزمایشها و تهیه نمونه های خارجی و موافقت با انتشار این مقاله، صمیمانه تشکر می کنیم.

نمونه	ناحیه I (Perforation)	ناحیه II (Spall)	ناحیه III (protection) (No Spall)
Chiften			
AUS			

شکل ۸ - تصاویر مربوط به نقطه برخورد گلوله به نمونه ها



شکل ۶ - میزان عمق نفوذ بر حسب زاویه برخورد



شکل ۵ - تغییرات انرژی ضربه نسبت به دمای نمونه‌ها

الف - درجهت نورد ب - درجهت عمود بر نورد

شلیک و میزان عمق نفوذ گلوله اندازه‌گیری شد. با استفاده از این نقاط تجربی بدست آمده و روابطی که در مرجع ۱ ارائه شده است، سعی بر این شد تا شرایط ذکر شده برای این آزمایشها روابطی به دست آید نتایج این تلاش به شرح زیر است:

$$p = \left(\frac{20}{B}\right)^{1.3r} \cdot \cos^2(2a) \quad (1)$$

$$p = \left(\frac{100}{B}\right)^{1.3} \cdot \cos\left(\frac{3a}{2}\right) \quad (2)$$

در این روابط p عمق نفوذ بر حسب سانتیمتر و B عدد سختی برینل (BHN) و a زاویه برخورد گلوله به هدف نسبت به راستای شلیک هستند.

منحنی‌های رسم شده بر اساس روابط (۱) و (۲) و نقاط تجربی بدست آمده در شکل ۶ آورده شده است که انطباق خوبی را با یکدیگر نشان می‌دهند. بنابراین می‌توان با اطلاع از سختی و زاویه برخورد، میزان نفوذ گلوله در هدف را بوسیله روابط (۱) و (۲) با تقریب قابل قبولی پیش بینی کرد. ۲- در مرحله دوم نمونه‌ها با ضخامتهای مختلف تحت آزمایش بالیستیکی قرار گرفتند. به جز زاویه

۳- نمونه ای که در محدوده بینیت پایینی آستمپر شده و دوبار در دمای 200°C تمپر شده است که آنرا نیز به اختصار AUS می نامیم.

نمونه های WQT و OQT به همراه BMP-1 و نمونه AUS به همراه چیفتن و T-72 تحت آزمایشهای مختلف بالیستیک و ضربه در دماهای مختلف قرار داده شدند که در ذیل به مقایسه رفتار آنها خواهیم پرداخت.

مقایسه خواص مکانیکی نمونه های ساخته شده با نمونه های خارجی

۱- در جدول ۴ خواص مکانیکی نمونه های WQT و OQT با BMP-1 مقایسه شده است. ملاحظه می شود که سختی و استحکام هر دو نمونه مقداری کمتر از BMP-1 اما در حد استاندارد است. در مقابل میزان انرژی شلف آنها بالاتر از BMP-1 است. منحنی های انرژی ضربه بر حسب دما مربوط به این سه نمونه که جزء رده فولادهای با سختی و استحکام بالا و چقرمگی نسبتاً پایین هستند، در دو جهت نورد و عمود بر نورد در شکل ۵ آورده شده است تقریباً در کلیه درجه حرارتها نمونه WQT و OQT بر BMP-1 برتری دارد.

۲- در جدول ۵ خواص مکانیکی نمونه های AUS با چیفتن و T-72 مقایسه شده است. ملاحظه می شود که نمونه AUS از نظر سختی و استحکام برتری قابل ملاحظه ای بر نمونه های چیفتن و T-72 دارد. اما همان طور که در شکل ۵ نیز مشهود است میزان انرژی شلف دو نمونه مذکور بالاتر از AUS است در صورتی که بخواهیم به خواص ضربه دو نمونه خارجی دست یابیم می بایست مدت زمان تمپر کردن AUS را افزایش دهیم و یا اینکه از نمونه هایی که کوئنچ شده و سپس در دمای بالاتر تمپر شده اند (مثلاً در 500°C) استفاده کنیم.

مقایسه خواص بالیستیک نمونه های ساخته شده با نمونه های خارجی

کلیه نمونه ها در دو مرحله تحت آزمایش بالیستیک قرار گرفته اند:

۱- از هر یک از نمونه ها هدفهایی با ضخامت ۲۰ میلی متر تهیه شد. سپس از فاصله ۲۰ متر با اسلحه ژ - ۳ با گلوله فولادی (ثاقب) که قطر آن $7/62$ میلی متر است، تحت زوایای مختلف بدانها

جدول ۳ - نتایج اعمال سیکل عملیات حرارتی بر روی نمونه تولید داخل

ردیف	نوع سیکل عملیات حرارتی انجام شده	سختی	نقطه تسلیم	استحکام کششی	درصد درمید	تشیخ آرمایش ضربه به	ساختار میکروسکوپی
		BHN RC	MPa	MPa	از داده سطح طول (l) / سطح (l)	نتیجه آرمایش ضربه به	
						درصد درمید در مسای محلیت	
						Joules	
۱	زمانه	۳۸	۴۵۲	۹۴۵	۱۲۰۶	۳۷	۱۰
۲	زمانه و تسخیر در ۴۵۰°C	۳۷	۳۴۳	۱۰۳۴	۱۱۷۹	۴۰	۱۹
۳*	آستخیر بعدت ۵ ساعت در ۴۰۰°C و تسخیر در ۲۰۰°C در آب و دو بار تسخیر در ۲۰۰°C	۴۱/۵	۴۱۵	۱۲۵۵	۱۴۵۵	۴۵	۳۵
۴	آستخیر در ۵۱۰°C و تسخیر در ۲۰۰°C در آب و دو بار تسخیر در ۲۰۰°C	۳۶	۳۳۶	۹۱۷	۱۰۸۹	۳۲	۸
۵*	کوئنج در آب و تسخیر در ۲۰۰°C	۵۰/۹	۲۸۷	۱۵۵۱	۱۷۹۹	۳۳	۱۸
۶	کوئنج در آب و تسخیر در ۴۰۰°C	۴۲/۷	۳۹۷	۱۲۴۸	۱۴۶۲	۴۶	۲۷
۷	کوئنج در آب و تسخیر در ۶۰۰°C	۳۲/۸	۳۰۸	۹۴۴	۱۱۰۳	۶۰	۱۰۹
۸*	کوئنج در روغن و تسخیر در ۲۰۰°C	۴۸/۷	۴۶۰	۱۳۷۹	۱۵۸۶	۳۸	۲۰
۹	کوئنج در روغن و تسخیر در ۴۰۰°C	۴۱	۳۸۰	۱۱۱۷	۹۱۵	۵۱	۴۹/۵
۱۰	کوئنج در روغن و تسخیر در ۶۰۰°C	۲۹/۸	۲۸۴	۷۸۶	۹۳۱	۶۴	۱۱۵

- درجه حرارت آستینه کردن در ۸۶۵°C می باشد.

- در مواردی که زمان ذکر نگردیده منظور یک ساعت می باشد.

* نمونه های ردیف ۳، ۵ و ۸ در این پژوهش به ترتیب AUS و WOT و OOT نامیده شده اند.

درصد کربن در این دسته بین $0/3 - 0/2$ است. زره چیتن جزء فولادهای کروم - نیکل - مولیبدن و زره T-72 جزء نیکل - کروم - مولیبدن محسوب می شود.

با مروری بر خواص فولادهای کم آلیاژ با استحکام بالا (موسوم به HSLA) و فولادهای بسیار مستحکم (UHS) [۵] تعدادی با خواص مورد نظر انتخاب شده اند. با در نظر گرفتن پارامترهای ذکر شده قبل و نیز مسائل جوشکاری و امکانات داخلی مملکت دو رده از فولادهای UHS، یعنی 41xx و 43xx (براساس استاندارد AISI/SAE) جهت این کاربرد مناسب تشخیص داده شدند ولی بخاطر رعایت هر چه بیشتر جنبه های اقتصادی، این پژوهش به سری 41xx محدود شد. از دو فولاد معروف این سری یعنی ۴۱۳۰ و ۴۱۴۰ نیز به خاطر بهبود قابلیت جوشکاری [۶] سری ۴۱۳۰ انتخاب گردید. به دلیل تأثیرات بسیار خوب نیکل بر روی فولادها، با استفاده از قراضه فولاد زنگ نزن (۱۸ - ۸) حدود ۰/۸ درصد نیکل به ترکیب شیمیایی این فولاد اضافه شد.

بررسی خواص فولاد تولید شده داخلی

این فولاد تحت سیکلهای مختلف عملیات حرارتی مندرج در جدول ۳ قرار گرفت. انتخاب دما و زمان سیکلهای مزبور بر اساس دیاگرامهای CCT و TTT مربوط به فولاد مزبور صورت گرفته است. ریز ساختارهای مشاهده شده و خواص آن نیز در جدول فوق آورده شده است. در شکل‌های ۳ و ۴ دو ریز ساختار مربوط به نمونه های کوئنچ شده در آب و تمپر شده در 200°C و نمونه آستمپر شده در محدوده بینیت پایینی نشان داده شده است. نکات مهم در رابطه با سیکلهای عملیات حرارتی انجام شده بر روی فولاد مزبور و رابطه بین خواص مکانیکی و ساختارهای میکروسکوپی در مورد فولادهای نیکل - کروم - مولیبدن در مراجع مختلف مورد بحث قرار گرفته است [۱ و ۴].

با توجه به خواص تعیین شده در استاندارد ذکر شده و نمونه های خارجی، سه نمونه زیر جهت ادامه بررسی و مقایسه خواص انتخاب شده:

۱- نمونه ای که در آب کوئنچ و در دمای 200°C تمپر شده است و به اختصار WQT نامیده می شود.

۲- نمونه ای که در روغن کوئنچ و در دمای 200°C تمپر شده است و به اختصار OQT نامیده

می شود.

اسلحه ژ-۳ با کالیبر ۷/۶۲ میلی متر، از فاصله ۲۰ متری تحت زاویه صفر درجه (یعنی در حالتی که راستای حرکت گلوله عمود بر هدف باشد) مورد هدف قرار گرفته اند.

جدول ۱ - ترکیب شیمیایی فولاد مورد مطالعه (درصد وزنی)

%C	%Mn	%Si	%Ni	%Cr	%Mo	%S	%P
۰/۳۲	۰/۸۰	۰/۵۰	۰/۸۰	۱/۲۸	۰/۳۰	۰/۰۱۸	۰/۰۲

نتایج آزمایشها و بحث

ترکیب شیمیایی و خواص مکانیکی نمونه های خارجی در جدول ۲ خلاصه شده است، بررسی این نتایج نشان می دهد که این زره ها را می توان به دو گروه تقسیم بندی کرد:

۱- زره های با سختی و استحکام بالا و چقرمگی نسبتاً پایین مثل نفربرهای BTR ، FONIX ،

BMP .

۲- زره های با چقرمگی بالا و سختی و استحکام نسبتاً پایین مثل تانکهای چیفتن و T-72 .
با توجه به جدول ۲ و استانداردهای موجود [۲ و ۳]، می بایست ادوات دسته اول دارای سختی ۴۷۷-۵۳۴ برینل بوده و میزان انرژی شلف (انرژی جذب شده در آزمایش ضربه) آنها در 40°C نیز حدود $13/5$ ژول باشد. بدیهی است که این سختی و بالطبع استحکام بالا، در این نمونه ها با کربن کمتر از $0/2$ درصد، بدون انجام عملیات حرارتی کوئنچ و تمپر در دمای پایین حاصل نمی شود. در شکل ۱ ساختار میکروسکوپی مربوط به نفربر BMP-1 نشان داده شده است. مقدار سیلیسیم و منگنز در این فولادها به ترتیب بین $1/5 - 1$ و $1/6 - 1/2$ و مقدار مولیبدن حدود $0/35 - 0/15$ درصد است. پس این نمونه ها از رده فولادهای منگنز - سیلیسیم - مولیبدن به شمار می روند.

در دسته دوم، از سختی و استحکام بالا به خاطر حصول چقرمگی بسیار بالا چشم پوشی شده است. با توجه به اثر ریز ساختار بر خواص فولاد، چنین ویژگیهایی را می توان در مارتنزیت تمپر شده (در دمای بالا) و یا بینیت پایینی و یا آمیخته ای از این دو ، مشاهده کرد [۴]. شکل ۲ ریز ساختار مربوط به تانک چیفتن را نشان می دهد.

مقدمه

مبحث مکانیزم برخورد گلوله و اتفاقات متفاوتی که در حین برخورد در سرعت‌های بالا^۱ ممکن است در هدف و گلوله پدید آید، از سالها پیش در دستور کار مراکز تحقیقاتی نظامی و فضایی کشورهای پیشرفته دنیا قرار داشته است [۱]. براین اساس همواره سعی شده است با در نظر گرفتن پارامترهای مؤثر، آلیاژ یا ماده ای که در شرایط مورد نظر دارای بهترین خواص باشد انتخاب شود. در این تحقیق سعی شده است تا با تجزیه و تحلیل خواص نمونه های خارجی و استانداردهای موجود، زره ای مناسب جهت محافظت ادوات لجستیک و مهندسی و یا ادوات جنگی (از قبیل نفربر و تانک) انتخاب و تولید شود.

بطور کلی در برخورد گلوله، با یک هدف فلزی ممکن است اتفاقات ذیل رخ دهد:

- ۱- گلوله بطور کامل هدف را بشکافد و از آن عبور کند (پدیده سوراخ شدن^۲).
- ۲- گلوله در هدف داخل شود ولی از آن عبور نکند (پدیده عام نفوذ^۳). معمولاً نتیجه این اتفاق ایجاد یک حفره^۴ است.

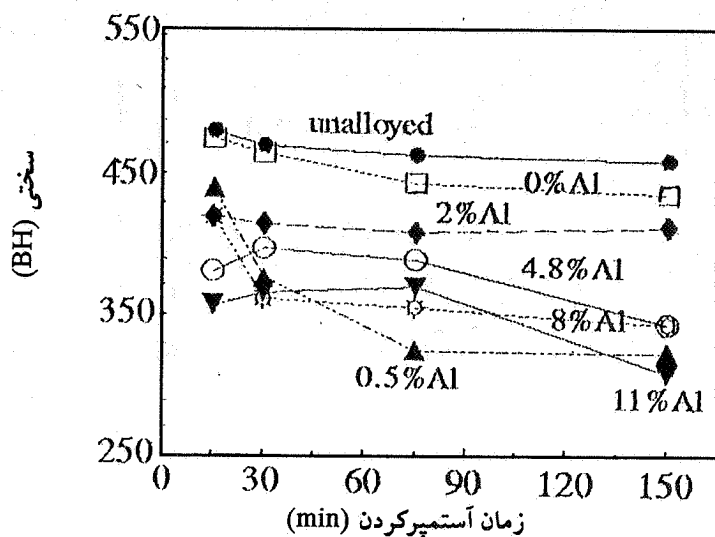
۳- گلوله بدون اینکه بتواند آسیب چندانی به هدف وارد سازد منهدم و یا منحرف شود. در موارد اول و دوم، هدف به صورتهای مختلف، آسیب می بیند که از آن جمله می توان از شکست گلبگی^۵، کنده شدن^۶، شکست نرم^۷ و پوسته شدن^۸ نام برد. این پدیده ها در زمان بسیار کم (حدود میکروثانیه) در حین برخورد در هدف اتفاق می افتد. مکانیزم تغییر فرم در سرعت‌های بالا و پارامترهای مکانیکی و متالورژیکی مؤثر بر آن در مرجع ۱ مرور شده است.

با تجزیه و تحلیل مکانیزم برخورد در سرعت‌های بالا مهمترین فاکتورهای مکانیکی و متالورژیکی تعیین کننده در کیفیت زره عبارتند از: سختی، استحکام، قابلیت جذب انرژی و نیز شرایط برخورد. در این جا با توجه به نقش پارامترهای مذکور، ترکیب شیمیایی مناسب برای زره

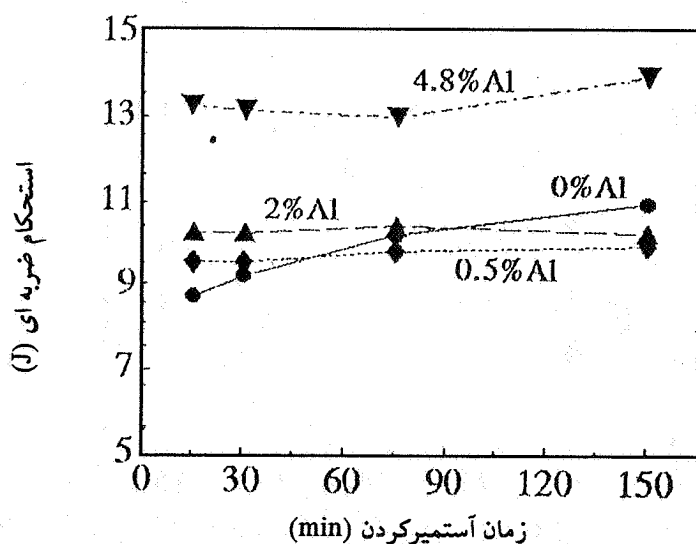
- | | |
|-----------------------------|----------------|
| 1. Hypervelocity Impact | 2. Perforation |
| 3. Penetration | 4. Crater |
| 5. Petalling | 6. Plugging |
| 7. Ductile - Hole Formation | 8. Spalling |

مراجع

۱. نجفی زاده، ع. و گلغذار، م.ع.، "نقش زمان و درجه حرارت آستمپرکردن بر روی خواص مکانیکی ساختار میکروسکوپی چدنهای نشکن با درصدهای مختلفی از مس و قلع"، دومین سمینار سالیانه جامعه ریخته گران ایران، صفحات ۷۶-۹۸، مهرماه ۱۳۶۸.
2. Dorazile, E. et al., "High Strength Bainitic Ductile Cast Iron", *AFS Int Cast Metals J.*, Vol. 7, pp. 52-62, 1982.
3. Runman, K. B. et al., "The Microstructure and Mechanical Properties of Austempered Ductile Iron", *J. of Heat Treating*, Vol. 5, No. 2, pp. 79-95, 1988.
۴. جعفریان، م.، توکلی، ف. و دوامی، پ.، "استفاده از مس بجای نیکل در چدنهای نشکن آستمپر"، اولین سمینار جامعه ریخته گران ایران، صفحات ۱-۳۰، آبان ماه ۱۳۶۷.
۵. نجفی زاده، ع. و گلغذار، م.ع.، "اثر دوره عملیات حرارتی آستمپرکردن روی خواص مکانیکی و ساختار میکروسکوپی چدنهای نشکن با درصدهای مختلفی از مس"، استقلال - فنی و مهندسی، دانشگاه صنعتی اصفهان، شماره ۸، صفحات ۳۲-۵۸، ۱۳۶۹.
6. Walton, C., *Iron Casting Handbook*, Iron Casting Society, Inc., pp. 427-438, 1981.
7. Ghoreshy, M. and Kondic, V., "Structure and Mechanical and Casting Properties of Fe-C-Al Cast Iron", Department of Industrial Metallurgy, University of Birmingham, pp. 562-568, 1984.
8. Hardening, R.A., "The Effect of Metallurgical Variables on Austempered Ductile Iron", *Metals and Materials*, pp. 65-71, 1986.
9. Ganguli, A.C., Chakrabarti, A.K. and Dasgupta, S.C., "Effect of Nickel and Aluminium on Solid State Transformation of S. G. Iron", *Regional Engi -*



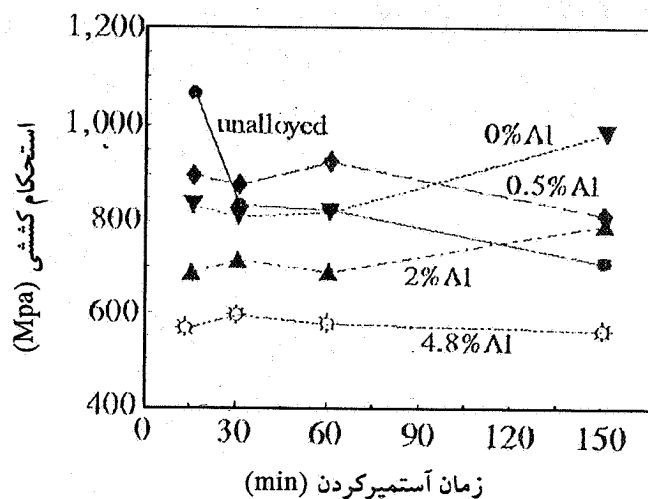
شکل ۱۱ - تغییرات سختی نسبت به زمان آستمپر کردن چدنهای نشکن با درصدهای مختلف آلومینیوم، دمای آستنیت‌ه کردن ۹۹۰ درجه سانتیگراد و دمای آستمپر کردن ۲۳۵ درجه سانتیگراد



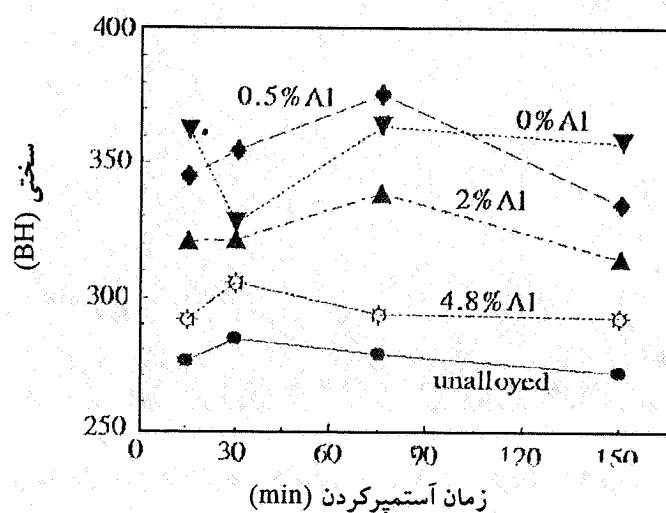
شکل ۱۲ - تغییرات استحکام ضربه‌ای نسبت به زمان آستمپر کردن چدنهای نشکن با درصدهای مختلف آلومینیوم، دمای آستنیت‌ه کردن ۹۹۰ درجه سانتیگراد و دمای آستمپر کردن ۲۳۵ درجه سانتیگراد

جدول ۴ - نتایج به دست آمده از آزمایشهای کشش، سختی و ضربه در دمای آستینیته کردن ۸۹۰ درجه سانتیگراد و دمای آستمپر کردن ۳۷۵ درجه سانتیگراد

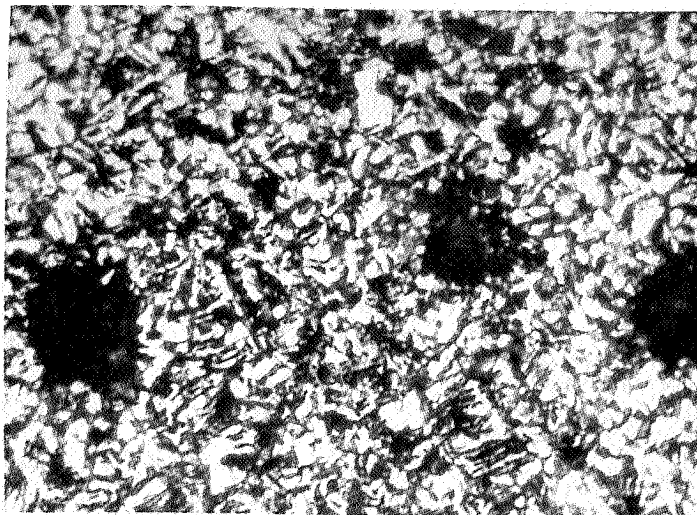
نام آلیاژ	زمان آستمپر کردن (دقیقه)	استحکام کششی (MPa)	درصد کرنش شکست	سختی (برینل)	انرژی ضربه ای (ژول)
غیر آلیاژی	۱۵	۵۹۶	۷/۵	۲۱۳	۱۳/۵
	۳۰	۶۸۱	۱۰	۲۲۷	۹/۷
	۷۵	۵۸۰	۱۰	۱۹۴	۹/۶
	۱۵۰	۵۰۳	۱۱/۳	۱۸۰	۱۰
% Al	۱۵	۷۸۹	۷/۲	۳۳۰	۸/۵
	۳۰	۶۸۱	۷/۲	۲۷۷	۱۱
	۷۵	۸۵۰	۷/۳	۲۶۶	۱۰/۲
	۱۵۰	۸۳۷	۷/۵	۲۶۳	۸/۸
%۰/۵ Al	۱۵	۶۴۰	۷/۱	۲۴۶	۷/۸
	۳۰	۶۹۴	۷/۱	۲۶۷	۲۱/۵
	۷۵	۶۶۶	۷/۲	۲۵۶	۱۰/۵
	۱۵۰	۶۲۴	۷/۲	۲۴۰	۹/۷
%۲ Al	۱۵	۶۳۲	۲/۸	۲۶۸	۱۳/۵
	۳۰	۶۰۴	۳	۲۵۵	۹/۶
	۷۵	۶۸۱	۲/۸	۲۳۷	۸/۹
	۱۵۰	۶۲۷	۲/۸	۲۴۹	۱۲/۵
%۴/۸ Al	۱۵	۵۹۶	۳/۳	۳۰۶	۶/۲
	۳۰	۶۳۷	۳/۱	۳۰۱	۷/۵
	۷۵	۷۵۰	۲/۳	۲۸۷	۶
	۱۵۰	۵۶۰	۱/۵	۳۱۳	۶/۵



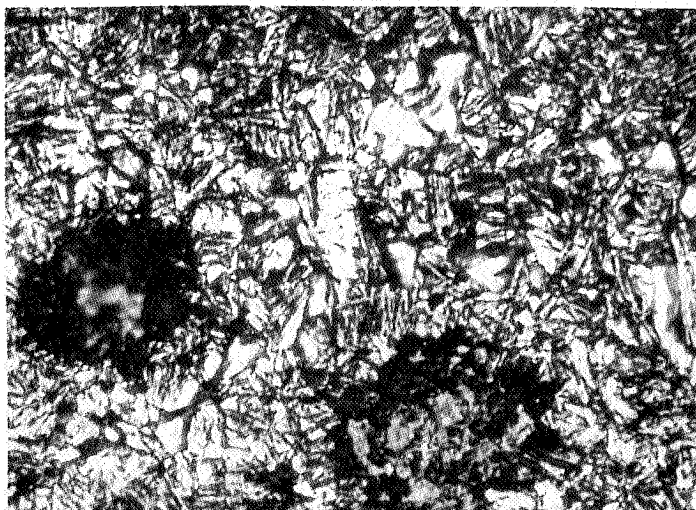
شکل ۷ - تغییرات استحکام کششی نسبت به زمان آستمبر کردن چدنهای نشکن با درصدهای مختلف آلومینیوم، دمای آستنیته کردن ۸۹۰ درجه سانتیگراد و دمای آستمبر کردن ۳۳۵ درجه سانتیگراد



شکل ۸ - تغییرات سختی نسبت به زمان آستمبر کردن در چدنهایی با درصدهای مختلف آلومینیوم، دمای آستنیته کردن ۸۹۰ درجه سانتیگراد و دمای آستمبر کردن ۳۳۵ درجه سانتیگراد



شکل ۳ - ریز ساختار آلیاژ ۰/۵ درصد آلومینیوم، دمای آستمپر کردن ۳۳۵ درجه سانتیگراد و زمان آستمپر کردن ۱۵۰ دقیقه (×۴۰۰)



شکل ۴ - ریز ساختار آلیاژ ۲ درصد آلومینیوم، دمای آستمپر کردن ۳۳۵ درجه سانتیگراد و زمان آستمپر کردن ۱۵۰ دقیقه (×۴۰۰)

با توجه به اینکه از اهداف اولیه در تولید چدنهای نشکن، به دست آوردن ساختاری با بیش از ۹۰ درصد گرافیت کروی است نیاز به اصلاحاتی در ترکیب شیمیایی شدیداً احساس می‌شود. در این زمینه همان طور که قبلاً اشاره شد عناصری از قبیل سریم تا حدودی می‌تواند این نقیصه را برطرف کند. با توجه به اینکه چنین عنصری برای در صد‌های بسیار پایین آلومینیم موثر است لزوم استفاده از عناصر دیگر مورد بررسی و تحقیق قرار گرفت. نتیجتاً با استفاده از در صد‌های ثابتی از مس و نیکل حتی در مقادیر بالای آلومینیم نیز ساختاری با گرافیت کروی تولید گردید. شکل‌های ۳ تا ۶ شکل کاملاً کروی گرافیت در در صد‌های متفاوت آلومینیم را نشان می‌دهد.

ب - بررسی خواص مکانیکی

در این گروه از آلیاژها، خواص بهینه معطوف به درصد خاصی از عنصر آلومینیم نیست و با انتخاب صحیح عملیات حرارتی می‌توان به ویژگیهای مطلوبی دست پیدا کرد. با توجه به نتایج بدست آمده، به آلیاژهای با کیفیت برتر این گروه تحت شرایط عملیات حرارتی اشاره خواهد شد. در دمای آستنیت‌کردن ۸۹۰ درجه سانتیگراد متناسب با دما و زمان آستمپر کردن درصد آلومینیم آلیاژ می‌تواند در تعیین نوع بهینه مؤثر باشد به عنوان مثال:

- در دمای آستمپر کردن ۲۸۵ درجه سانتیگراد چدن‌ها با ۲-۵/۰ درصد آلومینیم که به مدت زمان حدود ۱۵ دقیقه آستمپر شده اند دارای خواص بهینه هستند (جدول ۳).

- در دمای آستمپر کردن ۳۳۵ درجه سانتیگراد آلیاژهایی با ۲-۵/۰ درصد آلومینیم که به مدت ۱۵۰ دقیقه آستمپر شده اند، استحکام ضربه ای بالا و انرژی شکست زیادی را نشان می‌دهند و ضمناً از سختی و استحکام نسبتاً خوبی برخوردار هستند (شکل‌های ۷ تا ۹).

در دمای آستمپر کردن ۳۷۵ درجه سانتیگراد آلیاژ ۵/۰ درصد آلومینیم که به مدت ۳۰ دقیقه و آلیاژ ۲ درصد آلومینیم که به مدت ۱۵ دقیقه آستمپر شده‌اند خواص مکانیکی بهینه‌ای دارند (جدول ۴).

همان طور که قبلاً اشاره شد با تغییر دمای آستنیت‌کردن از ۸۹۰ درجه سانتیگراد به ۹۹۰ درجه سانتیگراد، خواص مکانیکی آلیاژهایی با بیش از ۲ درصد آلومینیم خصوصاً آلیاژ ۴/۸ درصد

جدول ۲ - ترکیب شیمیایی آلیاژهای ریخته شده

ردیف نام آلیاژ	ترکیب اسمسی			ترکیب شیمیایی حقیقی								
	%Al	%Cu	%Ni	%C	%Al	%Cu	%Ni	%Si	%Mn	%S	%P	%Mg
۱ چدن شماره ۱	۰	۰	۰	۳/۴۸	۰/۰۲	۰/۰۶	۰/۰۲	۲/۵۶	۰/۱۴	۰/۰۱۵	۰/۰۳	۰/۰۵
۲ چدن شماره ۲	۰/۸	۰	۰	۳/۶۱	۰/۷۹	۰/۰۶	۰/۰۲	۲/۵۹	۰/۱۸	۰/۰۰۷	۰/۰۳	۰/۰۵
۳ چدن شماره ۳	۱/۱	۰	۰	۵/۳۲	۱/۱۳	۰/۰۴	۰/۰۲	۲/۱۵	۰/۱۵	۰/۰۰۸	۰/۰۲	۰/۰۵
۴ چدن شماره ۴	۳/۵	۰	۰	۴/۴۹	۳/۶۴	۰/۰۵	۰/۰۲	۲/۰۲	۰/۱۶	۰/۰۰۵	۰/۰۳	۰/۰۶
۵ چدن شماره ۵	۸/۵	۰	۰	۳/۹۶	۸/۴۶	۰/۰۵	۰/۰۲	۱/۵۹	۰/۱۲	۰/۰۱۲	۰/۰۲	۰/۰۴
۶ چدن غیر آلیاژی	۰	۰	۰	۳/۶۶	۰/۲۲	۰/۰۷	۰/۰۳	۲/۴۰	۰/۲۲	۰/۰۰۱	۰/۰۴	۰/۰۴
۷ چدن ۰ درصد آلومینیوم	۱/۸	۰/۷	۰	۳/۷۰	۰/۱۵	۱/۷۳	۰/۶۹	۱/۷۹	۰/۰۳	۰/۰۰۹	۰/۰۳	۰/۰۵
۸ چدن ۰/۵ آلومینیوم	۰/۵	۱/۸	۰/۷	۳/۷۶	۰/۵۲	۲/۰۵	۰/۸۶	۲/۱۴	۰/۱۷	۰/۰۰۴	۰/۰۳	۰/۰۸
۹ چدن ۲ آلومینیوم	۲	۱/۸	۰/۷	۳/۸۵	۲/۰۶	۲/۰۴	۰/۴۶	۲/۵۱	۰/۳۰	۰/۰۱۱	۰/۰۸	۰/۰۵
۱۰ چدن ۴/۸ آلومینیوم	۴/۸	۱/۸	۰/۷	۴/۰۲	۴/۷۸	۱/۴۹	۰/۷۳	۲/۵۴	۰/۱۵	۰/۰۱۲	۰/۰۲	۰/۰۶

نتایج حاصل از آزمایشها و بررسی آنها

الف - بررسی ریز ساختار

بطور کلی نمونه های ریخته شده را می توان به دو گروه تقسیم کرد. گروه اول شامل نمونه های شماره ۱ الی ۵ هستند که صرفاً در جهت بررسی تاثیرات افزایش درصد آلومینیوم بر شکل گرافیتها تهیه شده اند. همانگونه که ترکیب شیمیایی این نمونه ها (جدول شماره ۱) نشان می دهد به ترتیب درصدهای آلومینیوم افزایش پیدا کرده است. نکته قابل توجه، تاثیر نامطلوب و مخرب آلومینیوم بر شکل گرافیت های کروی است. مقایسه شکل ۱ مربوط به نمونه شماره ۱ با شکل ۲ مربوط به نمونه شماره ۵ این موضوع را به خوبی نشان می دهد.

تحقیقات انجام شده در مورد اثرات مخرب آلومینیوم بر شکل گرافیتها بیانگر این واقعیت است که آلومینیوم باعث ابقای گوگرد که عامل تشکیل گرافیت لایه ای است می گردد [۸]. در این ارتباط اشاره می شود که حتی زمانی که گوگرد در حد طبیعی باشد آلومینیوم اثر مضر بر شکل گرافیتها در چدنهای نشکن دارد. از عناصری که تا حدودی در آلیاژهای با درصد بسیار پایین آلومینیوم این اثر نامطلوب را خنثی می کند از سریم می توان نام برد [۹].

کردن ۸۹۰ درجه سانتیگراد است؛ در حالی که با افزایش درصد آلومینیوم به بیش از ۲ درصد دمای آستنیته کردن نیز باید به دماهای بالاتر نظیر ۹۹۰ درجه سانتیگراد افزایش داده شود. همچنین مشخص شد که اضافه شدن آلومینیوم به این خانواده از چدن‌ها در دماهای ۷۰۰ درجه سانتیگراد و بالاتر، بهبود قابل ملاحظه‌ای در مقاومت اکسیداسیون آنها ایجاد می‌کند.

مقدمه

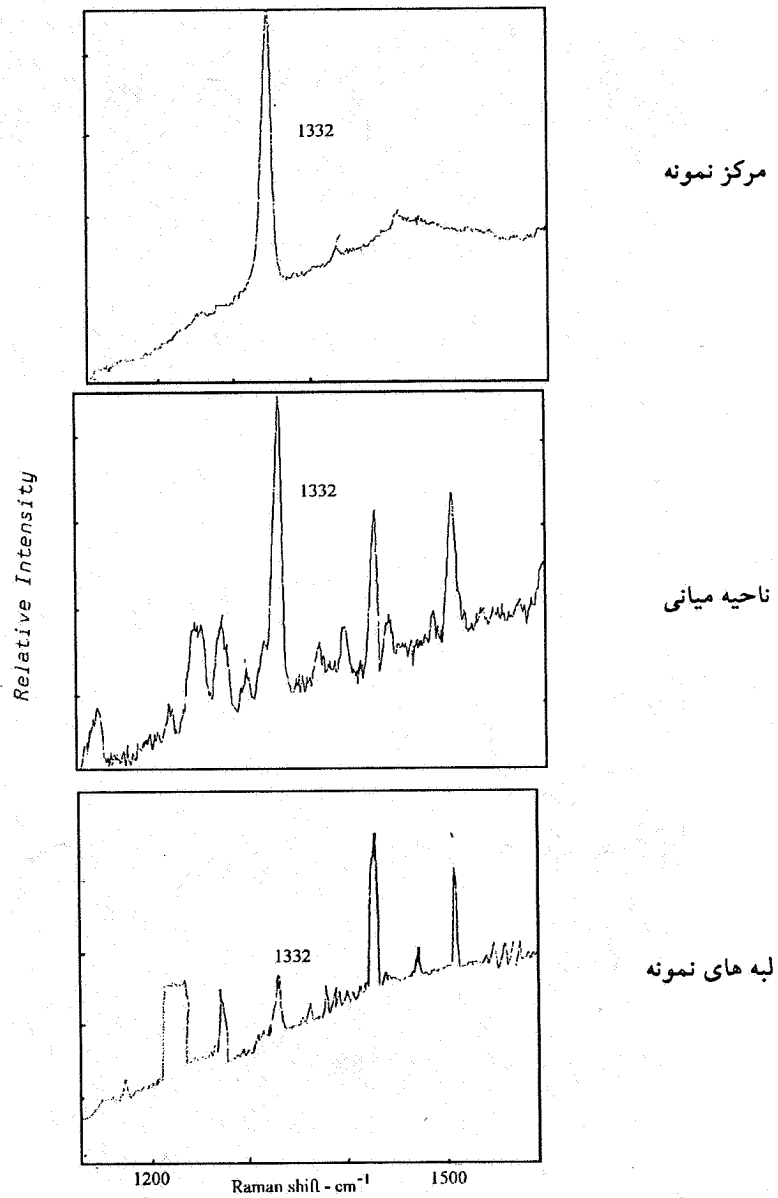
تولید چدن‌های نشکن آستمپر شده با توجه به ویژگی‌های منحصر به فرد آن در سال‌های اخیر توجه زیادی را جلب کرده و امروزه شاهد تحولات زیادی در بهبود این نوع چدن‌ها هستیم. از آنجایی که مهمترین عامل کنترل کننده در خواص مکانیکی قطعات تولید شده ترکیب شیمیایی این آلیاژهاست، آزمایش‌های فراوانی در مورد بکارگیری ترکیبات متفاوت انجام گرفته است بگونه‌ای که درصدهای مختلف از عناصر مس، نیکل، مولیبدن، قلع و ... به چدن‌های نشکن آستمپر شده افزوده شده [۱ تا ۵] و این تحقیقات عمدتاً در راستای حصول استحکام و قابلیت انعطاف بالا و افزایش سختی پذیری متمرکز بوده است.

بنابراین دور از انتظار نیست که عنصر آلومینیوم با داشتن خواص ویژه‌ای همچون افزایش مقاومت خوردگی و مقاومت در برابر اکسیداسیون در درجه حرارت‌های بالا، افزایش سختی و ... به عنوان عنصر آلیاژی در این نوع چدن‌ها مورد مطالعه قرار گیرد. در این ارتباط تعیین شرایط مناسب ذوب، انتخاب صحیح آلیاژ و درجه حرارت‌ها و زمان‌های مناسب عملیات آستنیته کردن و آستمپر کردن برای تولید آلیاژهای مطلوب ضروری است.

چدن‌های حاوی آلومینیوم ویژگی‌های جالبی از قبیل مقاومت در برابر پوسته شدن در دماهای بالا و استحکام خزشی خوب در محدوده دمای ۸۹۰ - ۵۳۰ درجه سانتیگراد را دارا هستند. به علاوه نشان داده شده است که در دمای بالا، مقاومت در برابر اکسیداسیون و خواص مکانیکی چدن‌های نشکن به مراتب بهتر از چدن‌های خاکستری با درصدهای معادل آلومینیوم است [۶ و ۷].

مراجع

1. *1st Int. Conf. on the New Diamond Science and Technology*, Program and Book of Abstracts, Tokyo, 1988.
2. *1st Int. Symp. on Diamond and Diamond - Like Films*, the Electrochemical Society. Inc., Pennington, NJ, 1989.
3. *Extended Abstracts, Technology Update on Diamond Films*, Ed. R.P.H.Chang, David Nelson, Akio Hiaki, 1989.
4. "*Diamond 91*", *2nd European Conf. on Diamond, Diamond - Like and Related Coatings*, Program and Book of Abstracts, Nice, 1991.
5. Spear, K.E., "Diamond-Ceramic Coating of the Future", *J. Am. Ceramic Soc.*, Vol. 22, No.2, pp. 171-91, 1989.
6. Bachmann, P.K., "Diamond Deposition", *Adv. Mater.*, Vol.2, No.4, pp. 195-199, 1990.
7. Golozar, M.A., McColl, I.R., Grant, D.M. and Wood, J.V., "Combustion Flame Grown Diamond Films", *2nd European Conf. on Diamond, Diamond- Like and Related Coatings*, Program and Book of Abstracts, Nice, 1991.
8. Golozar, M.A., "The Processing and Characteristics of Diamond Coatings *Research Report*, Department of Materials Engineering and Materials Design, University of Nottingham, U.K., 1991.
9. Golozar, M.A., McColl, I.R. and Wood, J.V., "The Nucleation and Growth of Diamond Coatings", Presented, *MRS 1992 Spring Meeting*, San Francisco, USA.



شکل ۹ - مقایسه نتایج حاصل از اسپکتروسکوپی رامان مربوط به نواحی مختلف پوشش شکل ۸

کریستالهای منفرد الماس نیز تابع دمای نمونه است. بدین صورت که در زمان ثابت ۱۰ دقیقه، درشت‌ترین کریستالها در دمایی در محدوده ۹۵۰-۸۵۰ درجه سانتیگراد تشکیل می‌شود. با کاهش دما از اندازه کریستالهای الماسی و تعداد آنها کاسته شد، ولی کریستالهای کاملاً متبلور با اشکال هندسی منظم تشکیل گردید. این پدیده در دماهای زیر ۷۵۰ درجه سانتیگراد به طور مشخصتر و با وضوح بیشتر دیده شد. از سوی دیگر، در دماهای بالاتر از ۱۰۵۰ درجه سانتیگراد تعداد کمتری از کریستالهای کوچکتر الماس و با سطوح اچ شده در همان مدت ۱۰ دقیقه تشکیل شد. در رابطه با اثر دما، گزارشهای موجود صرفاً مؤید افزایش ضخامت پوشش الماس و یا اندازه کریستالهای الماسی در اثر افزایش زمان آزمایش است.

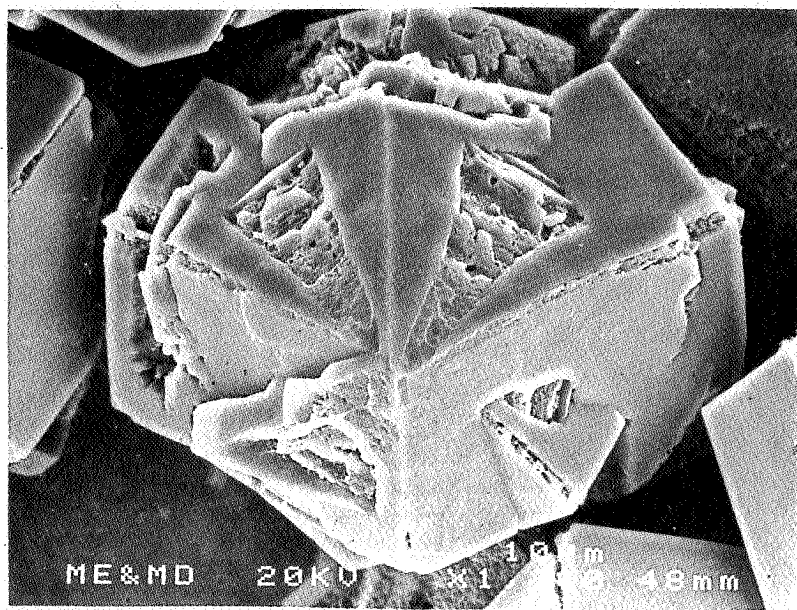
اثر ابعاد نمونه

همانگونه که اشاره شد، الماس فقط در سطحی از نمونه که با ناحیه میانی (ناحیه غنی از استیلن) شعله برخورد داشته باشد تشکیل می‌شود. نتایج حاصل از بررسیها و مطالعات میکروسکوپی الکترونی انجام گرفته بر روی پوششهای تشکیل شده در سطح نمونه های مولیبدنی با قطر ۱۰ میلیمتر مؤید بر حضور سه ساختار میکروسکوپی کاملاً متفاوت تحت شرایط فوق است. این سه ساختار عبارتند از: کریستالهای کاملاً متبلور شده منتهی به صفحات کریستالوگرافی در ناحیه مرکزی، دانه های کاملاً کروی بدون هیچگونه اثری از تبلور و یا صفحات کریستالوگرافی در منطقه خارجی و بالاخره دانه های ستونی منتهی به صفحات کریستالوگرافی در ناحیه میانی بین مناطق قبلی. مجموعه ای از ساختارهای فوق الذکر در یک نمونه که در ۸۵۰ درجه سانتیگراد به مدت ۸۰ دقیقه و نسبت اکسیژن به استیلن برابر ۹/۰ پوشش داده شده در شکل ۸ نشان داده شده است. کیفیت پوششهای تشکیل شده تحت شرایط مزبور توسط اشعه ایکس و اسپکتروسکوپی رامان مطالعه گردید. مقایسه نتایج حاصل از اسپکتروسکوپی رامان در شکل ۹ نشان داده شده است. همانگونه که ملاحظه می‌شود، ناحیه مرکزی پوشش تشکیل شده دارای مشخصات ویژه مربوط به پوششهای الماسی با کیفیت عالی است. از سوی دیگر، با دور شدن از این ناحیه و نزدیک شدن به پوشش تشکیل شده در بخش خارجی نمونه، پیکهای مربوط به الماس با کیفیت خوب به تدریج تضعیف

اثر دمای نمونه

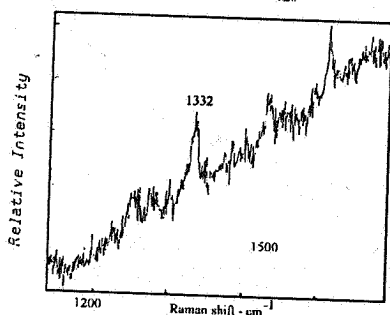
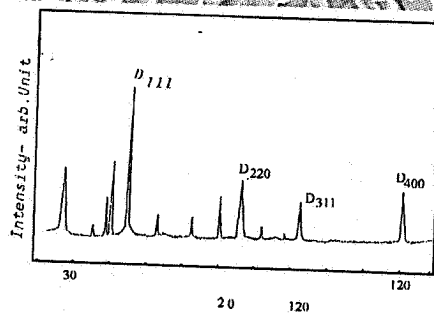
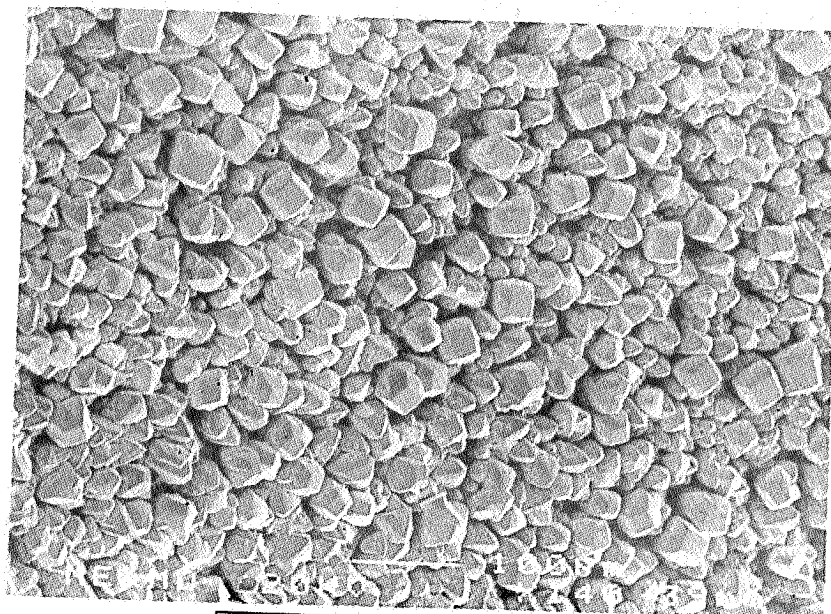
تشکیل الماس و پوششهای الماسی در محدوده دمای ۱۲۵۰-۲۵۰ درجه سانتیگراد و نسبت اکسیژن به استیلن برابر ۰/۹-۰/۸۵، مورد بررسی قرار داده شد. نتایج حاصل نشان می‌دهد که در دماهای بالاتر از ۱۱۵۰ درجه سانتیگراد فقط کریستالهای منفرد الماسی تشکیل می‌شود و امکان تشکیل پوشش پیوسته و یکنواخت وجود ندارد. به علاوه دیده شد که در سطوح، کریستالهای الماسی به طور موضعی اچ شده و این اثر با افزایش دما به طور شدیدی افزایش می‌یابد. از سوی دیگر در دماهای کمتر از ۴۵۰ درجه سانتیگراد مجدداً تشکیل پوشش پیوسته و یکنواخت با مشکل مواجه شد و فقط امکان تشکیل کریستالهای منفرد وجود داشت. به عبارت دیگر می‌توان گفت که، در دماهای کمتر از ۴۵۰ درجه سانتیگراد، چسبندگی و تشکیل پیوند بین کریستالهای الماسی و سطح فلز کاهش یافته و لذا ابقای کریستالهای تشکیل شده بر روی سطح با مشکل مواجه می‌شود. نتایج حاصل از بررسیهای اشعه ایکس و اسپکتروسکوپی رامان مؤید الماس بودن کریستالهای تشکیل شده تحت شرایط فوق الذکر است. نتایج حاصل نشان داد که در محدوده دمای ۱۰۵۰-۷۵۰ درجه سانتیگراد، امکان تشکیل پوشش پیوسته و یکنواخت بر روی سطح نمونه وجود دارد. تحت شرایط فوق بهترین دامنه دما برای تشکیل پوشش الماسی با کیفیت عالی (ضخامت یکنواخت، پیوستگی خوب، چسبندگی عالی و تشکیل کریستالهای کاملاً متبلور و بدون عیب نظیر اچ شدن و یاترکهای سطحی) بین ۸۵۰ الی ۹۵۰ درجه سانتیگراد تشخیص داده شد. ضخامت و پیوستگی این پوششها توسط میکروسکوپ الکترونی و چسبندگی، با مقایسه آنها با یکدیگر ارزیابی گردید. نقش دما بر کیفیت و شرایط سطحی پوششهای الماسی در شکل ۷ خلاصه شده است.

نتایج حاصل از این تحقیق (در محدوده ۴۵۰ الی ۱۰۰۰ درجه سانتیگراد) با نتایج ارائه شده توسط دیگران [۲ و ۳] همخوانی دارد. مع هذا، گزارشهایی مبنی بر چگونگی تشکیل و توزیع الماسی / پوشش الماسی در دماهای پایین نظیر کمتر از ۴۵۰ درجه سانتیگراد و یا دماهای بالا نظیر بیشتر از ۱۰۰۰ درجه سانتیگراد انتشار نیافته است.



شکل ۵ - تصویر میکروسکوپی الکترونی از پدیده اچ شدن در سطوح کریستالهای الماسی تشکیل شده در نسبت اکسیژن به استیلن برابر با ۰/۹۵

با افزایش نسبت اکسیژن به استیلن به بیش از ۰/۹۵ پدیده اچ شدن تشدید شده و از پیوستگی پوشش الماسی کاسته شد. اعتقاد بر این است [۸] که علت اچ شدن کریستالهای الماسی در نسبتهای اکسیژن به استیلن برابر ۰/۹۵ و بیشتر از آن به دلیل از بین رفتن حالت پایدار و آرام شعله و تلاطم به وجود آمده در آن تحت شرایط موجود است. این امر احتمالاً همراه با افزایش موضعی دما در سطوح کریستالهای الماسی تشکیل شده است با افزایش نسبت اکسیژن به استیلن به بیش از ۰/۹۵ ناحیه غنی از استیلن شعله محدود شد و در حوالی نسبت اکسیژن به استیلن برابر واحد، ناحیه مزبور به طور کامل حذف گردید و لذا تحت شرایط فوق امکان تشکیل پوشش الماسی توسط مشعل وجود ندارد. در شکل ۶، اثر نسبت اکسیژن به استیلن در تشکیل و کیفیت پوششهای الماسی خلاصه شده است. گرچه به پدیده اچ شدن سطوح کریستالی الماسی در نسبت اکسیژن به استیلن نزدیک واحد در



شکل ۳ - پوشش تشکیل شده در نسبت اکسیژن به استیلن برابر ۰/۸

همچنین اثر زمان آزمایش و موقعیت نقاط مختلف نمونه در مقایسه با شعله مطالعه می‌شود. برای ارزیابی کیفیت پوششهای تولید شده از میکروسکوپ الکترونی، اشعه ایکس و اسپکتروسکوپی رامان استفاده شده است.

نتایج حاصل و ارزیابی آنها

اثر نسبت اکسیژن به استیلن

نتایج حاصل از به کارگیری نسبتهای مختلف اکسیژن به استیلن نشان داد که در نسبتهای مساوی و کمتر از $0/7$ فاز سیاه رنگ غیر متبلوری (گرافیت) بر روی سطح نمونه تشکیل می‌شود (شکل ۲). با افزایش نسبت گاز اکسیژن به استیلن به تدریج از فاز گرافیت کاسته شد و درازای آن فاز متبلور الماسی جایگزین گردید. تحت شرایط فوق، تشکیل کریستالهای الماسی ابتدا از مرکز شعله شروع شد و با افزایش نسبت اکسیژن به استیلن وسعت بیشتری یافت. در نسبت اکسیژن به استیلن بیش از $0/8$ سطح نمونه ای به قطر 5 میلیمتر از دانه های متبلور الماس پوشیده شد. در شکل ۳، نتایج برای نسبت $0/8$ نشان داده شده است. گرچه تشکیل کریستالها و پوششهای الماسی متبلور در نسبت اکسیژن به استیلن برابر با $0/85$ به طور کامل امکانپذیر است، مع هذا نتایج حاصل از بررسیهای انجام گرفته بر روی پوششهای تشکیل شده در نسبتهای بالاتر اکسیژن به استیلن نشان داد که با افزایش نسبت اکسیژن به استیلن به $0/9$ کیفیت پوشش الماسی تشکیل شده افزایش می‌یابد (شکل ۴). در حقیقت در نسبتهای اکسیژن به استیلن در محدوده $0/8-0/9$ ، تمایل به تشکیل دانه های ستونی منتهی به صفحات کریستالوگرافیکی در ناحیه خارجی منطقه غنی از استیلن شعله وجود دارد. این تمایل با کاهش نسبت اکسیژن به استیلن افزایش و با ازدیاد نسبت اکسیژن به استیلن در محدوده $0/8-0/9$ کاهش یافت. با افزایش نسبت اکسیژن به استیلن به $0/95$ و بیشتر از آن، پدیده اچ شدن در سطوح کریستالی دانه های الماس دیده شد (شکل ۵). با این وجود نتایج حاصل از مطالعات با اشعه ایکس و اسپکتروسکوپی رامان تشکیل الماس با کیفیت عالی را تأیید می‌کند.

مقدمه

از جمله زمینه های تحقیقاتی - کاربردی که در سالهای اخیر مورد توجه خاص محققان و مهندسان قرار گرفته الماس و پوششهای الماسی است. این امر از خواص منحصر به فرد الماس در مقایسه با دیگر مواد مهندسی شناخته شده در طبیعت نظیر بالاترین ضرایب سختی، هدایت حرارتی، مقاومت الکتریکی و تحرک حفره الکترونی ناشی می شود. الماس در برابر گرما، اسیدها و تشعشعات نیز بسیار مقاوم است [۱ تا ۵].

در میان تکنیکهای تهیه الماس و پوششهای الماسی به روش مصنوعی، روش استفاده از مشعل جوشکاری یا شعله از جایگاه ویژه ای برخوردار است. از مهمترین مزایای این روش سادگی و هزینه کم آن است. در عوض این تکنیک به دقت بسیار زیادی نیاز دارد زیرا تشکیل الماس توسط این روش به راحتی امکان پذیر نیست. در مقایسه با تکنیکهای دیگر [۵ و ۶] روش مزبور از قدمت تاریخی بسیار کمتری برخوردار است و نتایج تحقیقات گزارش شده به سالهای اخیر محدود می شود.

تشکیل الماس توسط مشعل مستلزم سوخت مخلوط مشخصی از اکسیژن و استیلن به نحوی است که شعله مناسبی مشتمل بر سه ناحیه داخلی، میانی (که غنی از استیلن است) و خارجی تشکیل شود (شکل ۱). طبیعت شعله، تعداد نواحی و همچنین وسعت هر یک از نواحی مزبور به نسبت گازهای مصرفی و دبی آن بستگی دارد. در نسبتهای اکسیژن به استیلن بیشتر از واحد، فقط دو ناحیه داخلی و خارجی تشکیل شده و ناحیه غنی از استیلن حذف می شود، در حالیکه در نسبتهای کمتر از واحد سه ناحیه مزبور به وجود می آید و با کاهش نسبت، وسعت ناحیه غنی از استیلن (ناحیه میانی) افزایش می یابد.

امکان و سرعت تشکیل الماس و کیفیت و کارایی پوشش به پارامترهای متعددی از جمله درجه خلوص، دبی و نسبت گازهای اکسیژن به استیلن، جنس و دمای نمونه، نحوه آماده سازی و شرایط سطحی نمونه و بالاخره موقعیت شعله بستگی دارد. نتایج حاصل از تحقیقات انجام گرفته در سالهای اخیر چگونگی تأثیر برخی از این پارامترها را نشان می دهد [۷ تا ۱۲].

مراجع

- ۱- رحیمی پور، م.ر.، بررسی اثر عوامل متالورژیکی بر روی خواص مکانیکی و بالیستیکی زره‌های فولادی و تولید صنعتی آن، پایان نامه کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان، ۱۳۷۰.
2. Hicky, C. F., "Toughness Data for Monolithic High - Hardness Armor Steel in Fatigue and Fracture Toughness-Cryogenic Behavior", *ASM*, 1973.
3. *Steel Armor Plate, Wrought, High-Hardness*, Army Materials and Mechanics Research Center, AMMRE Pd-100, 14 Nov. 1968.
4. Yoshiyuki, Tomita and Kunio, Okabayashi, "Mechanical Properties of 0.40 Pct. C-Ni-Cr-Mo High Strength Steel Having a Mixed Structure", *Met. Trans. A*, Vol . 16A, p. 73, 1985.
5. Sachs, G., "Survey of Low Alloy Aircraft Steels Heat Treated to High Strength Levels", *WADC TR* , pp. 53-254(Part 4), Wright-Patterson AFB, OH, Dec.1953.
6. Grotke, G.E. et al, "Some Observation of Weldability of Quenched and Tempered High-Yield-Strength Alloy Steels", *Conference Proceedings*, U.S. Navy Bureau of Ships, Washington D.C. p. 34, 1960.