

جهت خرید فایل word به سایت [www.kandoo.cn.com](http://www.kandoo.cn.com) مراجعه کنید  
یا با شماره های ۰۹۳۶۶۰۲۷۴۱۷ و ۰۹۳۶۶۴۰۶۸۵۷ و ۰۶۶۴۱۲۶۰-۰۵۱۱ تماس حاصل نمایید

اثر بسیار مهم دما بر تنش

آستانه ای

چکیده :

بررسی ماهیت تنش آستانه ای، روش های اندازه گیری تئوری و عملی، عوامل موثر و چگونگی محاسبه تنش آستانه ای از جمله مسایل مهمی است که کمتر در مقالات به آن اشاره شده است. هر چند مقالات و منابع مرتبط با تنش آستانه ای بسیار محدود است لیک در این پروژه سعی گردیده تا حدودی با این مبحث آشنا شویم.

آنچه در مورد تنش آستانه ای به نظر می رسد این مطلب است که با خزش ارتباطی نزدیک داشته و می توان با استفاده از نمودارهای خزش آن را تحلیل کرد.

در واقع می توان گفت تنش آستانه ای به دلیل اندر کنش نابجایی ها با ذرات و اثر متقابل آنها برهم ایجاد می شود. به بیان دیگر عدم تقارن نیروی صعود ناشی از عدم تقارن شبکه علت اصلی پیدایش تنش آستانه ای است. این تنش را می توان با استفاده از روش برونمایی بر روی نمودار تنش - کرنش و یا باروابط موجود بدست آورد. از جمله پارامترهای موثر بر آن دما می باشد که با افزایش آن تنش آستانه ای بشدت افت می کند.

کلمات کلیدی: خزش، تنش آستانه ای، نرخ کرنش، برون یابی

## ۱- مقدمه :

با پیشرفت بشر و ایجاد تکنولوژی جدید، نیاز انسان به تولید موادی که در دماهای بالا خواص مکانیکی مناسبی از خود نشان می دهند، افزایش پیدا کرده است. برای پاسخگویی به این نیاز شناخت مکانیزم هایی که در شرایط دمای بالا اتفاق می افتد لازم است. آزمایش خزش از جمله آزمایشاتی است که به خوبی می تواند جوابگوی این نیاز باشد.

محققان با بررسی در آلیاژهای آلومینیوم به نتایج جالبی در مورد اثر تنش آستانه ای رسیده اند. در این پروژه سعی می کنیم با تفکیک اثرات ۷ این تنش بر روی مواد مختلف نتیجه ای قابل لمس از مبحث مطروحه بدست آوریم. البته مقالات در این زمینه بسیار انگشت شمار و پیوستگی این مقالات محدود هم کاری دشوار.

هدف اصلی از این بررسی اثر بسیار مهم دما بر تنش آستانه ای است که با توجه به این موضوع اهمیت بحث حاضر مشخص می شود.

قبل از ورود به مبحث اصلی لازم است مروری بر فولادهای میکروآلیاژی داشته باشیم.

### ۱-۱- فولادهای کم آلیاژی:

فولادهای کربنی با یک یا چند عنصر کرم، نیکل، مس، مولیبدن، فسفر و وانادیوم، به مقادیر چند درصد یا کمتر از فولاد کم آلیاژی می نامند. مقادیر بالا از عناصر آلیاژی معمولاً برای خواص مکانیکی و سختی پذیری است.

#### ۱-۱-۱- اثرات افزودنی های میکروآلیاژ کننده :

این بخش بر روی فولادهای پرلیت - فریت میکروآلیاژ شده تاکید کرده است، که از افزودنی های عناصر آلیاژ کننده مثل نیوبیوم و وانادیوم برای بالا بردن کربن و یا محتوای منگنز استفاده می کند (و به این ترتیب توانایی حمل بار بالا می رود) بررسی های گسترده در طول دهه ۱۹۶۰ بر روی اثرات نیوبیوم و وانادیوم روی خصوصیات مواد یا مصالح درجه ساختمانی باعث کشف این موضوع گردید که مقادیر کم نیوبیوم، وانادیوم هر کدام (۰/۱۰٪) فولادهای استاندارد کربن - منگنز را بدون تداخل با بعمل آوری بعدی مستحکم و قوی می سازند مقدار کربن نیز می تواند کم شود تا هم قابلیت جوش را بالا ببرد و هم چقرمگی را، چون اثرات مقاومت دهندگی نیوبیوم و وانادیوم بخاطر کاهش در استحکام ناشی از کاهش در مقدار کربن جبران می شوند.

خصوصیات مکانیکی فولادهای کم آلیاژ دارای استحکام بالای میکرو آلیاژ شده ، فقط در صورت افزایش عناصر میکرو آلیاژ کننده حاصل می شوند . لازمه ی وجود آستنیت که به اثرات پیچیده طرح آلیاژ و تکنیک های نورد کاری بستگی دارد ، نیز یک فاکتور مهم در تصفیه دانه ای فولادهای کم آلیاژ دارای استحکام بالای نورد گرم است . تصفیه دانه ای در صورت وجود آستنیت با روش های نورد کاری کنترل شده ، باعث چقرمگی بالا و استحکامهای تسلیم زیاد در رنج ۳۴۵ تا ۶۲۰ مگا پاسکال (۹۰ تا ۵۰ ksi) می شود.

این توسعه فرآیندهای نوردکاری کنترل شده همراه با طرح آلیاژ، سطوح استحکام تسلیم بالایی را تولید کرده است که با پایین آمدن تدریجی مقدار کربن توام می باشد بسیاری از فولادهای کم آلیاژ دارای استحکام بالا میکروآلیاژ شده اختصاصی ، مقادیر کربن به کمی ۰/۶٪ و یا حتی کمتر دارند ، با این حال هنوز می توانند استحکام تسلیم حدود ۴۸۵ مگا پاسکال (۷۰ ksi) را توسعه داده و ایجاد نمایند . استحکام تسلیم بالا ، با اثرات ترکیبی اندازه دانه ریز ایجاد شده و در طول نورد کاری گرم کنترل شده و استحکام دهندگی رسوب حاصل می شود که این خصوصیت ناشی از حضور وانادیوم ، نیوبیوم و تیتانیوم است . [۱]

۱-۲- انواع گوناگون فولادهای فریت - پرلیت میکروآلیاژ شده عبارتند از :

۱-۲-۱- فولادهای میکروآلیاژ شده وانادیوم

۱-۲-۱-۱- فولادهای میکروآلیاژ شده نیوبیوم

۱-۲-۱-۱-۱- فولادهای میکروآلیاژ شده وانادیوم - نیوبیوم

۱-۲-۱-۱-۱-۱- فولادهای مولبدن - نیوبیوم

۱-۲-۱-۱-۱-۱-۱- فولادهای میکروآلیاژ شده وانادیوم - نیتروژن

۱-۲-۱-۱-۱-۱-۱-۱- فولادهای میکروآلیاژ شده تیتانیوم

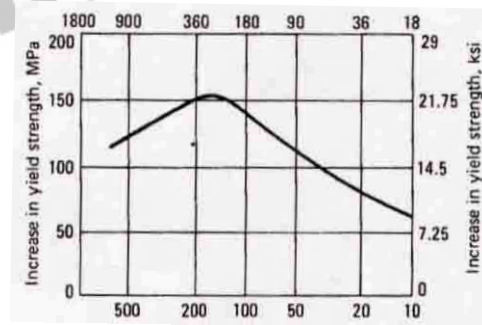
۱-۲-۱-۱-۱-۱-۱-۱-۱- فولادهای میکروآلیاژ شده نیوبیوم - تیتانیوم

۱-۲-۱-۱-۱-۱-۱-۱-۱-۱- فولادهای میکروآلیاژ شده تیتانیوم - وانادیوم

۱-۲-۱-۱- فولادهای میکروآلیاژ شده وانادیوم :

تهیه و توسعه فولادهای حاوی وانادیوم مدت کوتاهی پس از تهیه فولادهای هوازدگی رخ می دهد و محصولات نورد شده صاف با بیش از ۱۰٪ وانادیوم بطور وسیعی در شرایط نورد گرم بکار می روند فولادهای حاوی وانادیوم نیز در شرایط نورد کنترل شده ، نرمال شده و یا کوئنچ و تمپر شده بکار می روند .

وانادیوم با تشکیل ذرات رسوب ریز ( با قطر ۵ الی ۱۰۰ نانومتر ) ( CN ) V در فریت در طول سرد سازی پس از نورد گرم به قوی ساختن کمک می کند . این رسوبات وانادیوم ، که به پایداری رسوبات نیویوم نیستند ، محلول در همه دماهای عادی نورد کاری هستند که برای ایجاد فریت دانه ریز مفید می باشند قوی ساختن به وسیله وانادیوم ، بین ۵ تا ۱۵ مگا پاسکال ( ۲ ksi و ۰/۷ ) در هر ۰/۱ ترکیب شیمیایی وانادیوم است و این حد متوسط به مقدار کربن و سرعت سرد سازی حاصل از نورد گرم بستگی دارد ( و بنابراین به ضخامت مقطع نیز بستگی دارد ) سرعت سرد سازی که با دمای نورد گرم و ضخامت مقطع معین می شود بر روی قوی ساختن سطح رسوب در فولاد ۰/۱۵٪ وانادیوم تاثیر می گذارد که در شکل ۱-۱ نشان داده شده است .



شکل (۱-۱) اثر میزان سرد کاری روی افزایش استحکام تسلیم ناشی از قوی ساختن رسوب در یک فولاد ۰/۱۵ درصد وانادیوم [۱]

در سرعت های سرد سازی بالا بیشتر ذرات ( CN ) V در محلول باقی می ماند و بنابراین بخش کوچکتري از ذرات ( CN ) V رسوب کرده و قوی ساختن نیز کاهش می یابد در مورد یک ضخامت مقطع داده شده و محیط سرد سازی ، سرعت های سرد سازی می توانند با افزایش یا کاهش دما قبل از سرد سازی به ترتیب افزایش یافته و یا کاهش یابند. افزایش دما باعث بزرگتر شدن اندازه دانه ای آستنیت می شود در حالیکه کاهش دمای نورد کاری را دشوار تر می سازد .

مقدار منگنز نیز بر روی استحکام دادن فولادهای میکروآلیاژ شده وانادیوم تاثیر می گذارد اثر منگنز روی فولاد وانادیوم نورد شده گرم در جدول (۱-۲) نشان داده شده است با افزایش ۰/۹ درصد منگنز که ناشی از قوی ساختن محلول جامد است . قوی کردن رسوب وانادیوم نیز افزایش می یابد

چون منگنز دمای تغییر شکل آستنیت به فریت را پایین می آورد به این ترتیب باعث پراکندگی رسوب ریزتر می شود. این اثر منگنز روی قوی ساختن رسوب بزرگتر از اثرش در فولادهای نیوبیوم است با اینحال استحکام مطلق در یک فولاد نیوبیوم دارای  $1/2 \text{ Mn}$  فقط حدود ۵۰ مگا پاسکال ( $7 \text{ ksi}$ ) کمتر از فولاد وانادیوم است اما در سطح آلیاژی بسیار کمتری است (یعنی  $nb \ 0/06$ ٪ در برابر  $0/14$ ٪ وانادیوم) سومین عاملی که روی استحکام فولادهای وانادیوم تاثیر می گذارد اندازه دانه ای فریت تولید شده بعد از سرد سازی از دمای آستنیت کننده است. اندازه های دانه ای فریت ریزتر (که نه تنها باعث استحکام های تسلیم بالاتر شده بلکه چقرمگی و شکل پذیری را نیز بالا می برند) می توانند با دماهای تغییر شکل کمتر آستنیت به فریت و یا با شکل گیری اندازه های دانه ای آستنیت ریز تر قبل از تغییر شکل تولید شوند پایین آوردن دمای تغییر شکل که روی قوی ساختن سطح رسوب تاثیر می گذارد می تواند با افزودن آلیاژ و یا با سرعت های سردسازی افزایش یافته ایجاد شود در مورد یک سرعت سرد سازی داده شده تصفیه اندازه دانه فریت و تصفیه اندازه دانه آستنیت در طول نورد کاری صورت می گیرد.

اندازه دانه آستنیت فولادهای نورد گرم با تبلور مجدد و رشد دانه ای آستنیت در طول نورد کاری معین می شود فولادهای نورد گرم وانادیوم معمولاً دستخوش نوردکاری قراردادی قرار می گیرند اما با نورد کنترل شده تبلور مجدد تولید می شود. با نورد کاری قراردادی فولادهای وانادیوم قوی ساختن مناسب رسوب را تهیه کرده و قوی ساختن نسبتاً کمی را از تصفیه دانه ایجاد می کنند استحکام تسلیم حداکثر فولادهای وانادیوم نورد گرم قراردادی با  $0/25$  درصد کربن و  $0/087$  درصد وانادیوم حدود ۴۵۰ مگا پاسکال ( $65 \text{ ksi}$ ) است. حد عملی استحکام های تسلیم برای فولاد میکرو آلیاژ شده وانادیوم نورد گرم حدود ۴۱۵ مگا پاسکال ( $60 \text{ ksi}$ ) است حتی وقتی تکنیک های نورد کاری کنترل شده بکار روند.

فولادهای وانادیوم که در معرض نورد کاری کنترل شده تحت تبلور مجدد قرار می گیرند نیاز به اضافه کردن تیتانیوم دارند بطوریکه رسوب ریزی از  $\text{TiN}$  تشکیل می شود که رشد دانه آستنیت را بعد از تبلور مجدد محدود می سازد. استحکام های تسلیم از نورد کاری کنترل شده قراردادی به حد عملی حدود ۴۱۵ مگا پاسکال ( $60 \text{ ksi}$ ) محدود شده است که به دلیل فقدان تاخیر تبلور مجدد است وقتی هم استحکام و هم چقرمگی ضربه ای از جمله عوامل مهم باشند در این صورت فولاد نیوبیوم کم کربن و نورد کاری شده کنترل شده قابل ترجیح است (مثل ورقه مقاوم به ترک خوردگی تحریک شده هیدروژن  $X-60$ ) [۱].

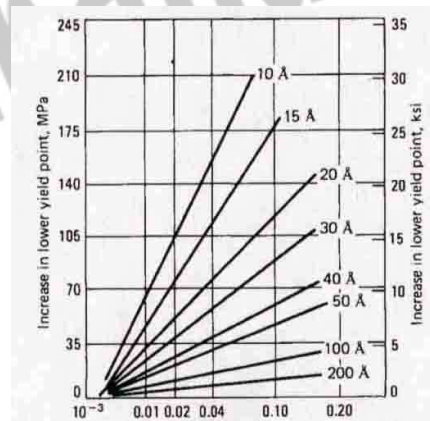
جدول (۱-۱) اثر مقدار منگنز روی قوی ساختن رسوب فولاد میکروآلیاژ شده وانادیوم با

ترکیب پایه ۰/۰۸ درصد کربن و ۰/۳۰ درصد سیلیسیوم [۱]

Vanadium content, %	Yield strength		Change in yield strength	
	MPa	ksi	MPa	ksi
<b>0.3% Mn</b>				
0.00 .....	297	43	0	0
0.08 .....	352	51	55	8
0.14 .....	380	55	83	12
<b>1.2% Mn</b>				
0.00 .....	331	48	0	0
0.08 .....	462	67	131	19
0.14 .....	552	80	221	32

۱-۲-۲- فولادهای میکروآلیاژ شده نیوبیوم :

مثل وانادیوم ، نیوبیوم استحکام تسلیم را با سخت کردن رسوب ، بالا می برد ، میزان افزایش به اندازه و مقدار کاربیدهای نیوبیوم رسوب کرده بستگی دارد .



شکل (۱-۲) اثر کاربید نیوبیوم روی استحکام تسلیم برای اندازه های متفاوت ذرات کاربیدنیوبیوم [۱]

با این حال نیویوم نیز یک تصفیه کننده دانه ای موثر از وانادیوم است. بنابراین اثر ترکیبی قوی کردن رسوب و تصفیه دانه فریت نیویوم، یک عمل قوی کننده موثرتر از وانادیوم می سازد. اضافه کردن نیویوم معمولاً حدود ۰/۰۴٪ تا ۰/۰۲٪ درصد است.

استحکام دهی با نیویوم ۳۵ تا ۴۵ مگا پاسکال (۶ تا ۵ ksi) در هر ۰/۰۱ درصد اضافه کردن است. این استحکام دهی با نقص قابل توجهی از چقرمگی فاز توام می باشد. تا اینکه روندهای نوردکاری ویژه ای تهیه شدند و مقادیر کربن برای جلوگیری از شکل گیری بینیت فوقانی پایین آورده شدند. بطور کلی دماهای پرداخت کاری بالا و عبورهای تغییر شکل نوری در مورد فولادهای نیویوم بکار می روند چون ممکن است باعث افزایش اندازه های دانه های مخلوط و یا فریت و یدمن اشتاتن شود که چقرمگی را ناقص می کند. فولادهای نیویوم با نورد کاری کنترل شده و سرد کردن مستقیم تولید می شوند.

نوردکاری کنترل شده تحت تبلور مجدد فولاد نیویوم می تواند بدون تیتانیوم موثر باشد و این در حالی است که نورد کاری تحت تبلور مجدد فولادهای وانادیوم برای تصفیه ی دانه ای به تیتانیوم نیاز دارد. همچنین نیویوم بسیاری مورد نیاز است و فولادهای تیتانیوم - نیویوم می توانند در دماهای بالاتر نورد کنترل شده تحت تبلور مجدد بشوند. در حال حاضر فولادهای سطح ساحلی با ضخامت بیش از ۷۵ میلیمتر (۳ in) و با استحکام های تسلیم ۳۴۵ تا ۴۱۵ مگا پاسکال (۵۰ تا ۶۰ ksi) بطور معمول تولید می شوند. [۱]

#### ۱-۲-۳- فولادهای میکروآلیاژ شده نیویوم - وانادیوم:

فولادهای میکروآلیاژ دارای نیویوم و وانادیوم استحکام تسلیم بالاتری در شرایط نورد گرم بطور قراردادی نسبت به فولادهای موجود را دارد. مثل فولادهای نورد گرم، فولادهای وانادیوم - نیویوم تقریباً همه از استحکام افزایش یافته اشان به دلیل استحکام دهی به رسوب مشتق می شوند و بنابراین دماهای انتقال بالای شکل پذیر شکننده دارند. اگر فولاد نورد، کنترل شده باشد اضافه کردن نیویوم و وانادیوم با هم از جمله مزایایی برای افزایش استحکام تسلیم و پایین آوردن دماهای انتقالی شکل پذیر شکننده یا تصفیه دانه ای است.

معمولاً فولادهای نیویوم - وانادیوم با مقادیر کربن نسبتاً پایین شناخته می شوند. (کربن کمتر از ۰/۱۰٪) این مقدار پرلایت را کاهش می دهد و چقرمگی، شکل پذیری و قابلیت جوش را بالا می برد. این فولادها، معمولاً به عنوان فولادهای کاهش یافته پرلایت شناخته می شوند. [۱]



#### ۱-۲-۴- فولادهای میکروآلیاژ شده مولیبدن - نیوبیوم :

ممکن است میکروساختمان پرلیت - فریت داشته باشند و یا یک میکرو ساختمان فریت سوزنی داشته باشند ، در فولادهای نیوبیوم، اضافه کردن مولیبدن ، استحکام و تسلیم و استحکام کششی را حدود ۲۰ مگا پاسکال (۳ ksi) تا ۳۰ مگا پاسکال (۴/۵ ksi) به ترتیب در هر ۰/۱ درصد روی رنج تحقیق شده ۰/۲۷ درصد مولیبدن افزایش می دهد ، اثر اصلی مولیبدن روی میکروساختمان تغییر مورفولوژی پرلیت و معرفی بینیت فوقانی به صورت جانشینی جزئی برای پرلیت است . با این حال ، چون مقادیر جداگانه استحکام پرلیت و بینیت تا حدی مشابهند از اینرو پیشنهاد شده است که افزایش استحکام ناشی از قوی ساختن محلول جامد و قوی ساختن زیاد رسوب Nb (CN) حاصله با نیوبیوم - مولیبدن باشد .

واکنش بین مولیبدن و نیوبیوم ( یا وانادیوم ) با اضافه کردن مولیبدن به صورت توزیعی برای افزایش قوی ساختن رسوب پیشنهاد شده است . این اثر به رسوب کاهش یافته در آستنیت به دلیل افزایش در قابلیت انحلال ناشی از کاهش در فعالیت کربن ایجاد شده با مولیبدن نسبت داده شده است . با رسوب کمتر در آستنیت ، رسوبات بیشتری می توانند در فریت تشکیل شوند که باعث بالا رفتن استحکام می شود ، همچنین مولیبدن در خود رسوبات شناسایی شده است ، حضورش ممکن است ، کارایی قوی شدن را با افزایش و تنش های چسبندگی ( پیوستگی ) و یا با افزایش کسر حجم رسوب ، بالا برد ، این فاکتور های متالورژیکی وقتی در رابطه با کارایی نورد کنترل شده برای دماهای زیر دمای AR<sup>۳</sup> در نظر گرفته می شوند، منجر به تهیه فولاد خط لوله نیوبیوم- مولیبدن X-۷۰ مقرون به صرفه تر می شوند . [۱]

#### ۱-۲-۵- فولادهای میکرو آلیاژ شده ی وانادیوم - نیتروژن :

وانادیوم ، به طور قوی تر از نیوبیوم ، با نیتروژن ترکیب می شود و رسوبات نیتريد وانادیوم در فولاد نیتروژن - وانادیوم تشکیل می دهند . افزودنی های نیتروژنی به فولادهای دارای استحکام بالا و حاوی وانادیوم ، از لحاظ تجاری مهم شدند چون افزودنی ها ، سخت کاری رسوب را بالا می برند . سخت کاری رسوب ممکن است با کاهش در چقرمگی فاز همراه باشد ، اما این کاهش اغلب با کم کردن محتوای کربن دیگر صورت نمی گیرد ، رسوب نیتريد وانادیوم نیز به صورت یک تصفیه کننده دانه ای عمل می کند .

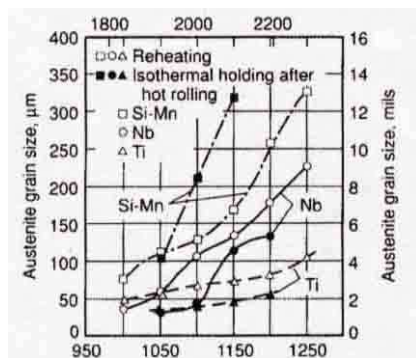
بعضی از تولید کنندگان از افزودنی های نیتروژن استفاده می کنند تا به قوی ساختن رسوب ورقه سرد و کنترل شده با ضخامت بالای ۹/۵ میلیمتر (۰/۳۷۵ in) کمک کنند ورقه های نورد گرم

دارای وانادیوم و دارای ۰/۰۲۲٪ تا ۰/۰۱۸٪ درصد نیتروژن با سرد سازی کنترل شده با ضخامت بالای ۱۶ میلیمتر (۰/۶۲۵ in) و دارای استحکام های تسلیم ۵۵۰ مگا پاسکال (۸۰ ksi) تولید شده اند. با این حال، ترک خوردگی به تاخیر افتاده، یک مشکل اصلی در این فولادهاست. استفاده از نیتروژن، برای فولاد هایی توصیه نمی شود که جوش پذیرند چون اثر مخربی روی چقرمگی فاز در ناحیه ی تحت تاثیر گرما دارد. [۱]

#### ۱-۲-۶- فولادهای میکروآلیاژ شده ی تیتانیوم:

تیتانیوم در فولاد های کم کربن به صورت ترکیباتی شکل می گیرد که تصفیه دانه، قوی ساختن رسوب و کنترل شکل سولفید را فراهم می آورد. با اینحال، چون تیتانیوم نیز یک دی اکسید کننده قوی است، از این رو، تیتانیوم می تواند فقط در فولادهای کاملاً کشته شده به کار رود (آلمینیوم دی اکسید شده) به طوری که تیتانیوم برای شکل دهی ترکیباتی غیر از اکسید تیتانیوم موجود است. از لحاظ تجاری، رسوب فولاد های قوی شده با تیتانیوم با ضخامت بیش از ۵/۹ میلیمتر (۰/۳۷۵ in) و با استحکام تسلیم حداقل متغیر از ۳۴۵ تا ۵۵۰ مگا پاسکال (۵۰ تا ۸۰ ksi) با نورد کاری کنترل شده مورد نیاز برای به حداکثر رساندن استحکام و بالا بردن چقرمگی، تولید می شوند.

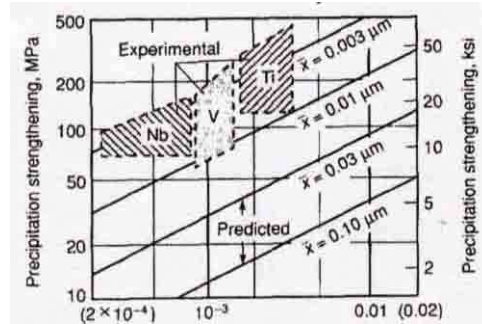
مثل فولادهای نیوبیوم و یا وانادیوم، فولادهای میکروآلیاژ شده تیتانیوم، با مکانیزم هایی مستحکم می شوند که با ترکیبی از تصفیه دانه و استحکام دهی رسوب توام می باشند، ترکیبی که به مقدار افزودنی های آلیاژ و روشهای به عمل آوری بستگی دارد. در فولادهای ریختگی پیوسته و یا مجدداً حرارت داده شده، مقادیر کمی از تیتانیوم (تیتانیوم ۰/۰۲۵ درصد) از جمله تصفیه کننده های دانه موثرند. چون ریشه دانه آستنیت با نیتريد تیتانیوم به تاخیر می افتد (شکل الف ۱-۳).



شکل (الف ۱-۳) در زبری دانه آستنیت طی گرم کردن مجدد و بعد از نورد گرم برای نگهداری به مدت ۳۰ دقیقه که مقدار تیتانیوم بین ۰/۰۸۰٪ و ۰/۰۲۲٪ درصد می باشد. [۱]

مقادیر کم تیتانیوم در نورد کاری کنترل شده تحت تبلور مجدد نیز موثر است، چون نیتريد تیتانیوم، رشد دانه آستنیت باز متبلور شده را به تاخیر می اندازد. در نورد کاری کنترل شده قراردادی، تیتانیوم، تصفیه کننده دانه متوسط است، که تصفیه کمتر از نیوبیوم را ایجاد می کند اما بیشتر از وانادیوم است.

بنابراین برای قوی کردن رسوب (شکل ۱-۳-ب) مقدار کافی تیتانیوم برای تشکیل کاربید تیتانیوم مورد نیاز است، درصد های کم تیتانیوم (تیتانیوم ۰/۰۲۵ درصد <) اساساً نیتريد تیتانیوم تشکیل می دهند، که روی رشد دانه آستنیت تاثیر دارند اما اثر کم روی قوی کردن رسوب دارند چون رسوب های تشکیل شده در مایع، درشت و ناهموار هستند. افزایش مقدار تیتانیوم منجر به تشکیل آخال های سولفید منگنز حاوی تیتانیوم (Mn,Ti)S می شود و سپس کربوسولفیدهای کرومی،  $Ti_6C_2S_2$  تشکیل می شوند (که کنترل شکل سولفید را انجام می دهند) [۱].



شکل (۱-۳-ب) وابستگی استحکام دهی رسوب روی اندازه متوسط رسوب ( $\bar{X}$ ) و کسر آن مطابق با تئوری و مشاهدات آزمایشی برای افزودنی های میکروآلیاژ کننده ی داده شده [۱]

شکل گیری  $Ti_6C_2S_2$  همراه با شکل گیری کاربید تیتانیوم ( $TiC$ ) است و با آن دنبال می شود ، که می تواند برای قوی کردن رسوب فولادهای کم کربن به کار رود . برای تعیین مقدار تیتانیوم که برای قوی کردن رسوب موجود است ، مقدار کامل تیتانیوم باید برای شکل گیری نیتريد تیتانیوم و کربوسولفیدهای نامحلول و درشت تنظیم شود . این نمونه ها در قوی ساختن رسوب ، ته نشین نمی شود . استحکام مشاهده شده از لحاظ آزمایشی که از رسوب  $TiC$  افزایش می یابد، برای هر ذره بسیار ریزی ( کمتر از ۳۰ آنگستروم) تا بالای ۴۴۰ مگا پاسکال متغیر است (شکل ۱-۳-ب).

اگر مقدار کافی تیتانیوم به کار رود ، تیتانیوم بعداً می تواند استحکام دهی رسوب بیشتر از نیوبیوم و یا وانادیوم فراهم کند . با این حال چون سطوح بالاتر استحکام دهی رسوب ، معمولاً توام با چقرمگی کم شده است ، از این رو تصفیه دانه برای توسعه و بالا بردن چقرمگی ضروری می شود. تیتانیوم یک تصفیه کننده دانه ای متوسط است ( در مقایسه با نیوبیوم و وانادیوم در فولادهای نورد گرم شده ) و سطوح بالای استحکام دهی رسوب فولادهای میکروآلیاژ شده تیتانیوم باعث کاهش شدید در چقرمگی می شود . استفاده از فقط تیتانیوم به عنوان یک استحکام دهنده در نوار نورد گرم پر استحکام منجر به تغییر پذیری غیر قابل قبول در خصوصیات مکانیکی می شود . (شکل ۱-۳-ب) [۱].

۱-۲-۱-۷- فولادهای میکروآلیاژ شده ی تیتانیوم - نیوبیوم :

گرچه فولادهای تیتانیوم رسوب قوی شده محدودیت هایی بنا بر چقرمگی و تغییر پذیری خصوصیات مکانیکی دارند ، اما تحقیق نشان داده است که اضافه کردن تیتانیوم به فولادهای نیوبیوم کم کربن باعث پیشرفت در خصوصیات اشان می شود . تیتانیوم ، کارآیی نیوبیوم را افزایش می دهد . چون آن با نیتريد تیتانیوم تشکیل دهنده ترکیب نیتروژن است ، بنابراین از شکل گیری نیوبیوم جلوگیری می کند و قابلیت افزایش انحلال نیوبیوم را در آستنیت میسر می سازد که باعث رسوب افزایش یافته ای از ذرات Nb(C,N) در فریت می شود اضافه کردن ۰/۰۴ درصد تیتانیوم به نوار فولاد حاوی مقادیر متفاوت نیوبیوم ، به طور ثابت ، افزایش استحکام حدود ۱۰۵ مگا پاسکال (۱۵ ksi) را برای دمای ۶۷۵ درجه ی سانتیگراد (۱۲۵۰ درجه ی فارنهایت ) تولید می کند. نوار فولاد تیتانیوم - نیوبیوم نورد گرم شده در ایجاد استحکام های تسلیم حدود ۵۵۰ مگا پاسکال ( ۸۰ ksi) موثر است . افزودن وانادیوم و یا مولیبدن می توان استحکام ها را تا ۶۹۰ مگا پاسکال (۱۰۰ ksi) بالا ببرد . [۱]

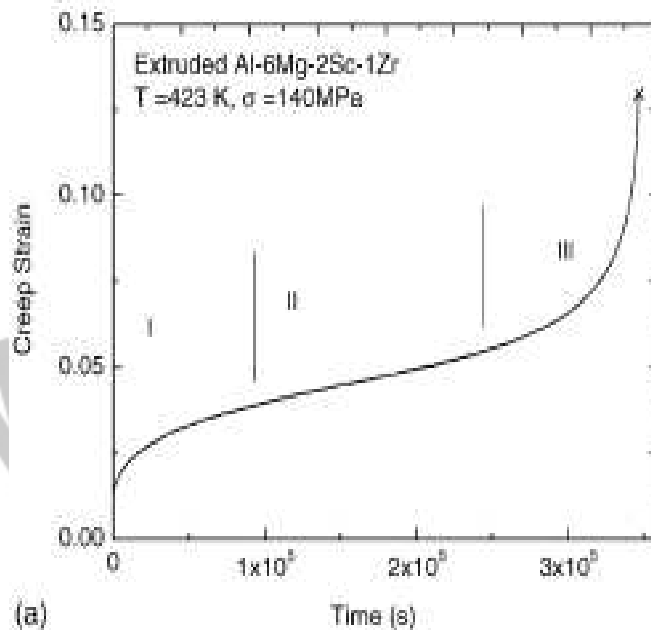
۱-۲-۱- نکته :

باتوجه به بررسی های انجام شده در مقالات و کتب تا کنون هیچ گونه بررسی در مورد تنش آستانه ای بر روی فولادهای میکروآلیاژی انجام نشده لذا در این پروژه جایی برای بحث ندارد.

## ۱-۲- معرفی معادلات خزش:

آلیاژهای آلومینیوم برای کار در دمای بالا در رنج دمایی ۴۲۳-۴۴۳ درج کلوین را می توان به کار گرفت. بالاتر از این، مقاومت آلیاژها زمان به سرعت تنزل می کند. پژوهشگران سعی دارند که آلیاژ جدیدی از آلومینیوم را برای دمای بالا طراحی کنند. یکی از عناصری که در تقویت این مهم به آلومینیوم کمک می کند Sc است. که چسبندگی خوبی ایجاد میکند. دانشمندان با ترکیب عناصر دیگری همچون منیزیم و زیرکونیوم به آلومینیوم آلیاژ مورد مبحث را طراحی کردند. اما آن چیزی که برای ما مطرح است آزمایش انجام شده بر روی نمونه با ابعاد استاندارد تهیه شده است که تحت بار و یا تنش ثابت در محیط و دماهای مورد نظر بررسی شده است.

یکی از نتایجی که از این آزمایش بدست می آید نمودار  $\epsilon-t$  می باشد. شکل (۱-۲) نمودار خزش مربوط به آلیاژ Al-۶Mg-۲Sc-۱Zr را نشان می دهد. [۲]



شکل (۱-۲) : نمودار خزش - تنش آلیاژ Al-۶Mg-۲Sc-۱Zr [۲]

این نمودار از سه مرحله تشکیل شده است. مرحله اول تحت عنوان خزش اولیه بوده که ناشی از مکانیزم کارسختی است. مرحله دوم خزش ثانویه و مرحله سوم خزش ثالثیه که در مرحله دوم مکانیزم کارسختی و بازیابی به تعادل رسیده و در مرحله سوم مکانیزم تشکیل حفره یا ترک باعث کاهش ناگهانی سطح مقطع شده و نرخ کرنش یکباره زیاد می شود.

اما با توجه به این که خزش ثانویه از نظر زمانی طولانی تر از سایر مراحل است، بسیار پر اهمیت است و عهده فعالیت ها برای بهبود خواص خزشی در این مرحله متمرکز شده است. شیب منحنی مذکور بیانگر آهنگ و نرخ کرنش می باشد که در طی مرحله اول بتدریج کاهش یافته و در مرحله دوم به یک مقدار ثابت رسیده، که این مقدار کمترین مقدار نرخ کرنش خزش مشاهده شده در نمودار است و در مرحله سوم نرخ خزش به سرعت افزایش می یابد.

رابطه زیر به نام قانون پاور<sup>۱</sup> یکی از روابطی است که برای نرخ خزش ثانویه ارایه شده است. [۲]

$$\varepsilon_m = A'(\sigma)^{n_a} \exp\left(\frac{-Q_a}{RT}\right) \quad (\text{معادله ۱-۲})$$

که در این رابطه  $A'$  یک مقدار ثابت،  $\sigma$  تنش اعمالی،  $Q_a$  انرژی اکتیواسیون برای خزش،  $R$  ثابت گازها و  $T$  دما بر حسب کلوین است.

اما روابط دیگری نیز برای این مرحله ارایه شده است. یکی از این روابطی که در اصلاح قانون پاور معادله (۱-۲) ارایه شده است و در آلیاژهایی که به وسیله رسوبات تقویت شده اند، کاربرد دارد، به صورت زیر است:

$$\varepsilon_m = A \frac{DGb}{kT} \left(\frac{\sigma - \sigma_0}{G}\right)^n \quad (\text{معادله ۲-۲})$$

که در این رابطه  $A$  ثابت بدون بعد،  $D$  ضریب نفوذ در شبکه،  $G$  مدول برشی،  $b$  بردار برگرز،  $K$  ثابت بولتزمن،  $\sigma_0$  تنش آستانه ای و  $n$  توان تش حقیقی می باشد.

$\Pi_a$  توان تنش ظاهری در مینیمم نرخ کرنش خزشی بوده و از رابطه زیر بدست می آید:

$$n_a = \left(\frac{\partial \ln \varepsilon}{\partial \ln \sigma}\right)_T \quad (\text{معادله ۳-۲})$$

این توان با کاهش تنش اعمالی افزایش می یابد که این دلالت بر رفتار تنش آستانه ای حقیقی می کند [۲].

اما رابطه دیگری که برای نرخ خزش مرحله دوم ارایه شده بصورت زیر است:

$$\varepsilon = A \left( \frac{X}{Gb} \right)^3 \frac{D_{sd} G b}{kT} \left( \frac{\sigma_{ss}}{G} \right)^n \quad (\text{معادله ۲-۴})$$

که در آن  $n=5$  برای فلزات fcc،  $D_{sd}$  ضریب خودپخشی شبکه،  $A$  یک ثابت حساس به ساختار،  $\chi$  انرژی نقص چیدمان،  $\sigma_{ss}$  تنش واقعی در حالت پایدار،  $k$  ثابت بولتزمن،  $T$  دما به صورت کلوین،  $b$  بردار برگرز و  $G$  مدول برشی.  $\sigma_{ss}$  در معادله (۲-۴) همان  $n$  است که در معادلات (۲-۲) و (۲-۳) مشاهده شد و همچنین آن را در بسیاری از مواد می توان با یک تنش موثر برابر  $(\sigma_{ss} - \sigma_{th})$  جایگزین کرد که در آن  $\sigma_{th}$  تنش آستانه ای برای تغییر شکل خزشی است. تنش آستانه ای می تواند در نتیجه وجود ذرات فاز دوم بوجود بیاید، مثل سوپرآلیاژها با پایه نیکل و آلیاژهای تقویتی با پخش اکسیژن یا ساختار نابجایی در مورد فولاد زنگ نزن ۲۵٪Ni-۲۰٪Cr. تنش آستانه ای به میکرومکانیسم سببی وابسته است و بنابراین در صورت غیرمتغیر بودن میکرومکانیسم، باید نسبت به تنش ثابت باشد.

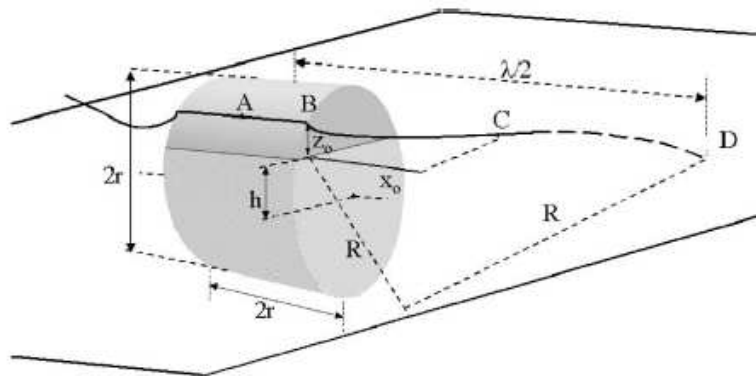
تنش آستانه ای ظاهری بیشتر با توجه به تاثیر ساختار نابجایی بر روی  $A$  ثابت در معادله سرعت خزش در حالت پایدار توجیه می شود. آزمایش تغییر تنش که در آن تنش به طور پیوسته بیشتر می شود، یک تنش آستانه ای بدست می دهد که با آزمایشهای خزشی متعارف برابر است. این نشان می دهد که ساختار حالت پایدار در یک تنش خاص مستقل از مسیر است مادامیکه تنشهای فعلی کوچکتر باشد. زیرساختار نابجایی هم نشان می دهد که تغییر شکل خزشی توسط مکانیسم شبکه نابجایی ایجاد می شود. تنش آستانه ای برای این مکانیسم، نشان دهنده تنش لازم برای فعالسازی پیوندهای نابجایی است که شبکه را تشکیل می دهند [۳].

## ۲-۲- بررسی تنش آستانه ای در آلیاژ ۳wt%Sc-۰/۰۱Al:

بررسی ها نشان می دهد که تنش آستانه ای به وسیله مکانیزم هایی هم چون برش ذرات و صعود نابجایی ها قابل تشریح است. در واقع تنش آستانه ای به دلیل واکنش و اثر متقابل نابجایی و ذرات تقویت کننده بر روی یکدیگر ایجاد می شود. تحقیقاتی که بر روی این زمینه انجام شده علت وجود تنش آستانه ای را مشخص می کند. در این مدل فرض می شود که ذره ای استوانه ای شکل بوده که

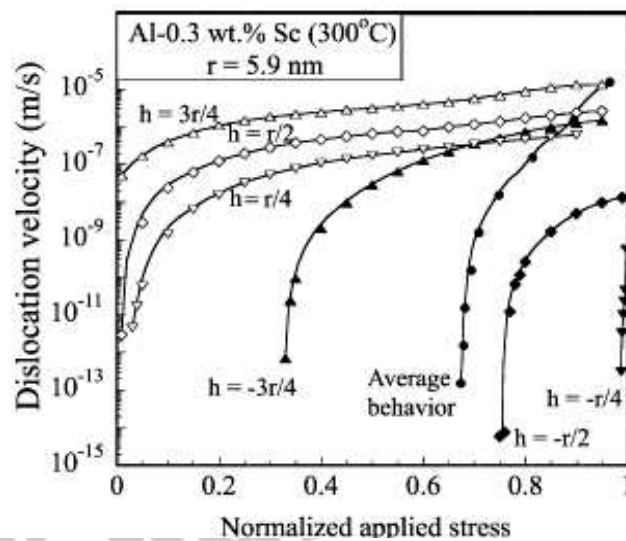


شعاع آن برابر  $r$  و ارتفاع آن برابر  $2r$  می باشد. نمونه مورد بررسی آلیاژی از آلومینیوم است که حاوی ۰/۰۳ درصد Sc است. Al با Sc ترکیب شده و ساختار بین فلزی  $Al_2Sc$  تشکیل می دهد. شکل استوانه‌ای، تقریبی منطقی از شکل کروی ذرات است که کار با آن در این مدل بیش از حد پیچیده است. شکل (۲-۲)



شکل (۲-۲): هندسه مدل صعود برای آلیاژ آلومینیوم [۳]

آنچه برای ما در نتیجه این آزمایش اهمیت دارد اثر تنش اعمالی بر سرعت حرکت نابجایی ها است که در شکل (۳-۲) مشخص است [۳].



شکل (۲-۳): اثر تنش اعمالی بر سرعت حرکت نابجایی ها [۳]

نابجایی هایی که صفحه لغزش آنها بالاتر از مرکز ذرات است با  $h$  مثبت و نابجایی هایی که صفحه لغزش آنها پایین تر از مرکز است با  $h$  منفی مشخص شده اند. برای یک نیمه از ذره، مجموع کار انجام شده بوسیله نیروهای الاستیک مثبت است و به عبور نابجایی کمک می کند. وقتی نابجایی به بالای ذره می رسد، لغزش کرده و از ذره دور می شود که در اینجا نیروی لغزش مثبت است و تنش آستانه ای مقدار ناچیزی است. برای نیمه دیگر ذره، مجموع کار انجام شده به وسیله نیروهای الاستیک منفی است، بطوری که نابجایی از فصل مشترک ذره دفع می شود و تنها زمانی می تواند عبور کند که تنش اعمالی بیش از تنش آستانه ای باشد. عدم تقارن نیروی صعود ناشی از عدم تقارن شبکه، علت اصلی پیدایش تنش آستانه ای است. البته این عامل به تنهایی باعث ایجاد تنش آستانه ای نمی شود، زیرا نیروی صعود همواره به حرکت روبه بالای نابجایی کمک می کند. باید توجه کرد که تاثیر اصلی نیروهای الاستیک، اصلاح پتانسیل شیمیایی جاهای خالی در مقطعی است که نابجایی صعود می کند، بطوری که هم تنش آستانه ای و هم سرعت صعود تغییر می کنند. این مدل تنش آستانه ای حقیقی را برای نابجایی ها پیش بینی می کند، زیرا وقتی پتانسیل شیمیایی جاهای خالی مثبت می شود، فرآیند صعود نمی تواند رخ دهد. لذا تحت شرایط خزشی در ۳۰۰ درجه سانگراد، آلیاژهای  $Al-0.3wt\%Sc$  رفتار تنش آستانه ای از خود نشان می دهند [۳].

### ۲-۳\_ بررسی تنش آستانه ای در آلومینیوم ۵۰۸۳ اصلاحی :

مشخص شده که آلیاژهای آلومینیومی حاوی پراکندگی های غیر قابل برش به طور طبیعی مقاومت خزشی چشمگیری را در دماهای معین از خود نشان می دهند که این در نتیجه وجود تنش آستانه ای است که در کمتر از آن سرعت کرنش ناچیز تلقی می شود. رفتار آستانه ای آلیاژهای آلومینیوم تقویتی ناشی از ذرات بسیار ریزی است که از حرکت نابجایی شبکه جلوگیری می کند. در آلیاژهای آلومینیومی و کامپوزیت های زمینه ناپیوسته آلومینیوم که با متالوژی پودر<sup>۱</sup> (PM) تهیه شده اند، این پراکندگی ها ممکن است اکسیدهایی باشند که از روش تکنولوژیکی بدست آمده اند. این اکسیدها به عنوان موانعی طبیعی برای حرکت نابجایی عمل می کنند و باعث پیدایش تنش آستانه ای برای خزش می شوند. در نتیجه سرعت کرنش خزشی در این مواد به میزان زیادی کمتر از آلیاژهای محلول جامد

آلومینیوم است که با متالورژی شمش ریزی<sup>۲</sup> (IM) در مقادیر مشابه دما و تنش وارده تولید می شوند. در همین زمان آلیاژهای آلومینیوم IM به خاطر ترکیب مناسب مقاومت خزشی، مقاومت، و سختی موادی جذاب برای کاربردهای دمای بالا هستند.

اخیراً مشخص شده که کامپوزیت با پایه آلومینیوم IM علاوه بر آلیاژهای آلومینیوم، هم می توانند رفتار آستانه ای داشته باشند. با این حال، در حال حاضر منشا تنش آستانه ای در این مواد تحت بررسی است.

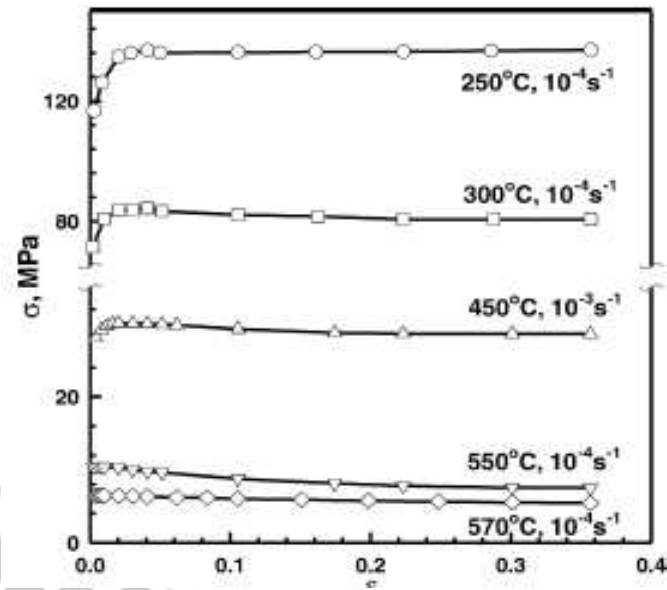
مشخص شد که یک آلیاژ آلومینیوم ۲۲۱۹ با متالورژی شمش ریزی (IM) رفتار آستانه ای از خود نشان دادند. مقادیر تنش آستانه ای در این ماده و در دو آلیاژ Al-Cu-Mg-Mn (PM) به میزان زیادی با هم مشابه بودند. بنابراین می توان انتظار داشت که ذرات نرم فاز دوم در عناصر می توانند نقش مشابهی را در آلیاژهای آلومینیوم IM ایفا کنند و مقاومت خزشی را در تغییر شکل دمای بالا (مثل اکسیدهای نانومقیاس آلیاژهای آلومینیوم PM) تقویت کنند.

در یکی از مقالات به برزس رفتار

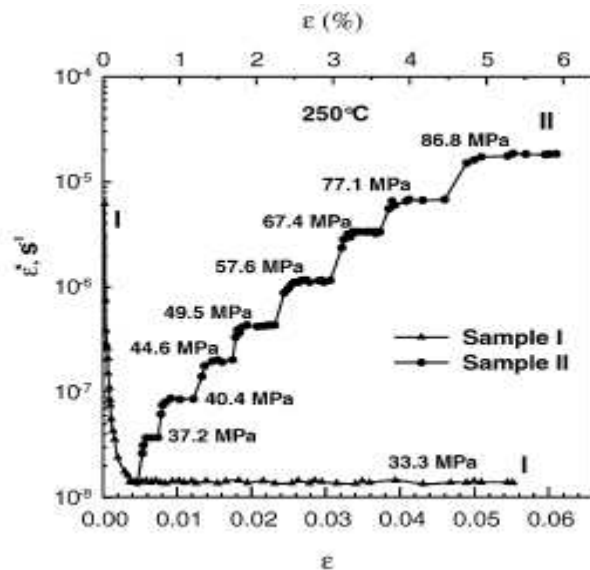
آلیاژ مورد نظر آلیاژ آلومینیوم ۵۰۸۳ است که با  $Zr$  ۰/۲ wt.% آلیاژی شده است. این ماده با متالورژی شمش ریزی تولید شده که حاوی پراکندگی های  $Al_3Cr$  و  $Al_3Zr$  هستند و دارای رفتار آستانه ای است.

نسخه آزمایشی آلیاژ آلومینیومی ۵۰۸۳ با ترکیب شیمیایی  $Al-4,7\% Mg-1,6\% Mn-0,2\% Zr-0,18\%$  در «شرکت شیمیایی و آلومینیومی کایزر» تولید شد.

منحنی های نمادین تنش واقعی - کرنش واقعی برای دماهایی در محدوده ۲۵۰-۵۷۰ درجه سانتیگراد در شکل (۲-۴) نشان داده شده است. منحنی های  $\sigma-\epsilon$  که نشان دهنده تمام شرایط آزمایشی هستند، یک جریان حالت پایدار را پس از یک مرحله بسیار کوتاه تغییر شکل پلاستیک از خود نشان داد. شکل (۲-۵) نموداری از سرعت خزش حالت پایدار را در برابر کرنش بدست آمده از آزمایش نامقطع (منحنی I) و آزمایش با تنش متغیر (منحنی II) را نشان می دهد. مشاهده می شود که منحنی خزش I مرحله بسیار کوتاهی از خزش اولیه را نشان می دهد. جریان حالت پایدار در مقادیر کرنش واقعی در ۰/۰۰۴ حفظ شد. در حین آزمایشهای تغییر تنش یک حالت پایدار جدید پس از یک دوره موقتی بسیار کوتاه بدست آمد. (شکل ۲-۵، منحنی II) توجه کنید که داده های بدست آمده از آزمایشهای نامقطع هماهنگی خوبی با آنهایی دارد که از آزمایشهای منقطع در فشار و کشش بدست آمده است.



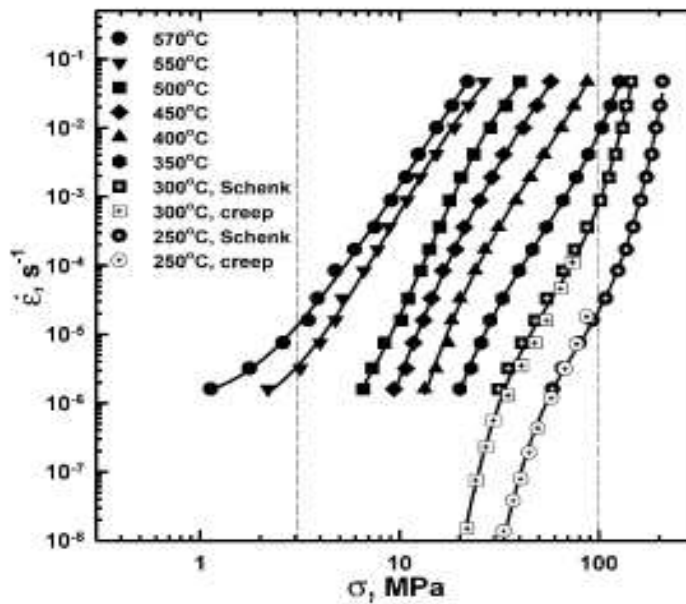
شکل ۲-ε: منحنی های تنش واقعی - کرنش واقعی برای Al ۵۰۸۳ [۵]



شکل ۲-۵: مثال آزمایش های افزایش تنش و منحنی خزش برای Al ۵۰۸۳ [۵]

۲-۳-۱- وابستگی سرعت کرنش حالت پایدار به تنش:

شکل (۲-۶) تغییرات سرعت کرنش تحمیلی را با تنش حالت پایدار برای آزمایش ووابستگی سرعت خزش حالت پایدار به تنش وارده برای آزمایش خزش را در محدوده دمای ۲۵۰-۵۷۰ درجه سانتیگراد نشان می دهد.



شکل (۲-۶): نمودار کرنش در برابر تنش جریانی در حالت پایدار در مقیاس لگاریتمی [۵]

می توان مشاهده کرد که داده های بدست آمده از آزمایش هماهنگی عالی با موارد بدست آمده از آزمایش های ماشین خزش دارد. می توان سه ناحیه دما- کرنش را بنا به تغییر توان تنش ظاهری ( $n_a$ ) با سرعت کاهشی کرنش، تشخیص داد. در  $100-130 \text{ MPa}$  ( $\sigma$  ناحیه تنش زیاد) مقدار  $n_a$  با کاهش سرعت کرنش از حدود ۲۶ به حدود ۷ کاهش می یابد که نشان می دهد رفتار تغییر شکل را در این ناحیه می توان با رابطه ای نمایی نشان داد:

$$\dot{\varepsilon} = B \exp(\beta\sigma) \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad (\text{معادله ۲-۵})$$

که در آن  $\varepsilon$  سرعت کرنش،  $B$  یک ثابت،  $\beta$  ضریب،  $\sigma$  تنش جریانی در حالت پایدار،  $Q$  انرژی فعالسازی برای تغییر شکل پلاستیک،  $R$  ثابت گازی و  $T$  دمای مطلق است. برای تایید اعتبار معادله ۲-۵، نقطه مبنا در ناحیه تنش زیاد در مقیاسی نیمه لگاریتمی ترسیم شده است. مشخص شد که این نمودار بهترین هماهنگی خطی را با ضریب برگشت ۰/۹۸ دارد. در ناحیه تنش متوسط ( $100 < \sigma < 130$  MPa) بهترین هماهنگی با داده‌های تجربی، به واسطه رابطه قانون نیرو به شکل معمول بدست می‌آید:

$$\varepsilon = A \sigma^n \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad (\text{معادله ۲-۶})$$

که در آن  $A$  یک ثابت و  $n_a$  توان تنش است. در  $T=250^\circ\text{C}$  توان تنش ظاهری از حدود ۵ در ۸۰ MPa به حدود ۹ در ۳۰ MPa افزایش می‌یابد و در  $450^\circ\text{C}$  وقتی تنش وارده از ۵۰ به ۹ MPa کاهش می‌یابد مقدار  $n_a$  از حدود ۵ به ۷ افزایش می‌یابد. این رفتار خزشی در  $Al_{50.83}$  اصلاحی مشابه آلیاژ تقویتی است. عموماً در ناحیه تنش، افزایش دما منجر به کاهش توان تنش می‌گردد. به طور آشکار عبور از ناحیه تنش زیاد به ناحیه تنش متوسط در تنشی در محدوده ۱۰۰-۱۳۰ MPa رخ می‌دهد که کمی بیشتر از مقدار آلیاژ رقیق  $Mg-5\% Al$  است.

در  $T > 550^\circ\text{C}$  دو نوع متفاوت از رفتار خزشی  $Al_{50.83}$  را می‌توان تشخیص داد. در ناحیه تنش متوسط مقدار توان تنش ظاهری در اصل ثابت است (در حدود ۴). در ناحیه تنش اندک  $\sigma < 4$  MPa در  $T > 550^\circ\text{C}$  با کاهش تنش به نزدیکی ۱ مقدار  $n_a$  از ۰/۴ به ۱/۵ کاهش می‌یابد [۵].

۲-۳-۲- وابستگی تنش در حالت پایدار به دما:

انرژی فعالسازی ظاهری در تغییر شکل پلاستیک ( $Q_a$ ) محاسبه شد. از لحاظ جبری معادله ۲-۶ می‌تواند به معادله زیر تبدیل کرد:

$$\ln \sigma_0 = A^* + \frac{Q}{nR} \times \frac{1}{T} \quad (\text{معادله ۲-۷})$$

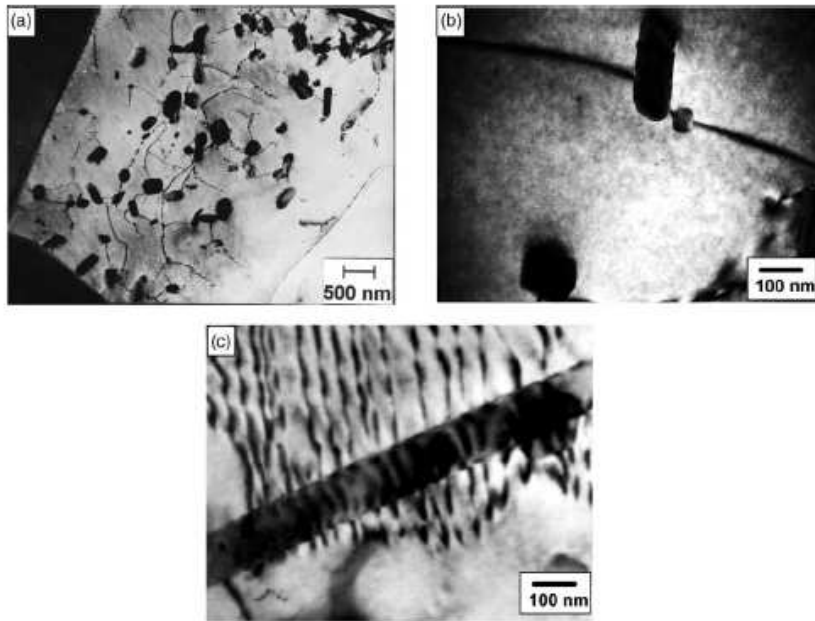
که در آن  $A = \ln(A^{-1/n} \varepsilon^{1/n})$  یک ثابت است که نقطه مبنا را در سرعت کرنش ثابت بکار می گیرد. مقادیر  $Q_a$  به وسیله ترسیم تنش با مدول طبیعی با استفاده از وابستگی دمایی مدول برشی  $Al$  خالص (MPa) بدست می آید که به صورت:

$$G = (3/0.22 \times 10^4) - 16T \quad (\text{معادله ۲-۸})$$

برای مقادیر مختلف سرعت کرنش به طور لگاریتمی در برابر معکوس دمای مطلق تعریف می شود. شیب این وابستگی برابر با  $Q_a/(nR)$  است. مشخص شد که مقادیر انرژی فعالسازی ظاهری در محدوده  $30 \pm 176$  تا  $120 \pm 470$  kJ/mol به نحو مطلوبی بیشتر از انرژی فعالسازی برای خودپراکنی در  $Al$  خالص ( $Q_1 = 143$  kJ/mol) است که می توان این را به وجود تنش آستانه ای نسبت داد [۵].

۲-۳-۳- مشاهده ریزساختار:

در پی فرایند انحلال، بررسی TEM وجود ذرات کوچکی را نشان داد که به وسیله تکنیک طیف سنجی انرژی، به صورت  $Al_3Cr$ ,  $Al_3Zr$ ,  $Al_3Mn$  تشخیص داده شد. این پراکنندگی ها به طور نسبتاً یکنواخت در مناطق مرکزی دانه قرار داشتند. مشاهدات TEM نشان داد که دیگر فازهای ثانویه در حین تغییر شکل در تمام دماها رسوب نکردند. ریزساختار ماده آغازین شامل دانه های هم مرکز با اندازه متوسطی در حدود  $180 \mu m$  و دانسیته نابجایی متوسط حدود  $10^{11} m^{-2}$  است. مشاهدات TEM نمونه های کرنش یافته، یک رابطه گسترده را بین نابجایی ها و ذرات فاز دوم نشان داد (شکل ۲-۷).



شکل (۲-۷): مشاهدات TEM از Al 5083 تا کرنش واقعی ۲،۳ در (a,b)  $T=570^{\circ}\text{C}$  و (c)  $T=450^{\circ}\text{C}$  [۵]

نابجایی‌های شبکه‌ای به ذرات کوچک متصل می‌شوند، از آنها صعود می‌کنند و در وجه ناپیوستگی ذرات پس از تکمیل صعود گیر می‌افتند (شکل Va). در  $T > 550^{\circ}\text{C}$  نابجایی‌های شبکه‌ای که از ذرات صعود می‌کنند خمیدگی جابه‌جایی ضعیف‌تری را از خود نشان می‌دهند (شکل Vb). اخیراً نشان داده شده که این آرایش جابه‌جایی، وقوع لغزش جابه‌جایی را در راستای سطح مشترک ذره-ماتریس تحت تنش وارده موجب می‌شود و به نیرویی اضافی نیاز ندارد. با این حال آنها به شدت در وجه ناپیوستگی ذرات گیر می‌افتند که نشان دهنده نیروی درونی زیادی در این دماها است [۵]. شناسایی رفتار تغییرشکل نشان می‌دهد که Al 5083 رفتار آستانه‌ای را در ناحیه تنش متوسط نشان می‌دهد. داده‌های مشاهده TEM به وضوح از این نتیجه پشتیبانی می‌کند. بنابراین رفتار تغییرشکل آلیاژ Al 5083 با معادله‌ای نشان دهنده تنش آستانه‌ای ارائه می‌شود:

$$\varepsilon = A \left( \frac{\sigma - \sigma_0}{G} \right)^n \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad (\text{معادله ۲-۹})$$



### ۲-۳-۴- آزمایش وجود تنش آستانه‌ای:

تنش آستانه‌ای با استفاده از نقاط مبنای ناحیه تنش متوسط (شکل ۲-۶) تخمین زده شد. نقاط مبنایی که بالاتر از معیار «شربای-بورک» [۴] قرار داشتند نشانگر ناکامی خزش نیرو-قانون بودند:

$$\frac{\varepsilon}{D} = 10^{13} m^{-2} \quad (\text{معادله ۲-۱۰})$$

که در آن D ضریب نفوذ در خود شبکه در AI خالص است که به طور زیر محاسبه می‌گردد:

$$d = 1/86 \times 10^{-8} m \left( \frac{\varepsilon}{RT} \right) \exp \left( \frac{\varepsilon}{RT} \right) \quad (\text{معادله ۲-۱۱})$$

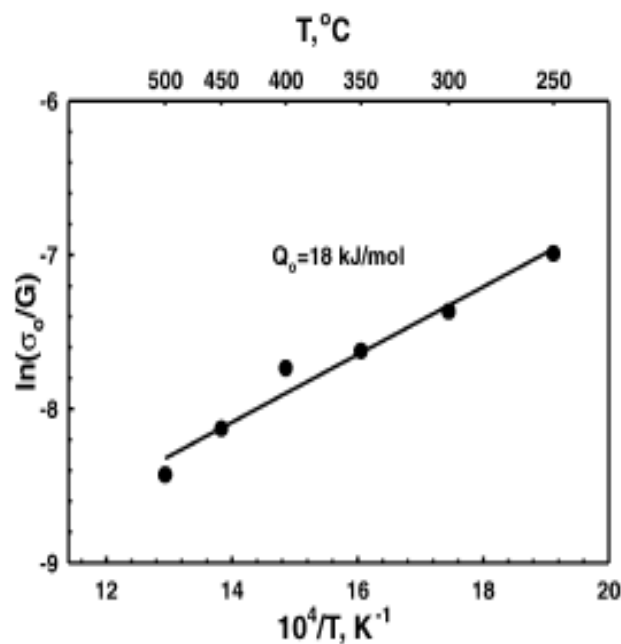
در محدوده دمایی  $550-570^\circ C$  نقاط مبنایی که در آنها  $\sigma > 4 \text{ MPa}$  است برای تخمین بزرگی تنش آستانه‌ای در نظر گرفته شد. روندی استاندارد برای تعیین تنش آستانه‌ای بکار رفت. داده‌های تجربی در یک دما به صورت  $\varepsilon^{1/n}$  در برابر تنش جریانی حالت پایدار در مقیاسی دوخطی ترسیم شده است. نقاط مبنای این نمودار با تغییر مقادیر n به بهترین نحوی در یک خط قرار داشتند. مقادیر n ۷ و ۵ و ۳ و ۲ در نظر گرفته شدند. توان تنش  $\varepsilon$  بهترین رابطه بین  $\varepsilon^{1/n}$  و  $\sigma$  را ایجاد کرد. باید اشاره کرد که برای  $n=3$  که نشانگر فرایند لغزش ویسکوز جابه‌جایی است، داده‌های نمودار یک منحنی مناسب را نشان می‌دهد که فرایند لغزش ویسکوز جابه‌جایی را در فضای اتم‌های محلول به عنوان فرایند کنترلی سرعت بدست می‌دهد.

تنش‌های آستانه‌ای در دماهای مختلف در جدول (۲-۱) خلاصه شده‌اند. مشاهده می‌شود که در محدوده دمایی  $500-250^\circ C$  مقادیر تنش آستانه‌ای از  $20/1$  تا  $3/9 \text{ MPa}$  تغییر می‌کند. در  $T > 500^\circ C$  مقادیر  $\sigma$  بسیار کم می‌شود که باعث از بین رفتن تنش آستانه‌ای در دماهای بالا می‌شود. به همین خاطر است که مقدار توان تنش ظاهری  $n_a$  در حدود  $\varepsilon$  با مقدار توان تنش واقعی بدست آمده از تحلیل حاضر با دقت بالایی هماهنگ است. (شکل ۲-۸)

جدول ۱-۲: تنش آستانه ای در دماهای مختلف [۵]

Table 1  
Threshold stress at different temperatures

$T$ ( $^{\circ}\text{C}$ )	$\sigma_0$ (MPa)
250	20.1
300	13.3
350	9.9
400	8.5
450	5.5
500	3.9
550	0.58
570	0.03



شکل ۲-۸: وابستگی تنش آستانه‌ای واقعی را به دما نشان می‌دهد [۵].

که می‌توان آن را با رابطه شکل زیر نشان داد:

$$\frac{\sigma_0}{G} = B_0 \exp\left(\frac{Q_0}{RT}\right) \quad (\text{معادله ۲-۱۲})$$

که در آن  $B_0$  یک ثابت است و  $Q_0$  عبارت انرژی است که نشانگر انرژی فعالسازی برای نابجایی لازم برای غلبه بر مانع است. در محدوده دمایی  $500-250^\circ\text{C}$  مقدار  $Q_0$  بدست آمده از شیب این نمودار در حدود  $18 \text{ kJ/mol}$  است. این مقدار نزدیک مقادیر  $Q_0$  است که برای آلیاژهای آلومینیوم PM ارائه گردیده است [۵].

#### ۲-۳-۵- منشا تنش آستانه‌ای:

تحلیلها نشان می‌دهد که  $Al_{50}Mn_{50}$  مثل آلیاژ آلومینیوم تقویتی رفتار می‌کنند. منشا تنش آستانه‌ای به وجود ذرات چسبنده  $Al_3Zr$ ,  $Al_3Cr$ ,  $Al_3Mn$  نسبت داده می‌شود. مشاهدات TEM به وضوح وجود رابطه جاذبه‌ای شدیدی را بین ذرات و نابجایی متحرک شبکه را تایید می‌کند (شکل ۲-۷). ذرات غیرچسبنده پایدار با فرایندی زنجیره‌ای شامل صعود موضعی، لغزش بخش در حال صعود، نابجایی شبکه در راستای مرز مشترک و ناپیوستگی ناشی از آن دور زده شد.

با این حال وابستگی شدید تنش آستانه‌ای طبیعی به دما (شکل ۲-۸) به وضوح سه مدل شناخته شده را ارائه می‌دهد که برای توجیه بزرگی تنش آستانه‌ای ارائه گردیده است. در این مدلها؛ تنش آستانه‌ای برابر تنش لازم است:

(الف) برای انحنای نابجایی بین دو ذره

(ب) برای ایجاد بخش نابجایی اضافی به عنوان نابجایی که با صعود موضعی بر مانع غلبه می‌کنند.

(ج) برای جدا کردن یک نابجایی از ذره جاذب پس از تکمیل صعود. تمام این مدلها نظری تنش آستانه‌ای را مستقل از دما پیش‌بینی می‌کنند.

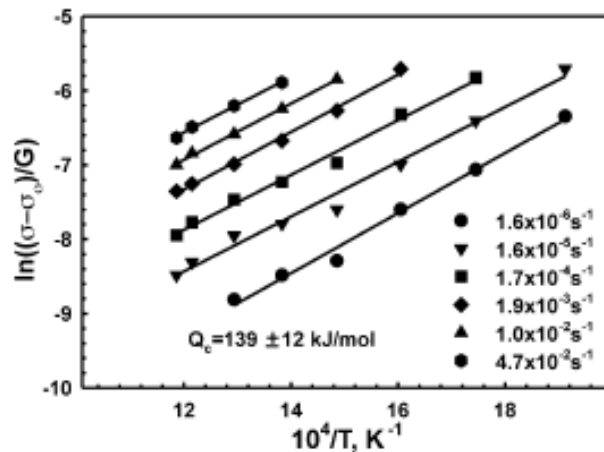
یک مدل نظری جدید، وجود وابستگی ضعیف تنش آستانه‌ای را به دما پیش‌بینی می‌کنند. با این حال این مدل بر مبنای فرضیات هسته‌دار کردن و جداسازی جفت در راستای نابجایی صعودی قرار دارند و نه بر رابطه جاذبه‌ای ذره- نابجایی که با داده‌های TEM سازگار است. بنابراین امروزه هیچ مدل نظری وجود ندارد که بتوان آن را برای توجیه منشا تنش آستانه‌ای در  $Al_{50}Mn_{50}$  بکار برد.

با مقایسه وابستگی دمایی تنش آستانه‌ای با داده‌های TEM نتیجه می‌گیریم که کاهش تنش آستانه‌ای با افت انرژی نابجایی در سطح مشترک ذره- ماتریس (ناشی از تفکیک بخش صعودی این نابجایی به

نابجایی‌های در سطوح مشترک) در ارتباط است. باید اشاره کرد که این افت باید تنش آستانه‌ای ناشی از فرایند جاسازی را افزایش دهد؛ مشاهدات TEM وجود نیروی اضافی بسیار زیادی را برای جداسازی نابجایی از یک پراکندگی در  $T > 550^\circ\text{C}$  تایید می‌کند. از بین رفتن تنش آستانه‌ای در نزدیکی نقطه ذوب برای آلیاژهای آلومینیومی و کامپوزیت‌های ماتریس فلزی متعدد در  $\text{Al } 5083$  با از بین رفتن نیروی اضافی در ارتباط است که در محدوده دمایی که تنش آستانه‌ای وجود دارد برای لغزش نابجایی در راستای سطوح مشترک ذره-ماتریس لازم است [۵].

۲-۳-۶- انرژی فعالسازی واقعی:

برای تعیین انرژی فعالسازی واقعی، تنشهای موثر طبیعی  $(\sigma - \sigma_{th}/G)$  برای ناحیه تنش متوسط به عنوان تابعی از  $1/T$  در مقیاس نیمه لگاریتمی در سرعت کرنش ثابت ترسیم گردید (شکل ۲-۹)



شکل (۲-۹): مدول برشی بر تنش موثر در برابر معکوس دمای مطلق [۵]

مقادیر انرژی فعالسازی واقعی  $Q_c$  با فرض معادله ۲-۵ محاسبه شد و به نحو مناسبی رفتار تغییرشکل  $\text{Al } 5083$  را توصیف می‌کند. مشاهده می‌شود که مقدار  $Q_c$  در حدود  $139 \pm 12 \text{ kJ/mol}$  است که بسیار مشابه انرژی فعالسازی برای نفوذ در خود شبکه در  $\text{Al}$  ( $143/4 \text{ kJ/mol}$ ) است. بنابراین نقش تنش آستانه‌ای در تحلیل انرژی فعالسازی مقادیری واقع‌گرایانه‌ای از انرژی فعالسازی واقعی را فراهم می‌کند [۵].

۲-۳-۷- نتایج :

الف) رفتار تغییر شکل آلیاژ اصلاحی  $Al_{50}Mn_{50}$  با  $Zr_{20}$  و  $Mn_{16}$  در محدوده دمایی  $250-570^{\circ}C$  آزمایش شد. تحلیل داده‌های تجربی  $Al_{50}Mn_{50}$  وجود تنش آستانه‌ای را در محدوده دمایی  $250-500^{\circ}C$  نشان داد که در آن تنش آستانه‌ای به دمایی با انرژی  $(Q_0)$   $18 \text{ kJ/mol}$  وابسته بود. در  $T > 550^{\circ}C$  تنش آستانه‌ای از بین رفت.

ب) با مشارکت دادن تنش آستانه‌ای در تحلیل، مشخص شد که در سرعت‌های کرنش طبیعی  $\epsilon kT / (D_0 G b)$  مقدار توان تنش واقعی  $n$  در حدود ۴ است و انرژی فعالسازی واقعی  $Q_c$  هم  $139 \pm 12 \text{ kJ/mol}$  است. در سرعت کرنش طبیعی بالاتر، مقدار  $n$  در حدود  $7/3$  است و مقدار  $Q_c$  کاهش می‌یابد. در سرعت کرنش طبیعی پایین‌تر مقدار  $n$  در حدود  $1/4$  است.

ج) گسستگی نابجایی شبکه از پراکندگی تحت نیروی اضافی در تمام دماها مشاهده شد که شامل بازه دمایی  $550-570^{\circ}C$  می‌شد که در آن تنش آستانه‌ای از بین می‌رود. نابجایی گسترده بخشهایی که نابجایی شبکه را دور می‌زنند روی نابجایی‌های مرز دانه (GBD) در سطوح مشترک ماتریس- ذره رخ می‌دهد [5].

## ۲-۴- بررسی تنش آستانه‌ای در کامپوزیت ۵٪ حجمی $Al-SiC$ ۲۱۲۴- $Al$ :

ذرات سرامیک، کریستال‌های سوزنی شکل، یا کامپوزیت‌های تقویتی با الیاف کوتاه با پایه  $Al$  (که به طور معمول کامپوزیت‌های  $Al$  ناپیوسته نامیده می‌شوند) نشانگر دسته‌ای مواد پیشرفته هستند که مقاومت ویژه بالا، مدول بالا و چگالی پایینی دارند. به خاطر جنبه‌های تجاری جذابی که برای مصارف در دمای بالا در صنایع اتوموبیل و هوافضا دارند، رفتار خزشی کامپوزیت‌های  $Al$  ناپیوسته سوژه تعدادی از تحقیقات در سال‌های اخیر بوده است. به ویژه رفتار خزشی کامپوزیت‌های ناپیوسته  $Al-SiC$  که در آنها ذرات  $SiC$  ( $SiC_p$ ) یا کریستال‌های سوزنی شکل ( $SiC_w$ ) در ماتریس آلیاژ  $Al$  شرکت می‌کنند توجه زیادی را به خود جلب کرده‌اند؛ بخشی به خاطر هزینه پایین مواد خام و بخشی به خاطر سهولت روغن‌کاری در استفاده از فرایندهای متعارف فلزی و بخشی هم به خاطر خواص تقریباً ایزوتروپیک آن.

چندین دسته از نتایج تجربی برای خزش در کامپوزیت‌های ناپیوسته Al-SiC موجود است که با شیوه متالوژی پودر (PM) تهیه شده‌اند. این نتایج نشان می‌دهند که رفتار خزشی این کامپوزیت‌ها در دو خصیصه مشابه آلیاژهای تقویتی DS<sup>۱</sup> است

(الف) وابستگی سرعت خزش به تنش همان طور که با مقدار توان تنش  $n$  تعریف شده که متغیر است.

(ب) وابستگی سرعت خزش به دما که با مقدار انرژی فعالسازی  $Q$  تعریف می‌شود و بزرگتر از خودپراکنی است  $Q_D$  است. این تشابه نشان می‌دهد که وابستگی غیرعادی سرعت خزش به تنش در کامپوزیت‌های PM ناپیوسته Al-SiC مشابه آلیاژهای DS را می‌توان با عبارت یک تنش آستانه‌ای  $\tau_c$  تفسیر کرد: تغییرشکل مشاهده شده نه با تنش اعمالی  $\tau$  که با تنش موثر  $\tau_e$  برابر با  $\tau - \tau_c$  بدست می‌آید. در این موارد منشأ تنش آستانه‌ای به وجود پراکندگی خوب ذرات ناپیوسته پایدار نسبت داده می‌شود که به عنوان موانعی موثر برای حرکت نابجایی‌ها عمل می‌کنند. شواهد زیرساختاری در حمایت از وقوع روابط میان ذرات پراکنده و نابجایی‌ها در آلیاژهای DS ارائه شده است. چنین شواهدی با چندین خصیصه که اتصال نابجایی‌ها به ذرات را نشان می‌دهند بیان می‌گردد. تحلیل داده‌های خزشی کامپوزیت‌های PM ناپیوسته Al-SiC نشان دهنده یک تنش آستانه‌ای است اما منشأ چنین تنش مشخص نیست. نخست تقویت کننده‌های SiC (ذرات یا کریستال‌های سوزنی شکل) در ماتریس‌های Al بیش از حد درشت هستند که به عنوان موانعی موثر برای نابجایی‌ها عمل کنند. علاوه بر این محاسبات دیگر نشان داده‌اند که تنش‌های آستانه‌ای ناشی از تقویت‌های SiC بسیار کوچکتر از آنهایی است که از داده‌های تجربی تخمین زده می‌شود. دوم نشان داده شده که رفتار تنش آستانه‌ای در کامپوزیت‌های PM Al-SiC مربوط به رابطه بین نابجایی‌ها و ذرات پراکنده‌ای است که به عنوان پیامد فراوری کامپوزیت‌ها با متالوژی پودر به وجود می‌آیند. با این حال هنوز هیچ تحقیق دقیقی بر روی خزش و زیرساختار در کامپوزیت PM برای آزمایش اعتبار این گفته انجام نشده است [۶].

#### ۲-۴-۱- ماده آزمایش :

در تحقیق حاضر کامپوزیت SiC-۲۱۲۴ Al ۵vol% PM بکار رفت. این کامپوزیت با تکنیک PM تولید شد که برای فراوری Al ۲۱۲۴ PM بکار رفت. این کامپوزیت از «آزمایشگاه تکنولوژی مواد ارتش» بدست آمد و به شکل میله‌هایی به قطر ۲۵/۴mm در راستای عمل‌آوری دریافت شدند [۶].

#### ۲-۴-۱-۱- آزمایش مکانیکی:

آزمایش‌های تحت شرایطی زیربرای AI ۲۱۲۴ PM صورت گرفت. این شرایط شامل موارد زیر است:  
الف) نمونه‌ها با آرایش برشی مضاعف به نحوی ماشین شدند که محور بارگذاری عمود بر راستای عمل‌آوری بود؛  
ب) پیش از آزمایش تمام نمونه‌ها در اتمسفر گاز آرگون در دمای ۷۶۸K برای ۲ ساعت حل شدند، با آب سرمادهی شده و حداقل برای یک هفته در دمای اتاق ماندند؛ هدف از این فرایند حرارتی حذف اثرات ماشین‌کاری و پایدار ساختن اندازه دانه ماده بود،  
ج) آزمایش‌های خزشی در محدوده دمایی ۶۷۸K-۶۱۸ در یک ماشین آزمایش خزش با بار ثابت (سرعت کرنش پایین و متوسط) انجام شدند [۶].

#### ۲-۴-۱-۲- آزمایش ریزساختار:

آزمایش زیرساختاری دو تکنیک بکار رفت: اسکن میکروسکوپ الکترونی (SEM) و میکروسکوپ انتقال الکترونی (TEM). در تکنیک اول ریزساختار کامپوزیت به وسیله اسکن میکروسوپ الکترونی Philips XL-۳۰ با ولتاژ ۲۰kV صورت گرفت. برای چنین آزمایشی نمونه‌ها به ضخامت ۵mm بریده شدند و با تکنیک‌های معمول صیقل یافتند.  
برای تحقیق TEM نمونه‌ها تا ۴۰ کرنش تحت آزمون خزش قرار گرفتند. پس از کرنش نمونه‌ها به سرعت تحت بار سرد شدند تا گسترش زیرساختاری را در حین خزش نمونه‌ها حفظ شود. برای آزمایش TEM با ایجاد برش‌هایی نازک تقریباً به ضخامت ۰/۴mm از طول گيجی نمونه‌های خزش یافته تهیه شدند. برش‌های نازک با صیقل‌کاری مکانیکی تا ضخامت حدود ۰/۱mm کاهش یافتند. این فویل‌ها با استفاده از صیقل‌کار الکتریکی تهیه شدند. محلول بکار رفته برای صیقل‌کاری مخلوطی از ۷۵ متانول ۲۵ HNO<sub>3</sub> بود. یخ خشک برای حفظ دمای محلول در کمتر از ۲۴۰K بکار رفت. فویل‌های نازک تهیه شده از این روش در ۲۰۰kV عمل‌آوری شدند.  
در مورد آزمایش مکانیکی هر دو آزمایش (تنش ثابت یا سرعت کرنش ثابت) غیرمنقطع و با تنش متغیر انجام شدند. به خاطر رفتار خزشی غیرعادی که در AI و برخی از آلیاژهایش، آزمایش‌های افزایشی تنش به جای آزمایش‌های کاهش‌ی انجام شدند وقتی کاهش تنش در دماهای پایین و متوسط صورت گرفتند. داده‌ها با آزمایش‌های افزایش تنش برای چک کردن تکثیر داده‌ها مقایسه شد [۶].

۲-۴-۲- منحنی های خزش:

منحنی نمونه خزش در شکل (۲-۱۰-a) نشان داده شده است که در آن کرنش برشی  $\gamma$  در برابر زمان  $t$  در دمای آزمایش ۶۷۸K ترسیم شده است. آزمایش این منحنی خزش و دیگر موارد وجود خصایص زیر را نشان می دهد:

(الف) کرنش موقت  $\gamma_0$  و

(ب) یک مرحله عادی (گذرا) اولیه که در آن سرعت خزش  $\dot{\gamma}$  پیوسته با زمان  $t$  کاهش می یابد و

(ج) مرحله حالت پایدار (مرحله دومین) که در آن  $\dot{\gamma}$  ثابت است و

(د) مرحله سومین که در آن  $\dot{\gamma}$  با زمان  $t$  افزایش می یابد. در شکل (۲-۱۰-b) سرعت کرنش برشی

در برابر کرنش برشی  $\gamma$  در تنش های مختلف در ۶۷۸K ترسیم شده است. این نوع نمودار دو هدف را

برآورده می کند: یکی شکل منحنی خزش را برای کامپوزیت ۲۱۲۴-SiC-Al ۵vol% PM به عنوان

تابعی از تنش آزمایش می کند و دیگری اینکه مقایسه دقیقی بین رفتار کامپوزیت و آلیاژ ماتریس

تقویتی ۲۱۲۴ Al PM برقرار می کند. داده شکل (۲-۱۰-b) خصایص زیر را نشان می دهد:

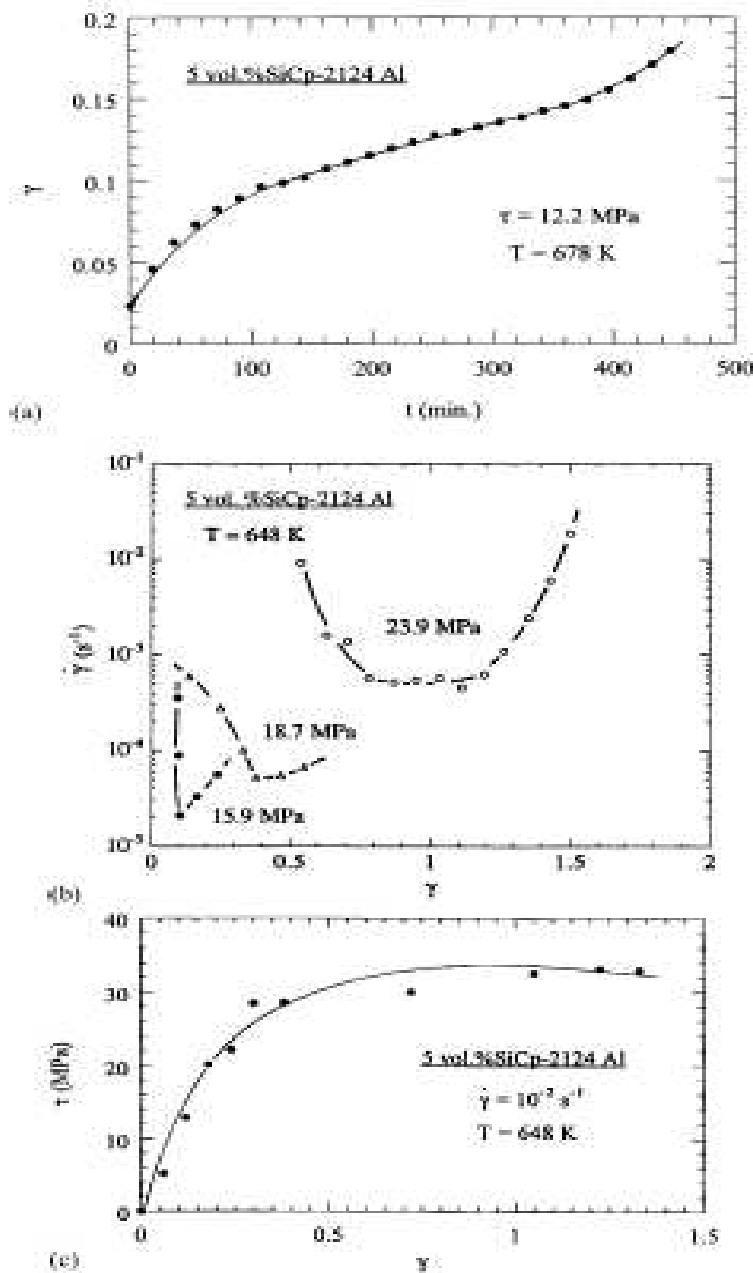
(الف) مرحله حالت پایدار بسیار کوتاه است و

(ب) سرعت خزش حالت پایدار به بهترین نحو با خزش حداقل توصیف می شود و

(ج) مرحله سوم شدیدتر از مرحله حالت پایدار است. این خصایص مشابه آنهایی است که برای

آلیاژ ماتریس غیرتقویتی ۲۱۲۴Al ارائه شده است [۶].





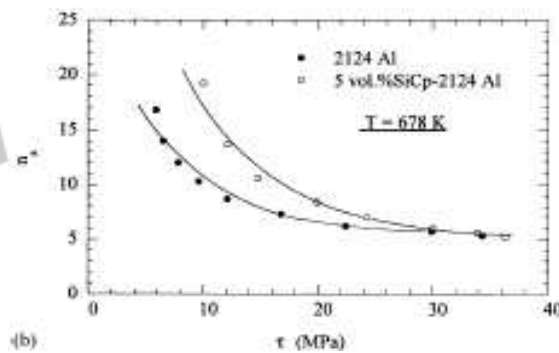
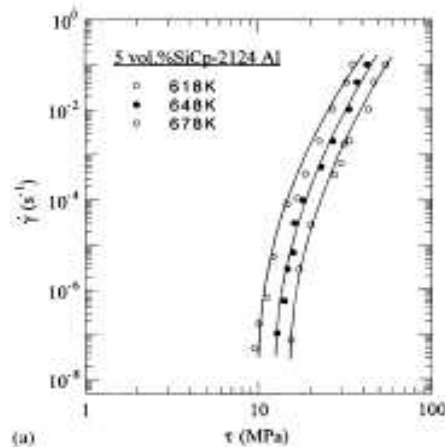
شکل ۲-۱۰: (a) نمونه منحنی خزش برای کامپوزیت SiC-2124 Al 5vol% (b) سرعت خزش به عنوان تابعی از کرنش خزش برای کامپوزیت SiC-2124 Al 5vol% (c) تنش به عنوان تابعی از کرنش برای کامپوزیت SiC-2124 Al 5vol% [۶].

#### ۲-۴-۳- آزمایش های سرعت کرنش ثابت:

شکل (۲-۱۰-۵) که در آن تنش برشی  $\tau$  در برابر کرنش برشی  $\gamma$  ترسیم شده یک منحنی نمونه تنش-کرنش را نشان می دهد که برای کامپوزیت Sic-۲۱۲۴ Al ۵vol% PM بدست آمده است. آزمایش این شکل و دیگر موارد در سرعت کرنش ها و دماهای مختلف نشان می دهد که کرنش های حالت پایدار (که مقدار تنش اندازه گیری شده ثابت می شود) کوچک هستند (در حدود ۵-۲٪). این خصوصیت که معادل مورد آزمایش خزش است، مشابه مقداری است که برای Al ۲۱۲۴ PM و کامپوزیت Sic-۲۱۲۴ Al ۵vol% ارائه شده است [۶].

#### ۲-۴-۴- وابستگی سرعت خزش حداقل به تنش در دماهای مختلف:

وابستگی سرعت خزش حالت پایدار به تنش اعمالی با انجام یک سری از آزمایش های افزایش تنش و غیرمنقطع در سه دمای مختلف ۶۷۸ K و ۶۴۸ و ۶۱۸ تحقیق شد. نتایج در شکل (۲-۱۱-۵) نشان داده شده که در آن سرعت حالت پایدار (یا سرعت خزش حداقل) در برابر تنش برشی  $\tau$  بر روی یک مقیاس لگاریتمی مضاعف برای هر سه دما ترسیم شده است. همان گونه که در این شکل دیده می شود داده ها تا شش برابر بزرگی سرعت کرنش امتداد می یابند. توان تنش ظاهری  $n_a$  همان گونه که از روی شیب نمودار تخمین زده می شود ثابت نیست اما با کاهش تنش اعمالی افزایش می یابد. (شکل ۲-۱۱-۵ b)

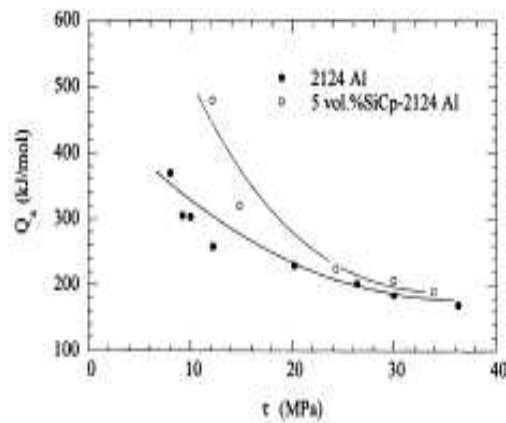


شکل ۲-۱۱: (a) سرعت خزش حالت پایدار به عنوان تابعی از تنش اعمالی (مقیاس لگاریتمی) برای کامپوزیت SiC-۲۱۲۴ Al ۵vol% در ۶۷۸ K و ۶۴۸ K و ۶۱۸ K (b) توان تنش ظاهری برای خزش در کامپوزیت SiC-۲۱۲۴ Al ۵vol% به عنوان تابعی از تنش اعمالی در ۶۴۸ K؛ برای مقایسه مستقیم داده‌های PM۲۱۲۴Al هم آمده است [۶].

#### ۲-۴-۵- وابستگی سرعت خزش حالت پایدار به دما:

سرعت خزش حالت پایدار در برابر تنش در (شکل ۲-۱۱) برای ترسیم  $\dot{\gamma}$  لگاریتمی در برابر  $1/T$  بکار رفت، که در آن دمای مطلق در تنش ثابت است. سپس انرژی فعالسازی ظاهری برای خزش  $Q_a$  از شیب‌های خطوط مستقیم حاصله بدست می‌آیند که برابر  $Q_a/R$  هستند که در آن  $R$  ثابت گازی است. مقادیر تخمینی  $Q_a$  به عنوان تابعی از تنش برشی اعمالی در شکل ۲-۱۲ ترسیم شده‌اند. برای مقایسه، داده‌های ارائه شده برای PM۲۱۲۴Al هم تحت شرایط مشابه ترسیم شده است. بررسی شکل نشان می‌دهد: انرژی فعالسازی ظاهری  $Q_a$  ثابت نیست اما با کاهش تنش اعمالی افزایش می‌یابد.

علاوه بر این انرژی فعالسازی ظاهری به خصوص در تنش‌های پایین بزرگتر از انرژی نفوذ در خود  $Q_D$  ( $142 \text{ kJ mol}^{-1}$ ) است.



شکل ۲-۱۲: انرژی فعالسازی ظاهری برای خزش  $Q_a$  در کامپوزیت  $\text{SiC}-2124\text{Al}$   $5\text{vol}\%$  PM به عنوان تابعی از تنش اعمالی؛ برای مقایسه مستقیم داده‌های  $\text{PM}2124\text{Al}$  هم آمده است [۶].

۲-۴-۶- تفسیر رفتار خزش به صورت یک تنش آستانه‌ای:

دو تحقیق جدید وجود دارد که یکی با تفسیر رفتار خزشی آلیاژهای  $\text{PM}2124\text{Al}$  در ارتباط است و دیگری مربوط به مقایسه بین خصوصیات خزش  $\text{SiC}-2124\text{Al}$   $5\text{vol}\%$  PM و  $\text{PM}2124\text{Al}$  است. این تحقیقات همراه با فرضیه خاصی در مورد  $\text{PM}2124\text{Al}$  به طور مختصر در زیر می‌آید.

نخست اینکه مشخص شده رفتار خزشی آلیاژهای  $\text{PM Al}$  مثل  $\text{PM}2124\text{Al}$  و  $\text{PM}6061\text{Al}$  در مورد (الف) مقادیر بالای توان تنش

(ب) افزایش توان تنش با کاهش تنش اعمالی

(ج) مقادیر بالای انرژی فعالسازی برای خزش مشابه آلیاژهای غیرتقویتی DS است. این تشابه نشان می‌دهد که وابستگی خطی سرعت خزش به تنش در  $\text{PM}2124\text{Al}$  مثل آلیاژهای DS را می‌توان به صورت تنش آستانه‌ای تفسیر کرد و اینکه رفتار خزشی را می‌توان با معادله (۲-۹) که قبلاً بیان شد نشان داد.

$$\varepsilon = A \left( \frac{\sigma - \sigma_0}{G} \right)^n \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right)$$

رابطه بالا به طور دقیق در جای دیگری آزمایش شده است. نتایج چنین آزمایشی نشان داد که یک تنش آستانه‌ای برای خزش در PM۲۱۲۴Al وجود دارد؛ و رفتار خزشی آلیاژها از معادله (۲-۹) پیروی می‌کند؛ و اینکه منشأ تنش آستانه‌ای با رابطه میان جابه‌جایی‌های متحرک و ذرات اکسید در ارتباط است. این ذرات به عنوان پیامدی از فراوری آلیاژ Al با متالورژی پودر تشکیل می‌شوند.

دوم اینکه مشخص شده که رفتار خزشی آلیاژهای (Al) PM شکلی تعدیلی از رفتار خزشی آلیاژهای محلول جامد با پایه Al را نشان می‌دهد و چنین تعدیلی در رفتار خزشی ناشی از وجود تنش آستانه‌ای برای خزش  $\tau$  در آلیاژهای گفته شده است. پیشنهاد مذکور نشان داد که خزش متالورژی پودر آلیاژهای Al و آلیاژهای محلول جامد با پایه Al با فرایندهای تغییرشکل کنترل می‌شود؛ و اینکه معادلات کنترل سرعتی که برای توصیف رفتار آلیاژهای محلول جامد ارائه شده را می‌توان برای در نظر گرفتن رفتار خزشی پودر آلیاژهای Al هم بکار برد؛ و تنش موثر  $\tau_e$  ( $\tau_e = \tau - \tau_0$ ) جایگزین تنش اعمالی  $\tau$  در این معادلات می‌شود. به ویژه انتظار می‌رود تحت ترکیب مناسب شرایط تجربی و پارامترهای ماده، رفتار خزشی آلیاژهای PM Al (مثل آلیاژهای محلول جامد با پایه Al) با وجود موارد زیر مشخص شود:

(الف) سه ناحیه تغییرشکل (ناحیه I ناحیه کم تنش، ناحیه II ناحیه با تنش متوسط و ناحیه III ناحیه تنش بالا)؛

(ب) دو گذار خزشی در نمودار خزش حالت پایدار در برابر تنش اعمالی در مقیاس لگاریتمی. بنابر شواهد معتبر ناحیه‌های I, II, III با صعود نابجایی ( $n=5$ )، لغزش ویسکوز ( $n=3$ ) و فرایند تغییرشکل ناشناخته ( $n=5$ ) کنترل می‌شود که انرژی فعالسازی بالایی دارد و ظهور آن با گسیختگی نابجایی‌ها از اتمسفر اتمی محلول در ارتباط است.

تشابهات رفتاری میان PM۲۱۲۴-SiC و PM۵vol% Al ۲۱۲۴ منجر به دو معنای مهم می‌شود:

(الف) تغییرشکل ماتریس آلیاژ خزش کامپوزیت را کنترل می‌کند

(ب) منشأ رفتار تنش آستانه‌ای در هر دو ماده مشابه است. این دو معنا با استفاده از دو تحقیق مذکور در رابطه با تفسیر رفتار خزشی آلیاژهای PM Al آزمایش می‌شود [۶].

۲-۴-۷- منشأ تنش آستانه‌ای:

آزمایش داده‌های جدول ۲-۲ نشان می‌دهد که  $\tau_c$  با افزایش دما کاهش می‌یابد و وابستگی  $\tau_c$  به دما شدیدتر از آنست که به مدول برشی نسبت داده شود.

جدول ۲-۲: تنش آستانه‌ای بر حسب دما [۶]

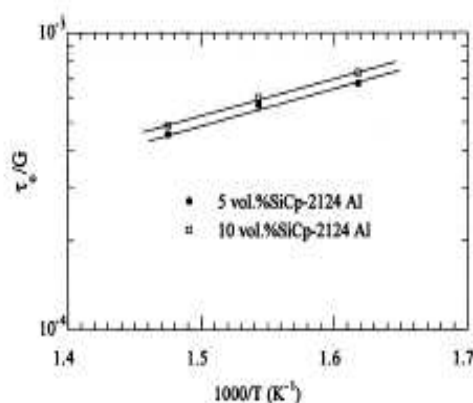
Estimated values for  $\tau_c$  in PM 5 vol.% SiC<sub>p</sub>-2124 Al

Temperature, T (K)	618	648	678
Threshold stress, $\tau_c$ (MPa)	13.6	11.4	8.7

مشاهده دقیق داده‌های تعدادی از مواد از جمله آلیاژهای تقویتی DS، آلیاژهای PM Al، و کامپوزیت‌های Al-SiC وابستگی تنش آستانه‌ای به دما را آشکار ساخت. برای این مواد مشخص شده که وابستگی دمایی تنش آستانه‌ای را می‌توان به بهترین نحو با رابطه (۲-۱۲) توصیف کرد؛ البته نمی‌توان آن را برای مدل‌های تنش آستانه‌ای موجود در نظر گرفت:

$$\frac{\sigma_0}{G} = B_0 \exp\left(\frac{Q_0}{RT}\right)$$

برای چک کردن اعتبار معادله ۲-۱۲ برای SiC-2124 Al 5vol% PM، مقادیر تخمینی ( $\tau_c/G$ ) (جدول ۲-۲) به صورت لگاریتم ( $\tau_c/G$ ) در برابر  $1/T$  در شکل (۲-۱۳) ترسیم شد.



شکل (۲-۱۳) : مقادیر تخمینی ( $\tau/G$ ) به صورت لگاریتم ( $\tau/G$ ) در برابر  $1/T$  [۶]

همان گونه که در شکل (۲-۱۳) هم دیده می شود داده های لازم برای  $\text{SiC}-2124\text{Al}$  ۵vol% PM در نزدیک به یک خط راست و هماهنگ با معادله ۲-۱۲ هستند.

ملاحظات پیشین و تحلیل ها منجر به این نتیجه می شود که ذرات SiC منشأ اولیه  $\tau$  نیستند. سه مشاهده زیر با این نتیجه سازگار هستند. نخست، خواص هندسی ذرات SiC در  $\text{SiC}-2124\text{Al}$  ۵vol% PM (اندازه متوسط ذرات SiC حدوداً  $2\ \mu\text{m}$  و فواصل میان آنها هم در حدود  $9\ \mu\text{m}$  است) نشانگر این است که انتظار نمی رود ذرات به عنوان موانع موثر حرکت نابجایی عمل کنند.

دوم آنکه، داده های مربوط به وابستگی تنش آستانه ای به دما برای خزش در  $\text{SiC}-2124\text{Al}$  ۵vol% PM موجود هستند و جالب است که مقایسه ای میان مقادیر  $\tau$  برای کامپوزیت و مقادیر حاضر تخمینی از  $\text{SiC}-2124\text{Al}$  ۵vol% PM داده های بکنیم. این مقایسه در (شکل ۲-۱۳) نشان داده شده است.

می توان در شکل دید که مقادیر  $\tau$  برای  $\text{SiC}-2124\text{Al}$  ۵vol% PM کمی بیشتر از مقادیر  $\text{SiC}-2124\text{Al}$  ۵vol% PM است و این وابستگی به دما برای هر دو ماده مشخص شده است. سازگاری نزدیک مقدار و گرایش میان  $\tau$  برای  $\text{SiC}-2124\text{Al}$  ۵vol% PM و  $\tau$  برای  $\text{SiC}-2124\text{Al}$  ۵vol% PM نشان می دهد که ذرات SiC به عنوان منشأ اولیه  $\tau$  عمل نمی کند. در نهایت نابجایی ها که اغلب در رابطه با ذرات SiC یافته می شوند فواصل بسیار نزدیکی با هم دارند. این نابجایی ها در ظاهر در مورد آرایش و ساختار مشابه نابجایی هایی هستند که در حین سرد شدن از دماهای بالا در سطح مشترک SiC/Al ایجاد می شوند. ایجاد این نابجایی ها در کامپوزیت در حین سرد شدن به اختلاف انقباض حرارتی Al و SiC نسبت داده می شود؛ نسبت میان ثابت حرارتی Al و SiC ۱:۱۰ است. بنابر شواهد تجربی نابجایی های ایجاد شده در سطح مشترک SiC/Al به طور طبیعی با حرارت دهی در دماهای بالا ناپدید

می شوند و در حین سرد شدن دوباره پدیدار می شوند. بر همان اساس این نابعجایی ها کامپوزیت را تنها در دماهای پایین (مثل دمای اتاق) تقویت می کنند [۷].

پیشنهاد شده که یک منبع جایگزین برای رفتار تنش آستانه ای در کامپوزیت های ناپیوسته SiC-Al (مثل آلیاژهای PM Al) با جداسدگی نابعجایی ها از ذرات اکسید در ارتباط است که در نتیجه فراوری کامپوزیت ها با متالورژی پودر بدست می آیند. نتایج تجربی حاضر برای نخستین بار شواهدی زیرساختاری در تایید این نظر فراهم می آورد. همچنین روابط نابعجایی - پراکندگی ذره مشابه آنهایی است که برای آلیاژهای PM<sub>۲۱۲۴</sub>Al و آلیاژهای DS ارائه شده است.

بنابر معادله ۲-۱۲ تنش آستانه ای برای خزش در SiC-۲۱۲۴Al ۵vol% با وابستگی دمایی مشخص می شود که بسیار شدیدتر از تنش جداسدگی  $\tau_d$  است که به مدول برشی نسبت داده می شود. «روسلر» و «آرتز» [۸] پیشنهاد کردند که جداسدگی ناشی از حرارت یک ذره در آلیاژهای DS منجر به کاهش تنش آستانه ای می گردد که با کاهش دما افزایش می یابد. با این حال همان گونه که «پارک» [۹] و دیگران نشان داده اند، مفهوم فعالسازی حرارتی نمی تواند مقادیر و گرایش های تغییرات انرژی فعالسازی ظاهری را برای خزش در آلیاژهای PM Al (که ریزساختارهای شان اتصال نابعجایی ها به ذرات پراکنده را نشان می دهد) توجیه کند. حدس زده می شود که وابستگی شدید دمایی تنش آستانه ای مثل معادله ۲-۱۲ ممکن است پیامد رابطه ای میان ناخالصی ها (که توانایی تفکیک ذرات ناپیوسته را دارند) و نابعجایی هایی باشد که در وجه جداسدگی ذرات به دام افتاده اند. با این حال این حدس ماهیتاً کیفی است و اثبات این مکانیسم نیازمند کار بیشتری است.

رفتار خزشی کامپوزیت SiC-۲۱۲۴Al ۵vol% در موارد زیر مشابه PM<sub>۲۱۲۴</sub>Al است:

(الف) خصوصیات منحنی خزش،

(ب) توان تنش ظاهری بالا و تغییرات آن با تنش اعمالی،

(ج) انرژی فعالسازی ظاهری زیاد برای خزش و تغییرات آن با تنش اعمالی،

(د) وجود تنش آستانه ای و

(ه) وابستگی دمایی تنش آستانه ای. این تشابهات در رفتار بین کامپوزیت و آلیاژ ماتریس غیرتقویتی نشان می دهند که منشأ اولیه تنش آستانه ای در هر دو ماده مشابه است؛ و تغییر شکل ماتریس PM<sub>۲۱۲۴</sub>Al خزش کامپوزیت SiC-۲۱۲۴Al ۵vol% را کنترل می کند. شواهد تجربی با این مشاهدات سازگار است. نخست، داده های زیرساختاری در مورد کامپوزیت نشانگر وجود رابطه ای میان نابعجایی ها و ذرات پراکنده بسیار نرم است. شکل و ریخت این ذرات مشابه آنهایی است که در PM<sub>۲۱۲۴</sub>Al مشاهده می شود که پیش از این به عنوان ذرات اکسید تشخیص داده شده بودند و از



فراوری ماده با متالورژی پودر بدست می آیند. رابطه میان نابعایی ها و ذرات اکسید به احتمال زیاد نشان دهنده منشأ اولیه تنش آستانه‌ای در آلیاژ و کامپوزیت است. دوم آنکه، نمودار داده‌های خزش کامپوزیت  $PM5\text{vol}\% \text{Al}-2124\text{-SiC}$  در حورد سرعت خزش در برابر تنش موثر در مقیاس لگاریتمی نشان می دهد که رفتار خزشی واقعی آلیاژ گذاری را از لغزش ویسکوز ( $n=3$ ) به ناحیه تنش بالا ( $n=5$ ) نشان می دهد که پیدایش آن به جدا شدن جابه جایی ها از اتمسفر اتمی محلول نسبت داده می شود. رفتار خزشی واقعی کامپوزیت مشابه آلیاژ ماتریس غیر تقویتی  $PM2124\text{Al}$  است. چنین شباهتی علاوه بر دیگر تشابهات در رفتار خزش بین دو ماده نشان می دهد که رفتار خزشی کامپوزیت تحت کنترل تغییر شکل ماتریس است [۹-۷].

## ۲-۵- بررسی تنش آستانه ای در کامپوزیت $\text{Al}-6\text{Mg}-1\text{Sc}-10\text{Zr}-10\text{vol}\% \text{SiC}_p$

آزمایش های خزشی بر روی کامپوزیت دانه نرم  $\text{Al}-6\text{Mg}-1\text{Sc}-10\text{Zr}-10\text{vol}\% \text{SiC}_p$  در محدوده دمایی ۵۳۳-۴۲۳ کلوین صورت گرفت. کامپوزیت توان تنش ظاهری و انرژی فعالسازی ظاهری زیادی را برای خزش در دماهای پایین از خود نشان داد. تنش آستانه‌ای مشخص می شود. نقش تنش آستانه‌ای در تحلیل مقادیر بالای توان تنش ظاهری و انرژی فعالسازی به همان مقداری کاهش یافت که از آلیاژهای محلول جامد انتظار می رفت. نتایج، افزایش مقاومت خزشی را در مقایسه با آلیاژ غیر تقویتی نشان دادند.

آلیاژ  $\text{Al}-\text{Mg}-\text{Sc}-\text{Zr}$  مقاومت بالا و مقاومت خزشی خوبی را در دمای اتاق تا ۴۲۳K از خود نشان می دهد. خواص مکانیکی عالی این سیستم آلیاژی ناشی از:

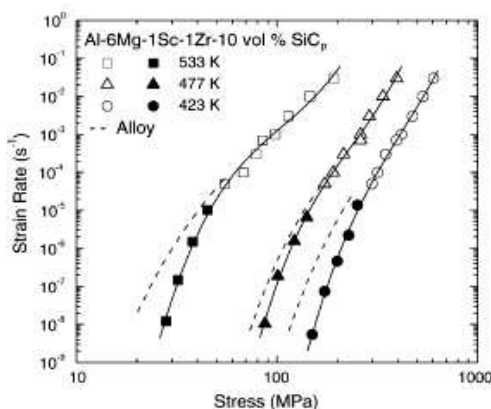
(الف) اثر مقاوم سازی محلول جامد که به وسیله منیزیم ایجاد می شود و  
(ب) مقاوم سازی ذره با رسوب نرم و چسبنده  $\text{Al}_2(\text{Sc}, \text{Zr})$  است. منیزیم به عنوان بهترین مقاوم کننده محلول جامد برای آلومینیوم شناخته می شود. تا ۶wt.% منیزیم در آلیاژهای  $\text{Al}-\text{Sc}$  قابل حل است که اثر محلول جامد را عالی ایجاد می کند.

رسوب های  $\text{Al}_2(\text{Sc}, \text{Zr})$  در برابر درشت دانگی تا دمای ۶۲۳K پایدار هستند که به میزان زیادی بیشتر از قابلیت های پیرسازی تجاری آلیاژهای آلومینیوم است که در آن ریزساختار در دمای بالاتر از ۵۲۳K به سرعت درشت می شود. این پایداری رسوبات  $\text{Al}_2(\text{Sc}, \text{Zr})$  ناشی از پایداری ترمودینامیکی فاز و چسبندگی (در اندازه دانه کوچک با شبکه  $\text{Al}$ ) است. نفوذپذیری اندک  $\text{Sc}$  و  $\text{Zr}$  در  $\text{Al}$  هم در این پایداری نقش دارد. مطالعات جدید مشخص ساخته که آلیاژهای زودگذاز  $\text{Al}-\text{Sc}$  که با روش

متالورژی پودر (PM) تهیه شده‌اند در دمای اتاق مقاومت بیشتری دارند. انجماد سریع فرایند ریزسازی پودر، مشارکت بخش حجمی بیشتری را از رسوبات  $Al_3(Sc, Zr)$  ثانویه و نرم، یا اشباع Sc در محلول که بعد منجر به رسوب می‌شود را میسر می‌سازد که خود باعث افزایش مقاومت می‌گردد. آلیاژ PM که برای مقاومت بالاتر طراحی شده،  $Al-6Mg-2Sc-1Zr$  (wt.%)، مقاومت تسلیم  $612MPa$  را در دمای اتاق نشان می‌دهد. مطالعه مکانیسم‌های فعال مقاوم‌سازی پیش‌بینی می‌کند که مقاومت آلیاژ با افزایش بخش حجمی  $Al_3(Sc, Zr)$  ثانویه و نرم افزایش می‌یابد و می‌توان با کاهش میزان Sc هم از ۲ به ۱ درصد به منظور کاهش محدوده انجماد به این مقصود دست یافت. کاهش محدوده انجماد، ذرات ابتدایی بزرگ  $Al_3(Sc, Zr)$  را کاهش می‌دهد که چندان در مقاومت آلیاژ نقشی ندارند و به طور خالص باعث افزایش میزان رسوبات نرم و ثانویه  $Al_3(Sc, Zr)$  می‌شود. آلیاژ  $Al-6Mg-1Sc-1Zr$  برای بدست آوردن مقاومت بهتر ارائه شد.

تصور می‌شود آلیاژهای Al که با  $SiC_p$  تقویت شده بودند به خاطر اثر انتقال بار مقاومت خزشی بیشتری دارند. ده درصد حجمی  $SiC$  به آلیاژ افزوده شد تا خواص مکانیکی در دماهای بالا را بهبود بخشد. در اینجا رفتار خزشی یک کامپوزیت  $Al-6Mg-1Sc-1Zr-10 vol\% SiC$  با ماتریس فلزی بررسی شد و با رفتار خزشی منتشر شده قبلی آلیاژ  $Al-6Mg-1Sc-1Zr$  مقایسه شد (در این مقاله  $Al-6Mg-1Sc-1Zr$  به عنوان آلیاژی غیرتقویتی و  $Al-6Mg-1Sc-1Zr-10 vol\% SiC$  به عنوان آلیاژی کامپوزیتی یاد می‌شود). اگرچه ترکیب ماتریس کامپوزیت مشابه آلیاژ نیست اما مقایسه این دو برای نشان دادن تاثیر تقویت  $SiC_p$  و رسوب ثانویه افزایش یافته  $Al_3(Sc, Zr)$  در آلیاژهای Al-Sc صورت گرفت. کامپوزیت تازه طراحی شده مقاومت خزشی را در دماهای بالاتر افزایش دادند.

(شکل ۲-۱۴) تغییرات سرعت کرنش حداقل را با تنش اعمالی نشان می‌دهد. مقادیر جریان تنش در کرنش پلاستیک ۰/۱ هم از داده‌های کششی در گراف آمده است. این آزمایش‌های کششی در سرعت‌های مختلف کرنش ابتدایی در ۴۲۳ و ۴۷۷ و ۵۳۳ کلوین صورت گرفت.



شکل (۲-۱۴): نمودار جریان تنش با سرعت کرنش حداقل برای کامپوزیت Al-۶Mg-۱Sc-۱Zr-۱۰ vol% SiC (نشانه‌های بسته نشان دهنده داده‌های خزش است درحالی‌که نشانه‌های توخالی نشان دهنده داده‌های آزمایش کششی است). [۱۰]

از شکل (۲-۱۴) آشکار است که تنش‌های آستانه‌ای در کامپوزیت بزرگتر از آلیاژ غیر تقویتی هستند. این به خاطر وقوع انتقال بار است که در آن بخشی از بار خارجی با کاهش مربوط به تنش موثر به تقویت انتقال می‌یابد. توان تنش در سرعت‌های پایین کرنش ثابت نیست و با کاهش سرعت کرنش افزایش می‌یابد. معادله ۲-۲ خزش قانون نیرو که قبلاً به آن اشاره شد برای آلیاژهای تقویتی نیز به صورت زیر است:

$$\dot{\epsilon}_m = A \frac{DGb}{kT} \left( \frac{\sigma - \sigma_0}{G} \right)^n$$

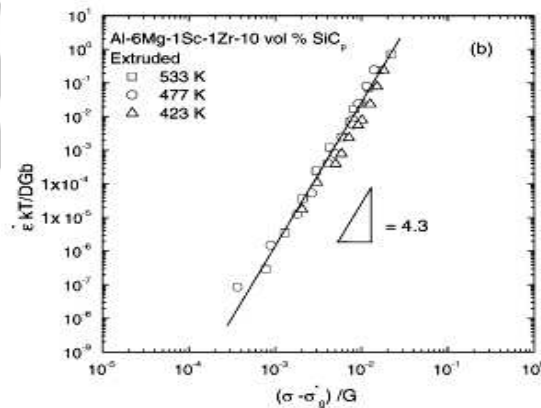
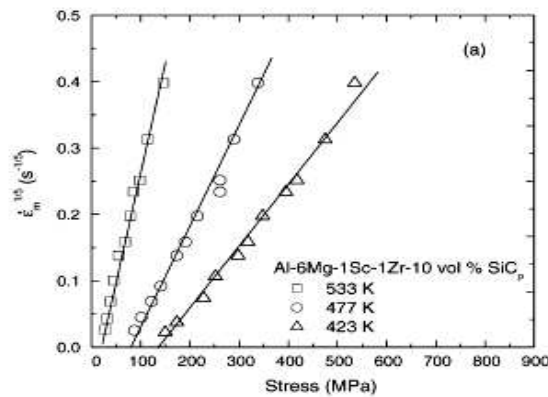
در مورد کامپوزیت‌های با ماتریس فلزی، تنش موثر  $\sigma_e = \sigma - (1-\alpha)\sigma_0$  به شکل  $\sigma_e = (1-\alpha)\sigma - \sigma_0$  نشان داده می‌شود که در آن  $\alpha$  ثابت انتقال بار است که مقادیری بین ۰ در غیاب انتقال بار تا ۱ با انتقال کلی بار دارد. با جایگزینی  $\sigma_e$  در معادله ۲-۲ رابطه زیر را داریم:

$$\dot{\epsilon}_m = A \frac{DGb}{kT} (1-\alpha)^n \left( \frac{\sigma - \sigma_0^*}{G} \right)^n \quad (\text{معادله ۲-۱۳})$$

که در آن  $\sigma_0^*$  به صورت تنش آستانه‌ای ظاهری است:

$$\sigma_0^* = \frac{\sigma_0}{1-\alpha} \quad (\text{معادله ۲-۱۴})$$

تنش آستانه‌ای ظاهری  $\sigma_0^*$  در دماهای مختلف از داده‌های تجربی با استفاده از تکنیک برون‌یابی خطی بدست می‌آید. برای مقدار  $n$  که مشخص کننده مکانیسم خزشی است، رابطه بین  $\sigma$  و  $\dot{\epsilon}_m^{1/n}$  در دمای ثابت خطی است. با برون‌یابی به  $\dot{\epsilon} = 0$  مقدار  $\sigma_0^*$  بدست می‌آید. برای  $n=5$  (صعود نابجایی) رابطه‌ای خطی برای آلیاژ فعلی در هر سه دما بدست می‌آید (شکل ۲-۱۵).



شکل (۲-۱۵): (a) نموداری که نشان دهنده تخمین تنش آستانه‌ای برای خزش نابجایی ( $n = 5$ ) است و (b) تغییرات سرعت خزش وابسته به دما با تنش موثر طبیعی برای کامپوزیت شکل یافته Al-۶Mg-۱Sc-۱Zr-۱۰ [۱۰] vol% SiC

مقادیر تنش آستانه‌ای که از این نمودار بدست می‌آیند ۱۳۶ و ۸۱ و ۳۶ Mpa به ترتیب در دماهای ۴۲۳ و ۴۷۷ و ۵۳۳ K است. این نتایج نشان می‌دهند که صعود نابجایی در آلیاژ ماتریس سرعتی است که فرایند خزش را در کامپوزیت کنترل می‌کند.

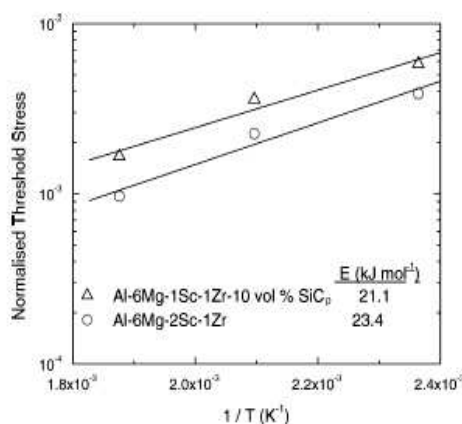
انرژی فعالسازي ظاهري (Qa) با استفاده از نمودار آرنیوس بدست آمد. این مقدار بیشتر از انرژی فعالسازي برای شبکه آلومینوم (۱۴۲ kJ/mol) است. مقادیر بالای  $n_a$  و  $Q_a$  از تفسیر تنش آستانه‌ای حمایت می‌کنند. پس از در نظر گرفتن تنش موثر ( $\sigma - \sigma^*$ ), داده‌های فعلی انرژی فعالسازي ۱۴۷/۳ kJ/mol را بدست می‌دهد که نزدیک ۱۴۲ kJ/mol است. سرعت کرنش حداقل طبیعی نسبت به تنش موثر طبیعی در شکل (۲b-۱۵) آمده است [۱۰].

#### ۲-۵-۱ - وابستگی تنش آستانه‌ای به دما

وابستگی تنش آستانه‌ای طبیعی به دما را می‌توان با معادله نوع «آرنیوس» نشان داد که بازهم همان معادله (۲-۱۲) است که قبلاً اشاره شد.

$$\frac{\sigma_0}{G} = B_0 \exp\left(\frac{Q_0}{RT}\right)$$

شکل (۲-۱۶) نمودار تنش آستانه‌ای طبیعی ( $\sigma_0/G$ ) در مورد کامپوزیت و  $\sigma_0/G$  در مورد آلیاژ را نسبت به معکوس دمای مطلق  $1/T$  نشان می‌دهد. وابستگی دمایی برای کامپوزیت و ۲۳/۴ kJ/mol برای آلیاژ از داده‌ها تخمین زده شدند. جالب است اشاره کنیم که مقادیر وابستگی دمایی مشابه انرژی پیوستگی بین نابجایی و اتم‌های ناخالصی است. همچنین با مشاهدات تجربی پیشین که رابطه مستقیم بین نابجایی و ذره را در نمونه خزش یافته ترسیم می‌کنند هماهنگ است.



شکل ۲-۱۶: تغییر تنش آستانه‌ای با دما برای کامپوزیت Al-۶Mg-۱Sc-۱Zr-۱۰ vol% SiC و آلیاژ Al-۶Mg-۲Sc-۱Zr که وابستگی دمایی را نشان می‌دهد [۱۰].

۲-۵-۲- نتایج:

الف) خواص خزشی آلیاژ Al-۶Mg-۱Sc-۱Zr که با ۱۰ vol.% تقویت شده، در گستره دمایی ۴۲۳-۵۳۳K بررسی شد. تحلیل داده‌های خزشی وجود تنش آستانه‌ای را نشان می‌دهد. بزرگی این تنش آستانه‌ای به دمای آزمایش بستگی دارد.

ب) ریزساختار کامپوزیت نشان داده است که میزان Sc در حال کاهش از ۲ به ۱ wt.% مقدار ذرات ابتدایی Al<sub>۳</sub>(Sc, Zr) را کاهش داده و مقدار ذرات ثانویه Al<sub>۳</sub>(Sc, Zr) را افزایش می‌دهد.

ج) وقتی تنش آستانه‌ای در تحلیل لحاظ شود، مشخص می‌شود که توان تنش در حدود ۵ است و انرژی فعالسازی نزدیک مقدار شبکه آلومینیوم خالص است. این نتایج نشان می‌دهند که صعود نابجایی در آلیاژ ماتریس سرعتی است که فرایند خزش را در این کامپوزیت کنترل می‌کند [۱۰].

## ۲-۶- بررسی تنش آستانه ای برای خاصیت فوق خمیری در آلیاژهای Al-Mg-Zn

تنشهای آستانه ای برای خاصیت فوق خمیری اغلب در و آلیاژهای مسلح به منیزیم مشاهده شده است. با این حال تنشهای آستانه ای در آلیاژهای Al-Mg-Zn و مسلح در وابستگی به دما و اندازه دانه از هم متفاوتند.

آلیاژهای منیزیم به خاطر خواص ویژه عالیشان توجه زیادی را به خود جلب کرده اند که همین نکته آنها را نامزد های بالقوه مناسبی برای جایگزینی مواد سنگینتر در قطعات ماشین می‌کند.

خاصیت فوق خمیری راهی مناسب برای شکل دادن آلیاژهای منیزیم به هندسه های پیچیده است. خاصیت خمیری ناشی از لغزش مرزدانه (GBS) است که توان تنش کمی دارد. خزش کنترل شده با (GBS) عموماً با استفاده از رابطه قانون - نیرو بین آهنگ کرنش و تنش توصیف میشود.

$$\varepsilon = AD \left(\frac{b}{d}\right)^p \left(\frac{\sigma}{E}\right)^2 \quad (\text{معادله ۲-۱۵})$$

که در آن A ثابت ماده، E مدول یانگ،  $D = D_0 \exp(-Q/RT)$  ضریب انتشار مناسب، Q انرژی فعالسازی، R ثابت گازها، T دمای مطلق، b بردار برگرز، d اندازه دانه و  $p = (۲/۳)$  توان اندازه دانه است. علی رغم مدل کردن رفتار آلیاژهای AZ با معادله ۲-۱۵ برخی محققان تنش آستانه ای ( $\sigma_0$ ) را ارایه می‌کنند. در این مورد رابطه به شکل زیر در می‌آید.

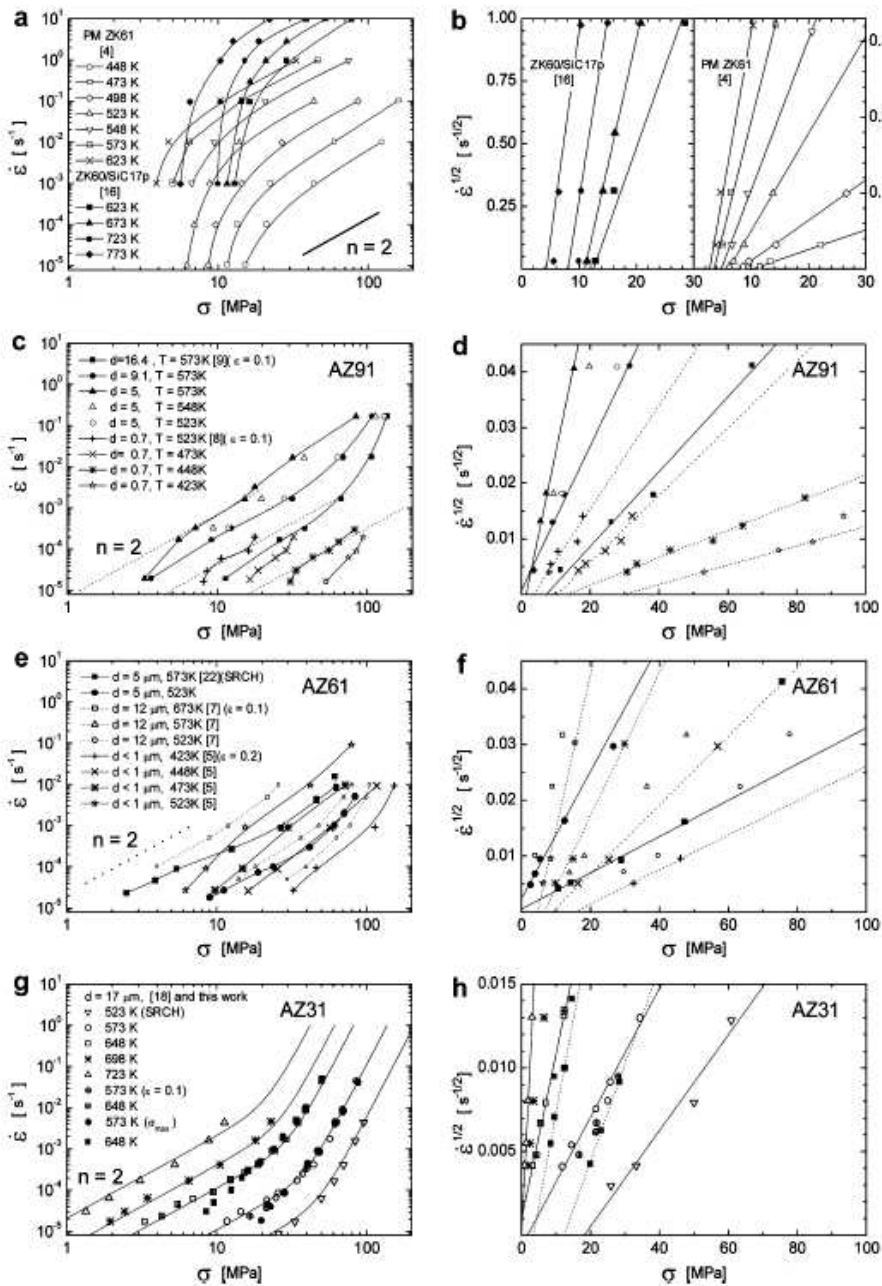
$$\varepsilon = AD \left(\frac{b}{d}\right)^p \left(\frac{\sigma - \sigma_0}{E}\right)^2 \quad (\text{معادله ۲-۱۶})$$

این کار مقادیر بالایی مثل ۲۰-۳۰ MPa را برای تنش آستانه ای در آلیاژهای AZ۹۱ و AZ۶۱ نرم ارایه می دهند. بزرگی این تنش آستانه ای ارتباطی تکنولوژیک با شکل دهی فوق خمیری دارد. عقیده بر این است که تنش آستانه ای با ذرات ریزی ارتباط دارد که :

- ۱) مقاومت بین دانه ای را افزایش می دهند یا به عبارتی سازگاری GBS را کند می کند
- ۲) مهاجرت مرزی دانه را به تاخیر می اندازد.
- ۳) لغزش و یا انتشار مرزی دانه را مستقیماً تغییر می دهد.

علاوه بر این تنش آستانه ای در ۲۲٪ Al-Zn ناشی از اندر کنش بین انهمای ناخالصی است که در مرز دانه ها و جابجایی ها از هم تفکیک شده اند. محققان در تلاش هستند تا این تنش آستانه ای را با خواص فاز دوم در این آلیاژها ارتباط منطقی دهند.

می خواهیم بحث را با تعدادی شکل توضیح دهیم [۱۱].



شکل (۲-۱۷): نمایش آهنگ کرنش در برابر تنش واقعی برای تعیین تنش آستانه ای (a,b) پودر متالورژی ZK61 و آلیاژهای مسلح ZK 60 و (c,d) آلیاژ AZ91 و (e,f) آلیاژ AZ61 و (g,h) آلیاژ AZ31 [۱۱]



شکل (b-۱۷-۲) منحنی معمول برای تعیین تنش آستانه ای است که از برون یابی نسبت به محور افقی بدست آمده است.

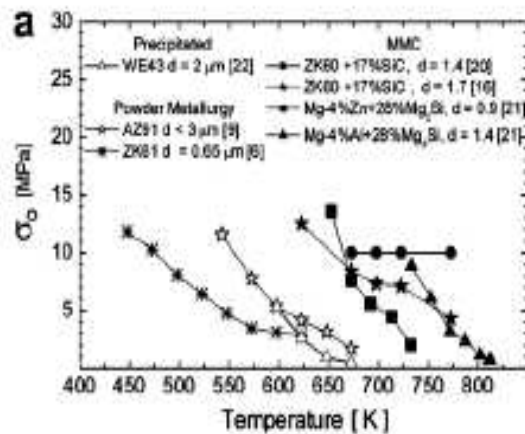
شکل (c,e,g-۱۷-۲) آهنگ کرنش نسبت به تنش واقعی به ترتیب برای آلیاژهای AZ۹۱ و AZ۶۱ و AZ۳۱ داده شده است.

شکل (d,f,h-۱۷-۲) منحنی معمول برای تعیین تنش آستانه ای مشخص شده است. می توان نتایج زیر را از این منحنی بدست آورد:

۱) شکل h,g تنش آستانه ای را برای دماهای پایین ۵۲۳ و ۵۷۳ کلوین نشان می دهد. این تنش های آستانه ای ناشی از فرض نامناسب است.

۲) به کمک مقایسه داده های شکل ۱۷-۲ می توان نتایجی را براساس پایداری اندازه دانه گرفت. وقتی تنش های ماکزیم یا تنشهایی که در کرنش ۰,۱ اندازه گیری شده اند را در نظر بگیریم، توان تنش بیش از ۲ می تواند منجر به تعیین تنش آستانه ای قابل ملاحظه شود. همچنین باید گفت که نمونه ها به مدتی بیش از ۳۰ دقیقه در دماهای بالا قرار داشته است.

در شکل (۱۸-۲) مشاهده شد که کاهش تدریجی تنش آستانه ای با دما رخ می دهد. علاوه بر آن هیچ وابستگی آشکاری به اندازه دانه و تنش های آستانه ای حتی در دماهای بالا وجود ندارد.



شکل (۱۸-۲) وابستگی تنش آستانه ای به دما [۱۱]

## ۷-۲- بررسی تنش آستانه ای در سوپرپلاستیک

ویژگی مهم رفتار تغییرشکل در آلیاژهای سوپرپلاستیک ریزدانه‌ای، مشاهده تجربی است آنتست که رابطه بین تنش و سرعت خزش در حالت پایدار اغلب S شکل است. تحت شرایط خزشی، چنین رفتاری با وجود سه ناحیه مشخص می‌شود: ناحیه I (ناحیه تنش کم) ناحیه II (ناحیه سوپرپلاستیک یا ناحیه با تنش متوسط) و ناحیه III (ناحیه تنش زیاد). نتایج تجربی و ملاحظات نظری نشان دادند که ناحیه II و I توسط فرایند تغییرشکل مشابهی کنترل می‌شوند که در آن لغزش دسته جمعی دانه‌ها با حرکت نابجایی در مقابل دانه‌های موانع منطبق است، و اینکه ناحیه I ناشی از وجود تنش آستانه‌ای است. منشأ این تنش آستانه‌ای به صورت تمرکز موضعی ناخالصی چه در مرزها و چه در ذرات پراکندگی در محیط میانی دانه‌ها بررسی می‌شود.

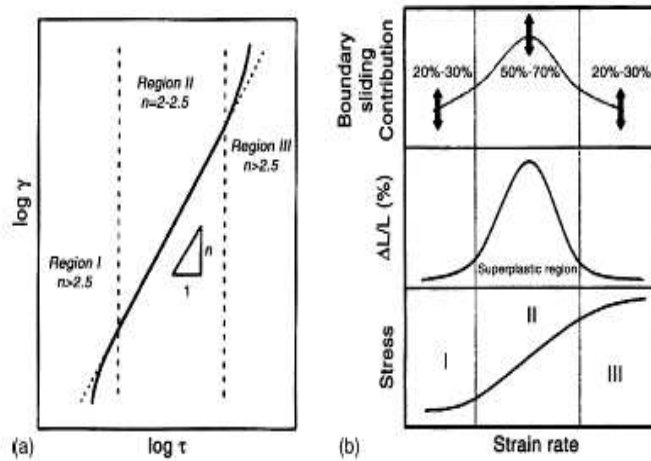
طی سه دهه گذشته تحقیقات مربوط به رفتار مکانیکی آلیاژهای سوپرپلاستیک ریزدانه منجر به سه یافته اساسی شده است. نخست سوپرپلاستیسیته ریزدانه فرایندی تحت کنترل نفوذ است که می‌توان آن را به صورت زیر نشان داد:

$$\frac{\gamma KT}{DGb} = A \left(\frac{b}{d}\right)^s \left(\frac{\tau}{G}\right)^n$$
$$D = D_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)$$

(معادله ۲-۱۷)

که در آن  $\gamma$  سرعت خزش برشی،  $k$  ثابت بولتزمن،  $T$  دمای مطلق،  $D$  ثابت پراکندگی که مشخصه فرایند خزشی است،  $G$  مدول برشی،  $b$  بردار برگر،  $A$  یک ثابت بی‌بعد،  $d$  اندازه دانه،  $s$  حساسیت اندازه دانه،  $\tau$  تنش برشی اعمالی،  $n$  توان تنش،  $Q$  انرژی فعالسازی برای فرایند پراکندگی که رفتار خزشی را کنترل می‌کند، و  $D_0$  فاکتور فرکانس برای پراکندگی است. دوم اینکه رابطه بین تنش  $\tau$  و سرعت کرنش  $\dot{\gamma}$  غالباً S شکل است. تحت شرایط آزمایش خزشی، این رابطه با وجود سه ناحیه مشخص می‌گردد (شکل ۲-۱۹-a): ناحیه I (ناحیه تنش کم) ناحیه II (ناحیه سوپرپلاستیک یا ناحیه با تنش متوسط) و ناحیه III (ناحیه تنش زیاد). در ناحیه III (ناحیه تنش زیاد)  $n > 3$  است و انرژی فعالسازی ظاهری  $Q_a$  بزرگتر از پراکندگی مرز دانه است. ناحیه II (ناحیه با تنش متوسط) چندین برابر بزرگتر از سرعت کرنش را پوشش می‌دهد و با توان تنش  $2/5$  و  $1/5$ ، انرژی فعالسازی ظاهری که نزدیک مقدار پراکندگی مرزی است، و حساسیت اندازه دانه حدود ۲ مشخص می‌گردد. در این

ناحیه حداکثر شکل پذیری رخ می دهد (شکل ۲-۱۹b). به خاطر این ویژگی اغلب از ناحیه II به عنوان ناحیه سوپرپلاستیک یاد می شود. ناحیه I با توان تنش ۳-۵، انرژی فعالسازی ظاهری بیشتر از پراکندگی مرز دانه مشخص می شود. با این حال رفتار خزشی در این ناحیه حساسیت اندازه دانه ای مشابه ناحیه II از خود نشان می دهد. سوم اینکه در انبساط طولی کم (به طور نمونه ۲۰-۳۰٪) درصد مشارکت مرزی که به کلی دچار کرنش می شود عموماً بین ۵۰-۷۰٪ در ناحیه II متغیر است اما در ناحیه I و III به سرعت تا حدود ۳۰-۲۰٪ کاهش می یابد [۱۲].



شکل ۲-۱۹: نمایش شماتیک رابطه  $\sigma$  شکل بین تنش و سرعت کرنش (مقیاس لگاریتمی) که اغلب مشخصه رفتار تشکیل آلیاژهای ریزدانه سوپرپلاستیک است و (b) روابط شماتیک مربوط به این رفتار، شکل پذیری و نقش لغزش مرزی در کرنش کل [۱۲]

تلاشهای چشمگیری برای توضیح منشأ ویژگی هایی صورت گرفته که با جریان سوپرپلاستیک در ناحیه II (ناحیه سوپرپلاستیک) در ارتباط هستند. در نتیجه این تلاشها تعدادی مکانیسم های تغییر شکل ایجاد شده است. موفق ترین مکانیسم ها بر مبنای این دیدگاه قرار دارند که لغزش مرز دانه (GBS) نقش عمده ای در سوپرپلاستیسیته ریزدانه دارد و برای وقوع آن ضروری است. مدل های بر مبنای GBS که با حرکت نابجایی هماهنگ هستند منجر به معادله کنترل سرعتی می شوند که بر داده های تجربی منطبق هستند:

$$\gamma = C \frac{D_0 G b}{KT} \left(\frac{b}{d}\right)^2 \left(\frac{\tau}{G}\right)^2 \exp\left(\frac{-Q_{gb}}{RT}\right) \quad (\text{معادله ۲-۱۸})$$

داده‌های چند تحقیق در مورد سوپرپلاستیسیته ریزدانه نشان داده که ناحیه‌های I و II با فرایند تغییرشکل مشابهی کنترل می‌شود و اینکه تفاوت‌های ظاهری در خصایص خزشی بین ناحیه I و II ناشی از تنش آستانه‌ای است که منشأ آن با تمرکز موضعی ناخالصی در مرزها یا در ذرات پراکندگی در محیط درونی دانه‌ها در ارتباط است [۱۲].

#### ۲-۷-۱- توضیحات ابتدایی برای ناحیه I:

توان تنش انرژی فعالسازی گزارش شده برای ناحیه I بیشتر از آنهایی است که در ناحیه II گزارش شده است؛  $n > 2/5$  و  $Q_a > Q_{gb}$ . بنابر شواهد ثبت شده، افزایش توان تنش برای خزش در آلیاژهای سوپرپلاستیک ریزدانه در تنش‌های کم نشانگر گرایشی حقیقی است. دو توضیح ممکن برای این افزایش ارائه شده است.

نخست پیشنهاد شد که ناحیه I ممکن است با پیدایش مکانیسم تغییرشکل جدیدی در ارتباط باشد که در پی آن مکانیسم کنترل کننده ناحیه II می‌آید. درحالی‌که تفسیر ناحیه I در مورد فرایند همزمان به نظر جذاب می‌رسد اما تلاش‌ها برای توسعه یک مکانیسم تغییرشکل که بتواند برای تمام خواص مکانیکی اشاره شده در این ناحیه جوابگو باشد ناموفق بوده است (توان تنش بالا، انرژی فعالسازی بالا، و وابستگی شدید به اندازه دانه).

دوم اشاره شد که ناحیه I ممکن است در نتیجه فرایند تغییرشکل جداگانه‌ای باشد اما ممکن است ناشی از وجود یک تنش آستانه‌ای باشد  $\tau_c$ . این احتمال وقتی در ایجاد دو نظریه سوپرپلاستیسیته ادغام گردد، به طور کمی رفتار S شکل تجربی  $Zn_{22}\%Al$  و  $Pb_{62}\%Sn$  را توجیه می‌کند اما انرژی فعالسازی بالاتر مشاهده شده در ناحیه I را در نظر نمی‌گیرد [۱۲].

#### ۲-۷-۲- پیشرفت‌های تفسیر ناحیه I

در فرمول‌سازی نظریه‌های سوپرپلاستیسیته که یک تنش آستانه‌ای را در معادله کنترل کننده سرعت وارد می‌کند، فرض شد که تنش آستانه‌ای ناشی از فرایندهایی است که نسبت به دما حساس نیستند. با این حال تحلیل داده‌های تجربی بر روی دو آلیاژ سوپرپلاستیک  $Zn_{22}\%Al$  و  $Pb_{62}\%Sn$  در

تنشهای کم (ناحیه I و II) منجر به نتیجه زیر گردید: به منظور تشریح ناحیه I در مورد تنش آستانه‌ای، لازم است  $\tau_0$  را به میزان زیادی طبق معادله ۲-۱۲ با دما کاهش دهیم: با استفاده از معادله ۲-۱۲ مشخص شد که داده‌های Zn۲۲%/Al و Pb-۶۲%/Sn در هر دو ناحیه I و II الزاماً با دو مکانیسم تغییرشکل متفاوت در ارتباط نیست، چون داده‌های مشابه را می‌توان به طور یکسان با یک فرایند تغییرشکل که شامل تنش آستانه‌ای هم می‌شود مرتبط دانست:

$$\gamma = C \frac{D_0 G b}{KT} \left(\frac{b}{d}\right)^2 \left(\frac{\tau - \tau_0}{G}\right)^2 \exp\left(\frac{-Q_{gb}}{RT}\right) \quad (\text{معادله ۲-۱۸})$$

وجود  $\tau_0$  مشخص می‌سازد که در حین جریان سوپرپلاستیک، تغییرشکل با یک تنش موثر ( $\tau_e = \tau - \tau_0$ ) و  $\tau_0$  و نه با تنش اعمالی  $\tau$  به پیش رانده می‌شود [۱۲].

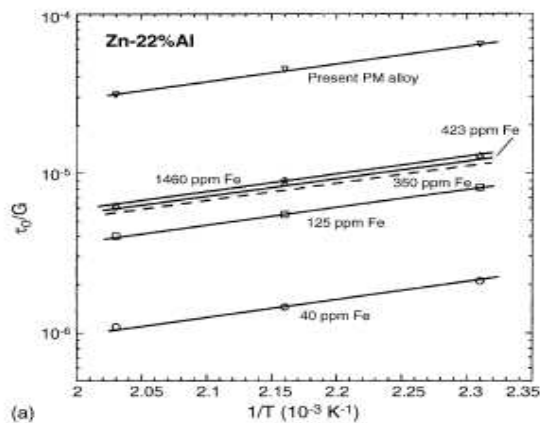
#### ۲-۷-۳- تنش آستانه‌ای تحت ناخالصی

معادله ۲-۱۲ در ظاهر شبیه معادله زیر است که تراکم اتم‌های ناخالصی  $C$  را به عنوان تابعی از تراکم متوسط ( $C_0$ ) و دما و انرژی چسبندگی ( $W$ ) است:

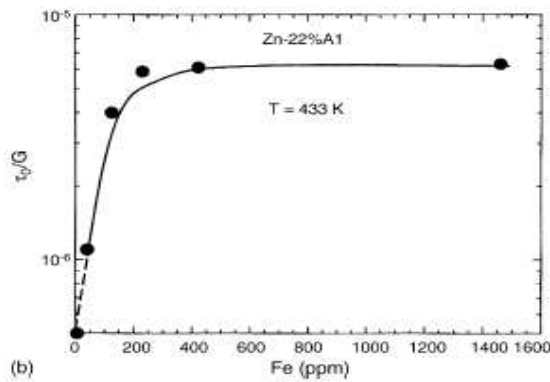
$$C = C_0 \exp\left(\frac{W}{RT}\right) \quad (\text{معادله ۲-۱۹})$$

بر همین اساس پیشنهاد شد که اجرای فرایند تنش آستانه‌ای که منشأ آن با ناخالصی در مرزها ارتباط دارد، محتمل‌ترین توجیه برای وقوع رفتار ناحیه I است. به ویژه مشخص شد که تمرکز موضعی ناخالصی اغلب در مرزهای نابجایی رخ می‌دهد که منجر به چرخش نابجایی می‌گردد و تحت شرایط چسبندگی شدید بین اتم‌های ناخالصی و نابجایی‌ها و تحرک بسیار کم اتم‌های ناخالصی، تنش آستانه‌ای باید پیش از آنکه نابجایی مرزی بتواند از فضای ناخالصی رها بشود و انجماد را ایجاد کند، بیشتر گردد. شواهد تجربی از این نکته حمایت می‌کنند. داده‌های خزش که برای چندین حالت Zn۲۲%/Al ارائه شده‌اند و حاوی سطوح متفاوتی از Fe هستند، وجود تنش آستانه‌ای را نشان می‌دهند که خصوصیات آن با پدیده‌های مختلف مرتبط با تمرکز موضعی مرزی هماهنگ است. نخست، رفتار خزشی خلوص بالای Zn۲۲%/Al نشان نمی‌دهد که ناحیه I و ناحیه II تا پایین‌ترین سرعت کرنش ادامه می‌یابند. همچنین تحلیل داده‌ها عدم وجود تنش آستانه‌ای را آشکار کرد. دوم اینکه بنابر داده‌های تجربی ارائه شده برای Zn۲۲%/Al با بهسازی Fe، وابستگی تنش آستانه‌ای به دما

در معادله ۱۱ توصیف شده است (شکل ۲-۲۰-a). سوم اینکه به نظر می‌رسد با افزایش سطح Fe تنش آستانه‌ای به مقداری حدی برای مقدار Fe بیشتر از ۱۲۰ ppm نزدیک می‌شود (شکل ۲-۲۰-b). پیشنهاد شده که این سطح Fe (۱۲۰ ppm) به احتمال زیاد نشانگر تراکمی است که در آن بخش‌های مرزی موجود برای تمرکز موضعی Fe به مقداری حدی نزدیک می‌شود. چهارم اینکه برای تراکم تقریباً یکسان Fe، وجود ناخالصی‌های دیگر در Zn۲۲%/Al اثر افزایشی بر مقدار تنش آستانه‌ای. این مشخصه به احتمال زیاد بازتاب اشباع است که با تمرکز موضعی ناخالصی در مرزها ارتباط دارد.



(a)



(b)

شکل ۲-۲۰ (a) نمودار لگاریتم  $\tau_0/G$  به عنوان تابعی از  $1/T$  برای آلیاژهای مختلف Zn۲۲%/Al. داده‌ها برای حاوی ۱۲۰ و ۴۲۳ و ۱۴۶۰ و ۴۰ ppm، نمودار  $\tau_0/G$  به عنوان تابعی از مقدار Fe در Zn۲۲%/Al در دمای ۴۳۳ K [۱۲]

بر مبنای شواهد بالا پیشنهاد زیر که بر مبنای مدل «بال- هوچسیون» [۱۳] است ارائه شد. در حین شکاف لغزش مرزی، یک گروه از دانه‌ها به طور یکپارچه لغزش یافتند تا اینکه با دانه‌ای با آرایش نامطلوب متوقف شدند که هر کدام از این دانه‌ها به عنوان یک مانع (دانه مانع) برای یک گروه دانه‌ها عمل می‌کنند. این فرایند منجر به ایجاد تمرکز تنش در نقطه سه‌گانه می‌شود. تمرکز تنش موضعی را می‌توان با تولید و حرکت نابجایی‌های شبکه‌ای در دانه مانع برطرف کرد؛ این نابجایی‌ها سازگاری را برای لغزش فراهم می‌آورند. وجود اتم‌های محلول مثل Mg, Si, Cu و دیگر ناخالصی‌ها در Zn<sub>۲۲</sub>/Al منجر به نیروی زیادی می‌گردد که لغزش نابجایی‌ها را به وسیله فرایند کشش ویسکوز به تاخیر می‌اندازد. با این حال لغزش ویسکوز نابجایی‌ها در محیط داخلی دانه‌های مانع، مثل مکانیسم کنترل سرعت صعود نابجایی را به مرزهای مقابل نمی‌راند؛ چون انرژی فعالسازی واقعی برای جریان سوپرپلاستیک (همانگونه که برای ناحیه I و II ارائه شده) به مقداری نزدیک می‌شود که برای پراکندگی مرزی انتظار می‌رود. اگر لغزش ویسکوز مکانیسم کنترل کننده بود، انرژی فعالسازی برابر با پراکندگی شبکه‌ای می‌شد. در حین حرکت لغزش در دانه مانع، نابجایی‌های شبکه‌ای با ذرات پراکندگی رودررو می‌شوند. نابجایی می‌تواند از ذرات در جایگاه در وجه ناپیوستگی ذرات گیر افتاده‌اند صعود کند. بنابراین ناخالصی‌ها در این نابجایی‌ها تمرکز می‌یابند. تنش آستانه‌ای برای رها کردن نابجایی‌ها از ناخالصی لازم هستند. بدون ایجاد این تنش، نابجایی‌های شبکه‌ای حرکت خود را به مرز مقابل جایگاه صعود می‌کنند ادامه نخواهند داد. اگر چنین چیزی رخ بدهد، سازگاری برای لغزش با ایجاد و حرکت نابجایی‌ها در دانه مانع، دیگر وجود نخواهد داشت که منجر به از دست رفتن سوپرپلاستیسیته می‌گردد.

شایان ذکر است درحالیکه مرحله کنترل سرعت در حین جریان سوپرپلاستیک صعود نابجایی به مرز دانه است، تنش آستانه‌ای از تنش اعمالی در معادله کنترل سرعت (معادله ۲-۱۸) تفریق می‌شود. این وضعیت که نشان می‌دهد تغییر شکل نه با تنش اعمالی بلکه با تنش موثر به پیش می‌رود، مشابه موردی است که با آلیاژهای تقویتی (DS) مرتبط است. در چندین مورد رفتار خزشی واقعی آلیاژهای DS مثل فلزات با صعود جابه‌جایی کنترل می‌شود که مشخصه آن توان تنش حدود ۵ و انرژی فعالسازی نزدیک به پراکندگی شبکه‌ای است. با این حال رفتار خزشی ظاهری توان تنش و انرژی فعالسازی را نشان می‌دهند که زیاد و متغیر هستند،  $n > 10$  و  $Q_D > Q$ . تحلیل رفتار خزشی تعدادی از آلیاژهای DS، یک تنش آستانه‌ای برای خزش آشکار کرد. وقتی این تنش در تحلیل رفتار خزشی آلیاژهای DS لحاظ شد، رفتار خزشی واقعی در مورد توان تنش واقعی و انرژی فعالسازی خزش

مشابه فلزات می شود. بنابراین اگرچه صعود نابجایی فرایند کنترل سرعت در آلیاژهای DS است، اما رفتار تغییرشکل نه با تنش اعمالی  $\tau$  که با تنش موثر ( $\tau_e = \tau - \tau_0$ ) به پیش می رود یا به عبارتی  $\tau_0$  از  $\tau$  تفریق می شود.

وابستگی تنش آستانه‌ای به دما برای خزش در Zn۲۲%/Al حاوی ذرات پراکندگی، که در شکل (۲-۲۰) به تصویر کشیده شده است از معادله ۲-۱۲ با  $Q = 22 \text{ kJ/mol}$  تبعیت می کند و مشابه آنی است که برای آلیاژهای PM Al و Zn۲۲%/Al گزارش شده‌اند. همانگونه که پیش از این ذکر شد این معادله در ظاهر شبیه معادله ۲-۱۲ است. این شباهت ظاهری هماهنگ با تفسیری است که منشأ تنش آستانه‌ای را، برای جریان سوپرپلاستیک در Zn۲۲%/Al حاوی ذرات پراکندگی، نتیجه رابطه میان ناخالصی (که ممکن است در ذرات ناپیوسته متمرکز شود) و جابه‌جایی‌هایی می‌داند که در وجه ناپیوستگی ذرات گیر می‌افتند [۱۲].

#### ۲-۷-۴- نتایج

الف) ناحیه I (ناحیه کم تنش) و ناحیه II (ناحیه با تنش متوسط یا ناحیه سوپرپلاستیک) رابطه s شکل میان تنش و سرعت کرنش که برای آلیاژهای سوپرپلاستیک ریزدانه ارائه گردیده است، با فرایند تغییرشکل مشابهی کنترل می‌شود. در این فرایند تغییرشکل لغزش گروهی از دانه‌ها با حرکت نابجایی در دانه‌های مانع سازگار است.

ب) تفاوت‌های ظاهری در خواص خزشی بین ناحیه I و ناحیه II ناشی از وجود تنش آستانه‌ای است که اهمیتش با کاهش تنش اعمالی افزایش می‌یابد و شدیداً به دما وابسته است.

ج) بنابراین شواهد موجود مکانیکی و ریزساختاری، منشأ تنش آستانه‌ای برای جریان سوپرپلاستیک به احتمال زیاد با این موارد در ارتباط است:

ج-۱) رابطه میان جابه‌جایی‌های مرزی و اتمهای ناخالصی که در مرزها به طور موضعی متمرکز می‌شوند اگر دانه‌های مانع حاوی هیچگونه ذرات پراکندگی نباشند یا

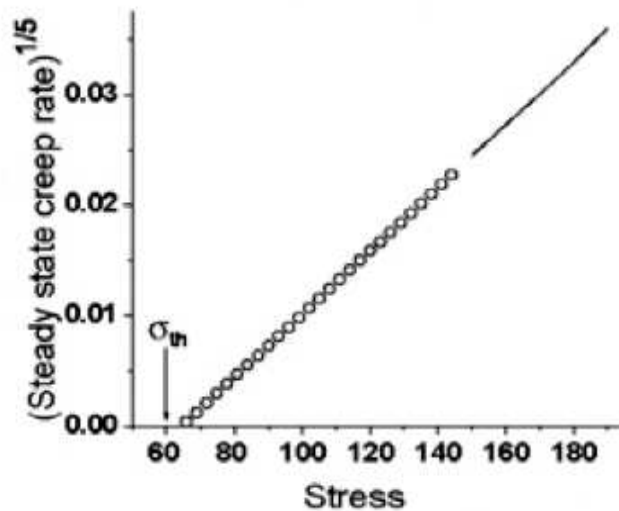
ج-۲) رابطه بین جابه‌جایی‌های شبکه‌ای و اتمهای ناخالصی که در جابه‌جایی‌هایی متمرکز می‌شوند که در وجه ناپیوستگی ذرات پراکنده در دانه‌هی مانع گیر افتاده‌اند [۱۲].



## ۲-۸- روشهای اندازه گیری تنش آستانه ای

۲-۸-۱- روش عملی با استفاده از آزمایش خزش :

بارسم نمودار  $\epsilon_m^{1/n}$  نسبت به  $\delta$  (تنش اعمالی در خزش) برونمایی اطلاعات در  $\epsilon_m^{1/n} = 0$  می توان تنش آستانه ای ( $\delta_{th}$ ) را بدست آورد. برای بدست آوردن  $\epsilon_m^{1/n}$  و  $\delta$  مختلف برای رسم نمودار دوره وجود دارد. یا  $\epsilon_m^{1/n}$  و  $\delta$  از طریق چندبار انجام آزمایش خزش تحت تنش های مختلف و به دست آوردن  $\epsilon_m^{1/n}$  انجام می شود و یا می تواند بسته به نوع فلز از روابط (۲-۲) و (۲-۴) در یک دمای مشخص استفاده کرد و نمودار را رسم نمود. شکل (۲-۲۱) روش برونمایی برای بدست آوردن تنش آستانه ای در یک نمونه فولادی را نمایش می دهد. ( $n=5$ ) در نظر گرفته شده است.



شکل ۲-۲۱: روش برونمایی برای تنش آستانه ای [۱۳]

۲-۸-۲- روش تئوری با استفاده از مدل‌های موجود:

مدل‌های مختلفی برای بدست آوردن تنش آستانه ای ارایه شده است. برخی از مدل‌های ارایه شده در جدول (۲-۳) آمده است.

جدول ۲-۳: مدل‌های مختلف تنش آستانه ای [۱۷-۱۴]

Reference	Model
Orowan stress	$\frac{\sigma_0}{G} = \frac{(3.1)b}{2\pi(1-\nu)\lambda} (\ln(2) + \ln(r/r_0))$
Srolovitz et al. [14]	$\frac{\sigma_0}{G} = \frac{(3.1)b}{2\pi(1-\nu)\lambda} \left( \frac{\pi^2}{12} + \ln(r/r_0) \right)$
Artz and Wilkinson [15]	$\frac{\sigma_0}{G} = (3.1) \frac{b}{\lambda} \sqrt{1 - k_A^2}$
Nardone et al. [16]	$\frac{\sigma_0}{E} = \left( \frac{A}{x} \right) \left( \frac{\pi r b}{2(1+\nu)\lambda} \right)$
Mishra et al. [17]	$\frac{\sigma_0}{G} = (3.1) A \frac{b}{\lambda} \exp\left(\frac{B r}{\lambda}\right)$

با جایگذاری پارامترهای موجود در جدول (۲-۳) برای آلیاژی با ترکیب  $\text{Al}-6\text{Mg}-2\text{Sc}-1\text{Zr}$  در دمای‌های مختلف نتایج زیر حاصل شد که در جدول (۲-۴) مشاهده می‌کنید.

جدول ۲-۴: نتایج حاصل برای تنش آستانه ای در دماهای مختلف [۱۷-۱۴]

Reference	Model	Threshold stress (MPa)		
		423 K	477 K	533 K
Orowan stress	$\frac{\sigma_0}{G} = \frac{(3.1)b}{2\pi(1-\nu)\lambda} (\ln(2) + \ln(r/r_0))$	330	318	306
Srolovitz et al. [14]	$\frac{\sigma_0}{G} = \frac{(3.1)b}{2\pi(1-\nu)\lambda} \left( \frac{\pi^2}{12} + \ln(r/r_0) \right)$	337	325	312
Artz and Wilkinson [15]	$\frac{\sigma_0}{G} = (3.1) \frac{b}{\lambda} \sqrt{1 - k_A^2}$	128	123	118
Nardone et al. [16]	$\frac{\sigma_0}{E} = \left( \frac{A}{x} \right) \left( \frac{\pi r b}{2(1+\nu)\lambda} \right)$	28	27	26
Mishra et al. [17]	$\frac{\sigma_0}{G} = (3.1) A \frac{b}{\lambda} \exp\left(\frac{B r}{\lambda}\right)$	3	2	2

Material constants:  $G = 26 \text{ GPa}$ ;  $b = 0.248 \text{ nm}$ ;  $\nu = 0.33$ ; Microstructural parameters:  $\lambda = 84.4 \text{ nm}$ ;  $r = 7.5 \text{ nm}$ ;  $r_0 = b$ ; Model constants: (Artz)  $k_A = 0.8$  (Nardone)  $A = 20$ ;  $x = 20b$ ; (Mishra)  $A = 0.002$ ;  $B = 20$ .

مدل نفوذ آرامشی که توسط srobovitz [۱۷-۱۴] ارائه شده، به مدل orowan [۱۷-۱۴] خیلی نزدیک است. نتایج حاصل از مدل کاهشی انرژی که توسط artz و wilkinson و nardon [۱۷-۱۴] ارائه شده از مدل orowan، همواره نتایج کمتری پیش بینی می کند. مدل گسستگی نابجایی که بوسیله mishra [۱۷-۱۴] ارائه شده مبنی بر این مفهوم است که انرژی نابجایی به وسیله گسستگی شبکه نابجایی در فصل مشترک ذرات کاهش می یابد.

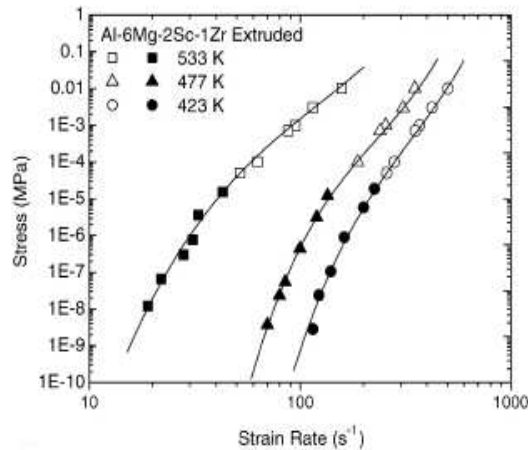
این مدل تنش آستانه ای کمی را تخمین می زند. به هر حال هیچ کدام از مدل‌های تئوری موجود قادر به ارائه نتایج منطبق بر نتایج عملی نیستند [۱۷-۱۴].

## ۲-۹- اثر دما بر تنش آستانه ای :

دما از جمله پارامترهای مهم در بحث خزش است. همانطور که از معادله (۲-۱) مشخص است، دما با هر نرخ کرنش خزشی یک رابطه اکپوتانسیلی دارد. افزایش دما افزایش سرعت مکانیزم های موثر در خزش از جمله نفوذ، لغزش نابجایی ها، لغزش مرزدانه، کروی شدن، اکسید شدن، دکربوره شدن و غیره می باشد.

برای بررسی دما بر تنش آستانه ای از آلیاژ  $Al-6Mg-2Sc-1Zr$  استفاده شده است. نمونه ها به کمک روش متالورژی پودر تهیه شده اند. پودر آلیاژ به کمک گاز هلیوم اتمیزه شده است و سپس در دمای ۵۲۳ نمونه ها به کمک روش اکستروژن جهت دار تهیه شد. بعد از آن برای رسیدن به ابعاد استاندارد از ماشین کاری استفاده می شود.

قطر نمونه ۲/۵ میلیمتر و طول سنجه ۱۰ میلیمتر است. تست خزش کششی در محیط هوا و در سه دمای مختلف ۴۲۳ و ۴۷۷ و ۵۳۳ درجه کلوین با محدوده نرخ کرنش اولیه انجام می شود.

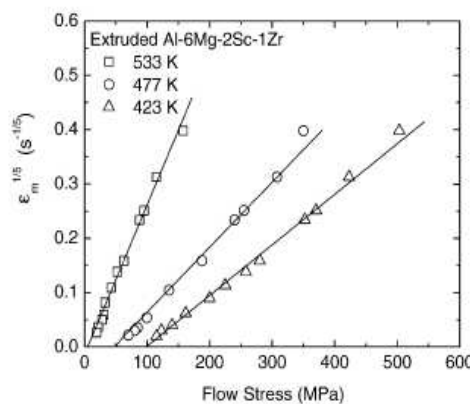


شکل ۲-۲۲: تاثیر دما بر تنش آستانه ای در دماهای ۴۲۳ و ۴۷۷ و ۵۳۳ کلوین [۱۵]

شکل (۲-۲۲) اثر دما بر روی منحنی  $\sigma - \dot{\epsilon}^0$  نمایش می دهد. لازم به ذکر است علائم توپر از طریق تست خزش و علائم توخالی از طریق تست کشش به دست آمده است.

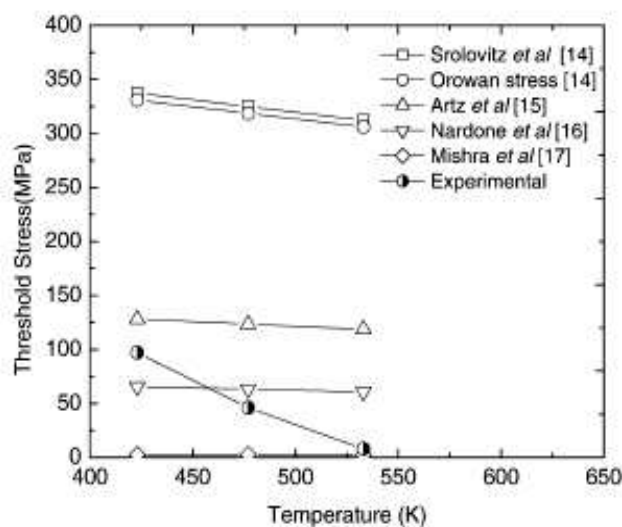
این نمودار بخوبی نشان می دهد که با افزایش دما در یک تنش ثابت نرخ کرنش خزشی افزایش پیدا کرده است. که این موضوع بیانگر افزایش سرعت عمل مکانیزم های موثر بر خزش با افزایش دما است.

همچنین شکل (۲-۲۳) نمودار  $\sigma - \dot{\epsilon}_m^{0.5}$  را برای بدست آوردن تنش آستانه ای نشان می دهد. مقادیر تنش آستانه ای در این نمودار برای سه دمای ۴۲۳ و ۴۷۷ و ۵۳۳ از طریق برونمایی در به ترتیب ۹۳ و ۵۷ و ۶۱ mpa تخمین زده می شود.



شکل ۲-۲۳: اثر دما بر روی منحنی نرخ کرنش - تنش [۱۵]

در شکل (۲-۲۴) اثر دما بر روی تنش آستانه ای را که از روابط تئوری و عملی بدست آمده، مقایسه می کند. به طور کلی با افزایش دما تنش آستانه ای کاهش می یابد ولی شدت این کاهش در مدل‌های مختلف متفاوت است. عدم تطابق نتایج بررسی‌های تئوری و عملی از نکات مشهود در این نمودار است.

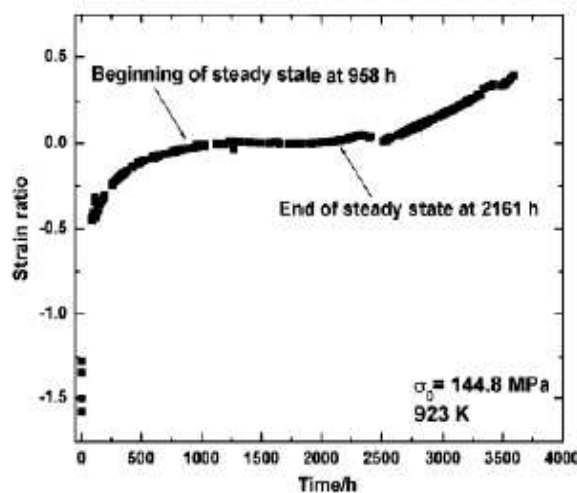


شکل ۲-۲۴: نمودار تاثیر دما بر تنش آستانه ای از طریق تئوری و عملی [۱۶]

## ۲-۱۰- اثر تاریخچه بارگذاری بر روی تنش آستانه ای :

همانطور که گفته شد، تنش آستانه ای به میکرومکانیسم‌هایی از جمله واکنش نابجایی‌ها با ذرات بستگی دارد. بنابراین تنش آستانه ای به تنش اعمالی و تاریخچه بارگذاری نیز بستگی دارد. برای بررسی این اثر نمونه‌هایی از ترکیب شیمیایی فولاد ضدزنگ (N) ۳۱۶L استفاده شد. اندازه متوسط دانه آلیاژ بر مبنای روش درونیابی خطی،  $10 \pm 65 \mu\text{m}$  است. نمونه خام در دمای  $1373\text{K}$  برای یک ساعت در محلول فراوری شد و در پی آن پیش از ماشین کردن نمونه، سرمادهی با آب صورت گرفت. آزمایش‌های مستقل خزشی در هوا و تحت بار ثابت با استفاده از نمونه‌های مدور با طول گیج  $50\text{mm}$  (L) و قطر گیج  $5\text{mm}$  انجام شد. دو آزمایش خزشی در دمای  $923\text{K}$  صورت گرفت؛ تنشها بر روی پایه ابعاد ابتدایی ( $\sigma_0$ )  $145$  و  $200\text{MPa}$  بود. از این آزمایشها تحت عنوان «آزمایشهای خزشی متعارف» یاد می‌شود تا از «آزمایش خزشی با تنش متغیر» متمایز گردند. در

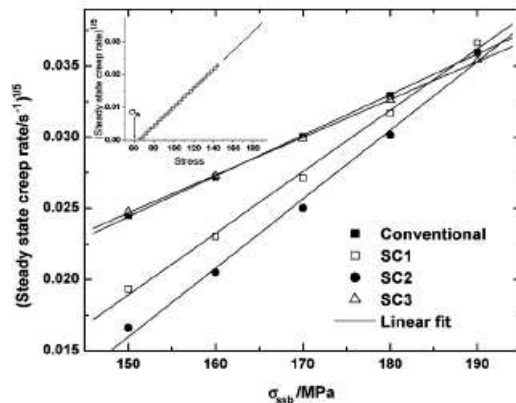
آزمایش تنش متغیر، تنش آغازی پیوسته به میزان کمی کاهش یا افزایش می یابد تا حالت پایدار حفظ بشود. سه آزمایش خزشی با تنش متغیر با نام های SC<sup>۱</sup>, SC<sup>۲</sup>, SC<sup>۳</sup> انجام شد. SC<sup>۱</sup>, SC<sup>۲</sup> دو آزمایش کاهششی به ترتیب با افت ۱۵ و ۱۰ MPa بودند.  $\sigma$  برای SC<sup>۱</sup> و SC<sup>۲</sup> به ترتیب ۱۷۷/۸ و ۱۸۰/۲ MPa بود. SC<sup>۳</sup> یک آزمایش با تنش افزایشی و افت ۱۰ MPa و  $\sigma_0 = 140$  MPa و دیک نمونه نیز با نام 'conventional' نامگذاری شده که تنش اولیه وارد بر آن برابر با ۱۴۵ mpa بود. نمودار نسبت کرنش به زمان این فولاد برای نمونه مرجع در شکل (۲-۲۵) آمده است. همچنین زمان شروع و پایان خزش پایدار در این نمودار مشخص شده است. لازم به ذکر است که نسبت کرنش گفته شده در این نمودار برابر  $\varepsilon = (a + \varepsilon t) / \varepsilon$  می باشد. که  $a$  بیانگر محل تقاطع خزش اولیه و ثانویه (پایدار) در نمودار  $\varepsilon - t$  می باشد.  $a$  همچنین دلالت بر کرنش خزش اولیه دارد.



شکل ۲-۲۵: تغییرات نسبت کرنش با زمان آزمایش خزش [۱۷]

با رسم نمودار  $\delta - \varepsilon_m^{0.5}$  برونابی نمودار در  $\varepsilon_m^{0.5} = 0$  تنش بدست می آید. شکل (۲-۲۶)

( )



شکل ۲-۲۶: تغییرات  $\epsilon_m^{0.5}$  با تنش برای آزمایشهای متعارف و در تنش متفاوت [۱۷]

البته لازم بذکر است روش برونیابی برای بدست آوردن تنش آستانه ای زمانی قابلیت کاربرد دارد که ثابت A ذکر شده در معادلات ۲-۲۱ و ۲-۲ با تغییرات تنش تغییر نکند. نتایج حاصل از برونیابی  $\delta_{th}$  در جدول (۲-۵) ارائه شده. ( $\delta_{THb}$  تنش آستانه ای در ابتدای مرحله خزش پایدار و  $\delta_{HTe}$  تنش آستانه ای در انتهای مرحله است)

جدول ۲-۵: تنش آستانه ای حساب شده با تفسیر تنش از نمودار  $\epsilon_m^{0.5}$  در برابر  $\sigma_{ss}$  [۱۷]

	Conventional	SC1	SC2	SC3
$\sigma_{thb}$ (MPa)	$65 \pm 3$	$106 \pm 11$	$117 \pm 13$	$57 \pm 3$
$\sigma_{the}$ (MPa)	$51 \pm 2$	$106 \pm 11$	$117 \pm 13$	$56 \pm 3$

همانطور که در جدول (۲-۵) مشاهده می شود با افزایش تنش و بارگذاری قبلی، تنش آستانه ای افزایش پیدا میکند. نکته دیگری که می توان به آن اشاره کرد رابطه تنش آستانه ای و تنش تسلیم است. تنش تسلیم برای نمونه حدود ۱۲۵ و تنش آستانه ای نمونه حدود ۶۰ می باشد. بنابراین مقدار تنش آستانه ای ۵۰٪ تنش تسلیم می باشد.

### ۳-۱- نتیجه گیری

(۱) با رسم نمودار  $\delta - \varepsilon_m^{0.5}$  و برونیابی نمودار  $\varepsilon_m^{0.5} = 0$  تنش آستانه ای اندازه گیری شده است.

(۲) تاریخچه بارگذاری از جمله عوامل موثر بر تنش آستانه ای می باشد. بطوری که با افزایش تنش اعمالی تنش آستانه ای افزایش می یابد.

(۳) با افزایش دما تنش آستانه ای در هر دودل تئوری و عملی افت می کند که میزان افت در مدل متفاوت است.

(۴) منشا وابستگی سرعت خزش در کامپوزیت و آلیاژ غیر تقویتی به تنش ناهنجار و وجود تنش آستانه ای که خود نیز به دما وابسته است بستگی دارد.

(۵) تنش آستانه ای نشان دهنده تنش لازم برای فعالسازی شبکه های نابجایی است که شبکه را می سازند که کنترل کننده مرحله سرعت در تغییرشکل خزش هم هست.

(۶) تنش آستانه ای به دلیل اندرکنش نابجایی ها با ذرات تقویت کننده و اثر متقابل آنها برهم ایجاد می شود. در واقع عدم تقارن نیروی صعود ناشی از عدم تقارن شبکه علت اصلی پیدایش تنش آستانه ای است.

(۷) تحلیل داده های تجربی  $Al_{50}Mn_{49}$  وجود تنش آستانه ای را در محدوده دمایی  $250-500^{\circ}C$  نشان داد که در آن تنش آستانه ای به دمایی با انرژی  $Q_0$  ( $18 \text{ KJ/mol}$ ) وابسته بود. در  $T > 500^{\circ}C$  تنش آستانه ای از بین رفت.

(۸) تشکیل  $Al_{50}Mn_{49}$  در  $Al_{50}Mn_{49}$  به خاطر ایجاد تنش آستانه ای مقاومت را بهبود می بخشد.

(۹) منشا تنش آستانه ای به وجود پراکندگی خوب ذرات ناپیوسته نسبت داده می شود. که بعنوان موانعی موثر بر حرکت نابجایی عمل می کند.

(۱۰) منشأ تنش آستانه ای برای جریان سوپرپلاستیک به احتمال زیاد با این موارد در ارتباط است:

۱۰- الف) رابطه میان نابجایی های مرزی و اتمهای ناخالصی که در مرزها به طور موضعی متمرکز می شوند اگر دانه های مانع حاوی هیچگونه ذرات پراکندگی نباشند یا

۱۰- ب) رابطه بین نابجایی های شبکه ای و اتمهای ناخالصی که در نابجایی های متمرکز می شوند که در وجه ناپیوستگی ذرات پراکنده در دانه های مانع گیر افتاده اند.



### ۳-۲- پیشنهاد:

آنچه می توان برای بحث حاضر پیشنهاد کرد این مطلب است که بررسی بر روی منحنی خزش می تواند نتایج خوبی برای تنش آستانه ای ارایه دهد اما عدم برابری نتایج حاصل و روابط موجود برای بدست آوردن تنش آستانه ای مشکلی اساسی است. لذا پیشنهاد می شود به جای محاسبه این تنش از روی روابط مربوطه از روش عملی که همان برون یابی نمودار کرنش - تنش است استفاده شود. به هر حال مبحث حاضر از هر لحاظ حائز اهمیت بوده و اهمیت آن در دماهای بالا مشهود است. لذا توصیه می شود در بعضی از آلیاژها که این تنش رخ می دهند در دماهای بالا استفاده نشود.

## منابع

۱- عشوری، کیوان: مقایسه خوردگی فولادهای میکروآلیاژی با فولادهای معمولی، دانشگاه آزاد اسلامی

یزد، شماره ۳-۴۷۵، پاییز ۱۳۸۶

[۲]. S.P. Deshmukh, "Creep behavior and threshold stress of an extruded Al-  
۱Mg-۲Sc-۱Zr alloy", materials sci A. ۳۸۱ (۲۰۰۴)

[۳]. C. Girish Shastry a , P. Parameswaran a , M.D. Mathew a,\* , K. Bhanu  
Sankara Rao a , S.D. Pathak b

" Effect of loading history on the threshold stress in the creep deformation  
of an austenitic stainless steel", Materials Sci Eng A (۲۰۰۷)

[۴]. Emmanuelle A. Marquis, David C. Dunand , "Model for creep  
threshold stress in precipitation-strengthened alloys with coherent particles  
", Sci Mater ۴۷ (۲۰۰۲) ۵۰۳-۵۰۸

[۵]. R. Kaibysheva,\* , F. Musina , E. Avtokratovaa , Y. Motohashib,  
"Deformation behavior of a modified ۵۰۸۳ aluminum alloy", Mater Sci Eng  
A ۳۹۲ (۲۰۰۵) ۳۷۳-۳۷۹

[۶]. Zhigang Lin ۱, Yong Li ۲, Farghalli A. Mohamed , " Creep and  
substructure in ۵ vol.% SiC-۲۱۲۴ Al composite", Mater Sci Eng A ۳۳۲ (۲۰۰۲)  
۳۳۰-۳۴۲

[۷] Emmanuelle A. Marquis, David N. Seidman, David C. Dunand, "Effect of

Mg addition on the creep and yield behavior of an Al-Sc alloy", Acta Mater

۵۱ (۲۰۰۳) ۴۷۵۱-۴۷۶۰

[۸]. E. Arzt, J. Rosler, Acta Metall. ۳۸ (۱۹۹۰) ۶۷۱

[۹]. K. T. Park, E. J. Lavernia, F. A. Mohamed, Acta Metall. Mater. ۴۲ (۱۹۹۴) ۶۶۷

[۱۰]. S. P. Deshmukh a, R. S. Mishra a,\* , K. L. Kendig, "Creep behavior of extruded Al-۶Mg-۱Sc-۱Zr-۱۰ vol.% SiCp composite", Mater Sci Eng A

۴۱۰-۴۱۱ (۲۰۰۵) ۵۳-۵۷

[۱۱]. J. A. del Valle,\* F. Carreno and O. A. Ruano, "On the threshold stress for superplasticity in Mg-Al-Zn alloys", Scr Mater ۵۷ (۲۰۰۷) ۸۲۹-۸۳۲

[۱۲]. Farghalli A. Mohamed, "On the origin of superplastic flow at very low stresses", Mater Sci and Eng A ۴۱۰-۴۱۱ (۲۰۰۵) ۸۹-۹۴

[۱۳]. A. Ball, M. H. Hutchinson, Metall Sci, J. ۳ (۱۹۶۹) ۱۰

[۱۴] D. Srolovitz, R. Petkovic-Luton, M. J. Luton, Philos. Mag. ۴۸ (۱۹۸۳)

۷۹۵-۸۰۹.

[۱۵] E. Arzt, D. S. Wilkinson, Acta Metall. ۳۴ (۱۹۸۶) ۱۸۹۳-۱۸۹۸.

[۱۶] V. C. Nardone, D. E. Matejczyk, J. K. Tien, Acta Metall. ۳۲ (۱۹۸۴)

۱۵۰۹-۱۵۱۷.

[۱۷] R. S. Mishra, T. K. Nandy, G. W. Greenwood, Philos. Mag. A ۶۹

(۱۹۹۴) ۱۰۹۷-۱۱۰۹.

جهت خرید فایل word به سایت [www.kandooen.com](http://www.kandooen.com) مراجعه کنید  
یا با شماره های ۰۹۳۶۶۰۲۷۴۱۷ و ۰۹۳۶۶۴۰۶۸۵۷ و ۰۶۶۴۱۲۶۰-۰۵۱۱ تماس حاصل نمایید

[www.kandooen.com](http://www.kandooen.com)

[www.kandooen.com](http://www.kandooen.com)

[www.kandooen.com](http://www.kandooen.com)

جهت خرید فایل word به سایت [www.kandoocn.com](http://www.kandoocn.com) مراجعه کنید  
یا با شماره های ۰۹۳۶۶۰۲۷۴۱۷ و ۰۹۳۶۶۴۰۶۸۵۷ و ۰۶۶۴۱۲۶۰-۰۵۱۱ تماس حاصل نمایید

Filename: Document\  
Directory:  
Template: C:\Documents and Settings\hadi tahaghoghi\Application  
Data\Microsoft\Templates\Normal.dotm  
Title: چکیده:  
Subject:  
Author: ASR  
Keywords:  
Comments:  
Creation Date: ۵/۲۳/۲۰۱۲ ۱۰:۴۹:۰۰ AM  
Change Number: ۱  
Last Saved On:  
Last Saved By: hadi tahaghoghi  
Total Editing Time: ۱ Minute  
Last Printed On: ۵/۲۳/۲۰۱۲ ۱۰:۴۹:۰۰ AM  
As of Last Complete Printing  
Number of Pages: ۶۸  
Number of Words: ۱۲,۶۳۰ (approx.)  
Number of Characters: ۷۱,۹۹۲ (approx.)