

جهت خرید فایل word به سایت www.kandoo.cn.com مراجعه کنید
یا با شماره های ۰۹۳۶۶۰۲۷۴۱۷ و ۰۹۳۶۶۴۰۶۸۵۷ و ۰۶۶۴۱۲۶۰-۰۵۱۱ تماس حاصل نمایید



دانشکده مهندسی مواد و متالورژی
دانشگاه آزاد اسلامی - واحد یزد

بررسی تنش آستانه ای بر روی فلزات و آلیاژها

دانشجو :

امیرحسین معزالدینی

پایان نامه جهت اخذ درجه کارشناسی

در رشته مهندسی مواد گرایش متالورژی صنعتی

استاد راهنما :

جناب آقای مهندس حاجی صفری هامانه

زمستان ۱۳۸۶

چکیده :

بررسی ماهیت تنش آستانه ای، روش 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 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 با روابط 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

فهرست مطالب

صفحه

عنوان

چکیده

فصل اول: مقدمه

- ۱- مقدمه ۱
- ۱-۱- فولادهای کم آلیاژی ۱
- ۱-۱-۱- اثرات افزودنی های میکروآلیاژ کننده ۱
- ۱-۱-۲- انواع گوناگون فولادهای فریت - پرلیت میکروآلیاژ ۲
- ۱-۱-۲-۱- فولادهای میکروآلیاژ شده وانادیوم ۲
- ۱-۱-۲-۲- فولادهای میکروآلیاژ شده نیوبیوم ۵
- ۱-۱-۲-۳- فولادهای میکروآلیاژ شده وانادیوم - نیوبیوم ۶
- ۱-۱-۲-۴- فولادهای مولبدن - نیوبیوم ۷
- ۱-۱-۲-۵- فولادهای میکروآلیاژ شده وانادیوم - نیتروژن ۷
- ۱-۱-۲-۶- فولادهای میکروآلیاژ شده تیتانیوم ۸
- ۱-۱-۲-۷- فولادهای میکروآلیاژ شده نیوبیوم - تیتانیوم ۱۱
- ۱-۲- نکته : ۱۱

فصل دوم: مروری بر منابع

- ۱-۲- معرفی معادلات خزش: ۱۲
- ۲-۲- بررسی تنش آستانه ای در آلیاژ $Al-0/03wt\%Sc$ ۱۴
- ۳-۲- بررسی تنش آستانه ای در آلومینیوم ۵۰۸۳ اصلاحی ۱۶
- ۱-۳-۲- وابستگی سرعت کرنش حالت پایدار به تنش ۱۵
- ۲-۳-۲- وابستگی تنش در حالت پایدار به دما ۲۰
- ۳-۳-۲- مشاهده ریزساختار ۲۱
- ۴-۳-۲- آزمایش وجود تنش آستانه ای ۲۳
- ۵-۳-۲- منشا تنش آستانه ای ۲۵
- ۶-۳-۲- انرژی فعالسازی واقعی ۲۶
- ۷-۳-۲- نتایج ۲۷

- ۲-۴- بررسی تنش آستانه ای در کامپوزیت ۵٪ حجمی Al 2124-Sic ۲۷
- ۲-۴-۱- ماده آزمایش ۲۸
- ۲-۴-۱-۱- آزمایش مکانیکی ۲۹
- ۲-۴-۱-۲- آزمایش ریزساختار ۲۹
- ۲-۴-۲- منحنی های خزش ۳۰
- ۲-۴-۳- آزمایش های سرعت کرنش ثابت ۳۲
- ۲-۴-۴- وابستگی سرعت خزش حداقل به تنش در دماهای مختلف ۳۲
- ۲-۴-۵- وابستگی سرعت خزش حالت پایدار به دما ۳۳
- ۲-۴-۶- تفسیر رفتار خزش به صورت یک تنش آستانه ای ۳۴
- ۲-۴-۷- منشأ تنش آستانه ای ۳۶
- ۲-۵- بررسی تنش آستانه ای در کامپوزیت Al-6Mg-1Sc-1Zr-10 vol.% SiCp ۳۹
- ۲-۵-۱- وابستگی تنش آستانه ای به دما ۴۳
- ۲-۵-۲- نتایج ۴۴
- ۲-۶- بررسی تنش آستانه ای برای خاصیت فوق خمیری در آلیاژهای Al-Mg-Zn ۴۴
- ۲-۷- بررسی تنش آستانه ای در سوپرپلاستیک ۴۸
- ۲-۷-۱- توضیحات ابتدایی برای ناحیه I ۵۰
- ۲-۷-۲- پیشرفت های تفسیر ناحیه I ۵۱
- ۲-۷-۳- تنش آستانه ای تحت ناخالصی ۵۱
- ۲-۷-۴- نتایج ۵۴
- ۲-۸- روشهای اندازه گیری تنش آستانه ای ۵۵
- ۲-۸-۱- روش عملی با استفاده از آزمایش خزش ۵۵
- ۲-۸-۲- روش تئوری با استفاده از مدل های موجود ۵۶
- ۲-۹- اثر دما بر تنش آستانه ای ۵۷
- ۲-۱۰- اثر تاریخچه بارگذاری بر روی تنش آستانه ای ۵۹
- فصل سوم : نتیجه گیری
- ۳-۱- نتیجه گیری ۶۲
- ۳-۲- پیشنهاد ۶۳
- منابع ۶۴

فهرست مطالب
ب

صفحه	عنوان
۳	شکل (۱-۱): اثر میزان سرد کاری روی افزایش استحکام تسلیم ناشی از قوی ساختن رسوب در یک فولاد ۰/۱۵ درصد وانادیوم.....
۵	شکل (۲-۱): اثر کاربید نیوبیوم روی استحکام تسلیم برای اندازه های متفاوت ذرات کاربید نیوبیوم.....
۹	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.....
۱۰	شکل (۱-۳ ب): وابستگی استحکام دهی رسوب روی اندازه متوسط رسوب (X) و کسر آن مطابق با تئوری و مشاهدات آزمایشی برای افزودنی های میکروآلیاژ کننده ی داده شده.....
۱۲	شکل (۱-۲): نمودار خزش -تنش آلیاژ Al-6Mg-2Sc-1Zr.....
۱۵	شکل (۲-۲): هندسه مدل صعود برای آلیاژ آلومینیوم.....
۱۵	شکل (۳-۲): اثر تنش اعمالی بر سرعت حرکت نابجایی ها.....
۱۸	شکل (۴-۲): منحنی های تنش واقعی - کرنش واقعی برای Al ₅ O ₈
۱۸	شکل (۵-۲): مثال آزمایش های افزایش تنش و منحنی خزش برای Al ₅ O ₈
۱۹	شکل (۶-۲): نمودار کرنش در برابر تنش جریانی در حالت پایدار در مقیاس لگاریتمی.....
۲۲	شکل (۷-۲): مشاهدات TEM از Al ₅ O ₈ تا کرنش واقعی ۲,۳ در T=۵۷۰ (a,b) و T=۴۵۰ (C) کلون.....
۲۴	شکل (۸-۲): وابستگی تنش آستانه ای واقعی را به دما نشان می دهد.....
۲۶	شکل (۹-۲): مدول برشی بر تنش موثر در برابر معکوس دمای مطلق.....
	شکل (۱۰-۲): (a) نمونه منحنی خزش برای کامپوزیت Sic- ۲۱۲۴ Al ۵vol% PM (b) سرعت خزش به عنوان تابعی از کرنش خزش برای کامپوزیت Sic- ۲۱۲۴ Al ۵vol% PM (c) تنش به
۳۱	عنوان تابعی از کرنش برای کامپوزیت Sic- ۲۱۲۴ Al ۵vol% PM.....
	شکل ۱۱-۲: (a) سرعت خزش حالت پایدار به عنوان تابعی از تنش اعمالی (مقیاس لگاریتمی) برای کامپوزیت Sic- ۲۱۲۴ Al ۵vol% PM در ۶۷۸ K و ۶۴۸ و ۶۱۸ (b) توان تنش ظاهری برای خزش در کامپوزیت Sic- ۲۱۲۴ Al ۵vol% PM به عنوان تابعی از تنش اعمالی در ۶۴۸ K؛ برای مقایسه مستقیم داده های Al ۲۱۲۴ PM هم آمده است.....

- شکل (۲-۱۲): انرژی فعالسازی ظاهری برای خزش Qa در کامپوزیت Sic-۲۱۲۴ Al ۲۱۲۴ vol% PM۵ به
عنوان تابعی از تنش اعمالی؛ برای مقایسه مستقیم داده‌های Al ۲۱۲۴ PM۲ هم آمده است..... ۳۴
- شکل (۲-۱۳): مقادیر تخمینی (τ_0/G) به صورت لگاریتم (τ_0/G) در برابر $1/T$ ۳۷
- شکل (۲-۱۴): نمودار جریان تنش با سرعت کرنش حداقل برای کامپوزیت Al-6Mg-1Sc-1Zr-10
SiC vol% (نشانه‌های بسته نشان دهنده داده‌های خزش است در حالیکه نشانه‌های توخالی نشان دهنده
داده‌های آزمایش کششی است)..... ۴۱
- شکل (۲-۱۵): (a) نموداری که نشان دهنده تخمینی پ تانه‌ای برای خزش نابجایی ($n=5$) است و (b)
تغییرات سرعت خزش وابسته به دما با تنش موثر طبیعی برای کامپوزیت شکل یافته Al-6Mg-1Sc-
1Zr-10 vol% SiC ۴۲
- شکل (۲-۱۶): تغییر تنش آستانه‌ای با دما برای کامپوزیت Al-6Mg-1Sc-1Zr-10 vol% SiC و آلیاژ
Al-6Mg-2Sc-1Zr که وابستگی دمایی را نشان می‌دهد..... ۴۳
- شکل (۲-۱۷): نمایش آهنگ کرنش در برابر تنش واقعی برای تعیین تنش آستانه ای (a,b) پودر متالورژی
k61 و آلیاژهای مسلح k60 و (c,d) آلیاژ AZ91 و (e,f) آلیاژ AZ61 و (g,h) آلیاژ AZ31 ۴۶
- شکل (۲-۱۸): وابستگی تنش آستانه ای به دما ۴۷
- شکل (۲-۱۹): نمایش شماتیک رابطه s 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،
شکل‌پذیری و نقش لغزش مرزی در کرنش کل ۴۹
- شکل (۲-۲۰): (a) نمودار لگاریتم τ_0/G به عنوان تابعی از $1/T$ برای آلیاژهای مختلف Zn-22% Al
داده‌ها برای حاوی ۱۲۰ و ۲۳ و ۱۴۶۰ و 40 ppm (b) نمودار τ_0/G به عنوان تابعی از مقدار Fe در Zn-
22% Al در دمای ۴۳۳ کلوین ۵۲
- شکل (۲-۲۱): روش برون‌یابی برای تنش آستانه ای ۵۵
- شکل (۲-۲۲): تاثیر دما بر تنش آستانه ای در دماهای ۲۳ و ۴۷۷ و ۵۳۳ کلوین ۵۸
- شکل (۲-۲۳): اثر دما بر روی منحنی نرخ کرنش - تنش ۵۸
- شکل (۲-۲۴): نمودار تاثیر دما بر تنش آستانه ای از طریق تئوری و عملی ۵۹
- شکل (۲-۲۵): تغییرات نسبت کرنش با زمان آزمایش خزش ۶۰
- شکل (۲-۲۶): تغییرات $\epsilon_m^{0.5}$ با تنش برای آزمایشهای متعارف و در تنش متفاوت ۶۱

فهرست جداول

صفحه

ت

عنوان

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	۵
جدول ۱-۲: تنش آستانه‌ای در دماهای مختلف	۲۴
جدول ۲-۲: تنش آستانه‌ای بر حسب دما	۳۶
جدول ۳-۲: مدل‌های مختلف تنش آستانه‌ای	۵۶
جدول ۴-۲: نتایج حاصل برای تنش آستانه‌ای در دماهای مختلف	۵۶
جدول ۵-۲: تنش آستانه‌ای حساب شده با تفسیر تنش از نمودار $\epsilon_m^{0.5}$ در برابر σ_{ss}	۶۱

جهت خرید فایل word به سایت www.kandooon.com مراجعه کنید
یا با شماره های ۰۹۳۶۶۰۲۷۴۱۷ و ۰۹۳۶۶۴۰۶۸۵۷ و ۰۶۶۴۱۲۶۰-۰۵۱۱ تماس حاصل نمایید

ث

فصل اول

مقدمه

جهت خرید فایل word به سایت www.kandooen.com مراجعه کنید
یا با شماره های ۰۹۳۶۶۰۲۷۴۱۷ و ۰۹۳۶۶۴۰۶۸۵۷ و ۰۶۶۴۱۲۶۰-۰۵۱۱ تماس حاصل نمایید

www.kandooen.com

www.kandooen.com

www.kandooen.com

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 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 نادریم، 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]

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

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

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

۱-۱-۲-۳- فولادهای میکروآلیاژ شده وانادیوم - نیوبیوم

۱-۱-۲-۴- فولادهای مولیبدن - نیوبیوم

۱-۱-۲-۵- فولادهای میکروآلیاژ شده وانادیوم - نیتروژن

۱-۱-۲-۶- فولادهای میکروآلیاژ شده تیتانیوم

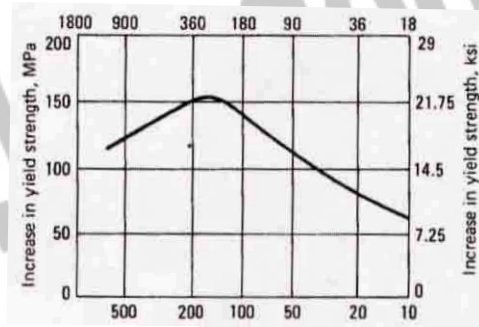
۱-۱-۲-۷- فولادهای میکروآلیاژ شده نیوبیوم - تیتانیوم

۱-۱-۲-۸- 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 می‌دهد و محصولات نورد شده صاف با بیش از ۱۰٪ وانادیوم بطور وسیعی در شرایط نورد گرم بکار می‌روند فولادهای حاوی وانادیوم نیز در شرایط نورد کنترل شده، نرمال شده و یا کوئنچ و تمپر شده بکار می‌روند.

وانادیوم با تشکیل ذرات رسوب ریز (با قطر ۵ الی ۱۰۰ نانومتر) V (CN) در فریت در طول سرد سازی پس از نورد گرم به قوی ساختن کمک می‌کند. این رسوبات وانادیوم، که به پایداری رسوبات نیوبیوم نیستند، محلول در همه دماهای عادی نورد کاری هستند که برای ایجاد فریت دانه ریز مفید می‌باشند قوی ساختن به وسیله وانادیوم، بین ۵ تا ۱۵ مگا پاسکال (۲ و ۷ ksi) 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 می‌شود بر روی قوی ساختن سطح رسوب در فولاد ۰/۱۵٪ وانادیوم تاثیر می‌گذارد 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 (۲-۱) 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 نیویوم است با اینحال استحکام مطلق در یک فولاد نیویوم دارای ۱/۲ Mn٪ فقط حدود ۵۰ مگا پاسکال (۷ ksi) کمتر از فولاد وانادیوم است اما در سطح آلیاژی بسیار کمتری است (یعنی ۰/۰۶ nb٪ در برابر ۰/۱۴٪ 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 ۰/۲۵ درصد کربن و ۰/۰۸۷ درصد وانادیوم حدود ۴۵۰ مگا پاسکال (۶۵ ksi) است . حد عملی استحکام های تسلیم برای فولاد میکرو آلیاژ شده وانادیوم نورد گرم حدود ۴۱۵ مگا پاسکال (۶۰ ksi) است حتی وقتی تکنیک های نورد کاری کنترل شده بکار روند .

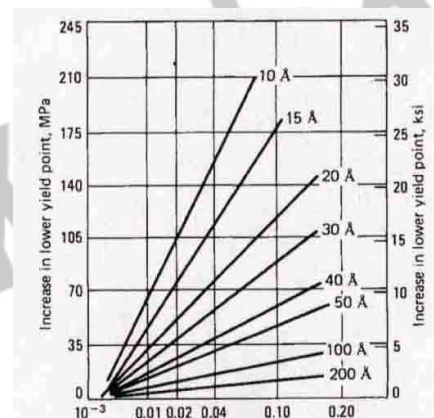
فولادهای وانادیوم که در معرض نورد کاری کنترل شده تحت تبلور مجدد قرار می گیرند نیاز به اضافه کردن تیتانیوم دارند بطوریکه رسوب ریزی از TiN تشکیل می شود که رشد دانه آستنیت را بعد از تبلور مجدد محدود می سازد . استحکام های تسلیم از نورد کاری کنترل شده قراردادی به حد عملی حدود ۴۱۵ مگا پاسکال (۶۰ ksi) محدود 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 نیویوم کم کربن و نورد کاری شده کنترل شده قابل ترجیح است (مثل ورقه مقاوم به ترک خوردگی تحریک شده هیدروژن ۶۰-X) [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
0.3% Mn				
0.00	297	43	0	0
0.08	352	51	55	8
0.14	380	55	83	12
1.2% Mn				
0.00	331	48	0	0
0.08	462	67	131	19
0.14	552	80	221	32

۱-۲-۲-۲- فولادهای میکروآلیاژ شده نیویوم :

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



شکل (۱-۲) اثر کاربید نیویوم روی استحکام تسلیم برای اندازه های متفاوت ذرات کاربید نیویوم [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 (ksi ۶ تا ۶) 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

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

۱-۲-۱- 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 جانیشینی جزیی 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 مورد کنترل شده برای دماهای زیر دمای AR3 در نظر گرفته می شوند، منجر به تهیه فولاد خط لوله نیوبیوم- مولیبدن X-۷۰ مقرون به صرفه تر می شوند . [۱]

۱-۲-۱-۵- 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 .

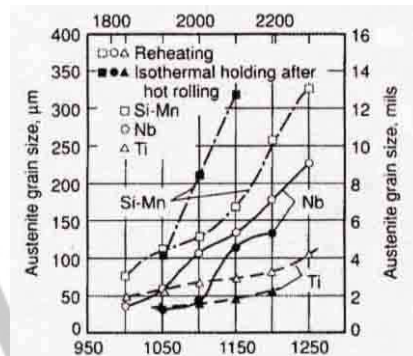
بعضی از تولید کنندگان از افزودنی های نیتروژن استفاده می کنند تا به قوی ساختن رسوب ورقه سرد و کنترل شده با ضخامت بالای ۹/۵ میلیمتر (۰/۳۷۵ in) کمک کنند ورقه های نورد گرم دارای وانادیوم و دارای ۰/۲۲٪ تا ۰/۱۸٪ درصد نیتروژن باسرد سازی کنترل شده با ضخامت بالای ۱۶ میلیمتر (۰/۶۲۵ in) و دارای استحکام های تسلیم 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]

۱-۲-۱-۶- 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 (آلومینیوم 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

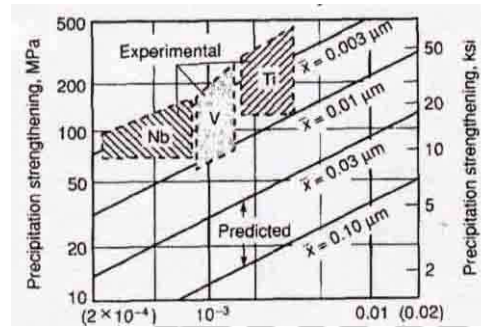
شده، مقادیر کمی از تیتانیوم (تیتانیوم ۰/۰۲۵ درصد) از جمله تصفیه کننده های دانه موثرند. چون ریشه دانه آستنیت با نیتريد تیتانیوم به تاخیر می افتد (شکل الف ۱-۳).



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 کروی، $Ti_4C_2S_2$ تشکیل می شوند (که کنترل شکل سولفید را انجام می دهند) [۱].



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

شکل گیری $Ti_4C_2S_2$ 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]

۱-۲-۷- 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-نکته :

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

جهت خرید فایل word به سایت www.kandoo.cn.com مراجعه کنید
یا با شماره های ۰۹۳۶۶۰۲۷۴۱۷ و ۰۹۳۶۶۴۰۶۸۵۷ و ۰۶۶۴۱۲۶۰-۰۵۱۱ تماس حاصل نمایید

فصل دوم

مروری بر

منابع

جهت خرید فایل word به سایت www.kandooen.com مراجعه کنید
یا با شماره های ۰۹۳۶۶۰۲۷۴۱۷ و ۰۹۳۶۶۴۰۶۸۵۷ و ۰۶۶۴۱۲۶۰-۰۵۱۱ تماس حاصل نمایید

www.kandooen.com

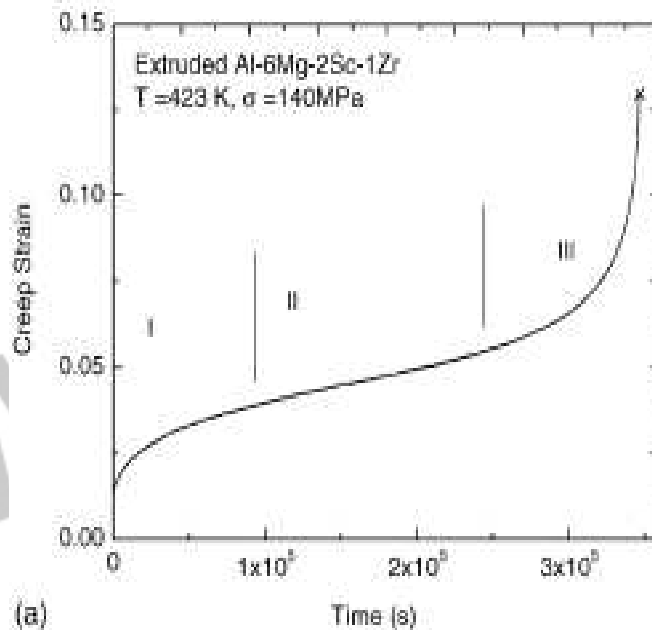
www.kandooen.com

www.kandooen.com

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 آلیاژ با 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-6Mg-2Sc-1Zr را نشان می دهد. [۲]



شکل (۱-۲) : نمودار خزش - تنش آلیاژ Al-6Mg-2Sc-1Zr [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^۱ یکی از روابطی است که برای نرخ خزش ثانویه ارایه شده است. [۲]

$$\varepsilon_m = A'(\sigma)^{n_a} \exp\left(\frac{-Q_a}{RT}\right) \quad (\text{معادله } 1-2)$$

که در این رابطه A' یک مقدار ثابت، σ 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:

$$\varepsilon_m = A \frac{D G b}{k T} \left(\frac{\sigma - \sigma_0}{G}\right)^n \quad (\text{معادله } 2-2)$$

که در این رابطه A ثابت بدون بعد، D ضریب نفوذ در شبکه، G مدول برشی، b بردار برگرز، K ثابت بولتزمن، σ_0 تنش آستانه ای و n توان تنش حقیقی می باشد.

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

$$n_a = \left(\frac{\partial \ln \varepsilon}{\partial \ln \sigma}\right)_T \quad (\text{معادله } 3-2)$$

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:

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

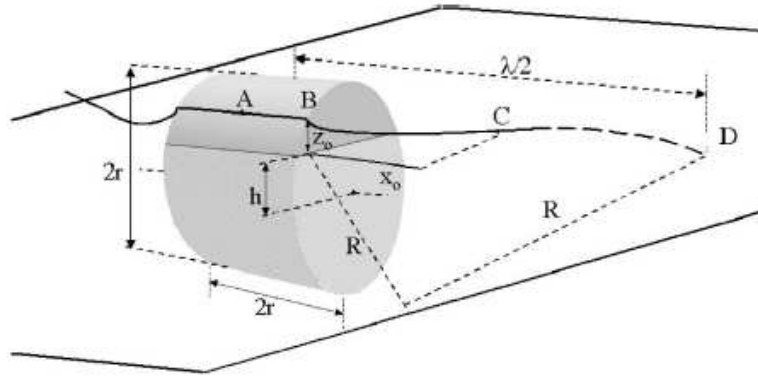
که در آن $n=5$ برای فلزات fcc، D_{sd} ضریب خودپخشی شبکه، A یک ثابت حساس به ساختار، χ انرژی نقص چیدمان، σ_{ss} تنش واقعی در حالت پایدار، k ثابت بولتزمن، T دما به صورت کلوین، b بردار برگرز و G مدول برشی. σ_{ss} در معادله (۲-۴) همان است که در معادلات (۲-۱) و (۲-۲) مشاهده شد و همچنین آن را در بسیاری از مواد می توان با یک تنش موثر برابر $(\sigma_{ss} - \sigma_{th})$ جایگزین کرد که در آن σ_{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 20%Cr-25%Ni. 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 Al-0/03wt%Sc

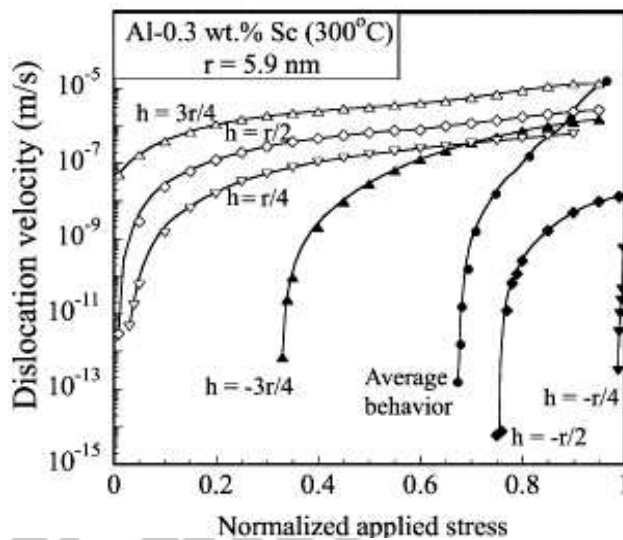
بررسی ها نشان می دهد که تنش آستانه ای به وسیله مکانیزم هایی هم چون برش ذرات و صعود نابجایی ها قابل تشریح است. در واقع تنش آستانه ای به دلیل واکنش و اثر متقابل نابجایی و ذرات تقویت کننده بر روی یکدیگر ایجاد می شود. تحقیقاتی که بر روی این زمینه انجام شده علت وجود تنش آستانه ای را مشخص می کند. در این مدل 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 0.3% درصد Sc است. Al با Sc ترکیب شده و ساختار بین فلزی Al_3Sc 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 کارانجام 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 مقدارناچیزی 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 $Al-0/03wt\%Sc$ 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 غیرقابل 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^۱ (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^۲ (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.

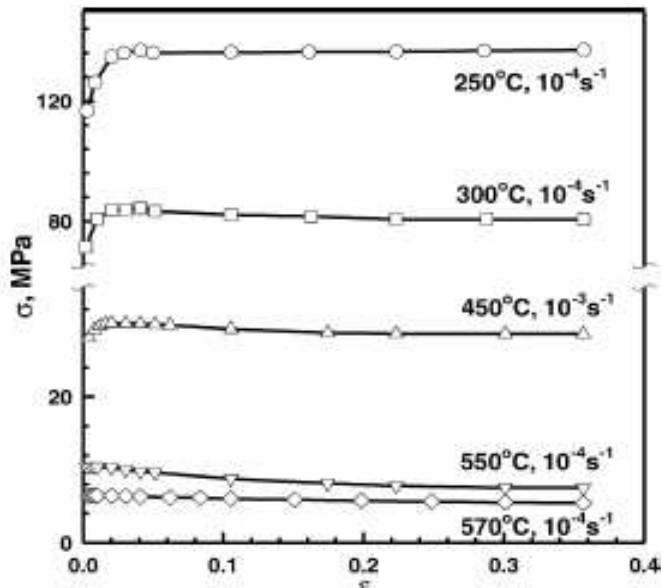
اخیراً مشخص شده که کامپوزیت با پایه آلومینیوم IM علاوه بر آلیاژهای آلومینیوم، هم می توانند رفتار آستانه ای داشته باشند. با این حال، در حال حاضر منشا تنش آستانه ای در این مواد تحت بررسی است.

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.

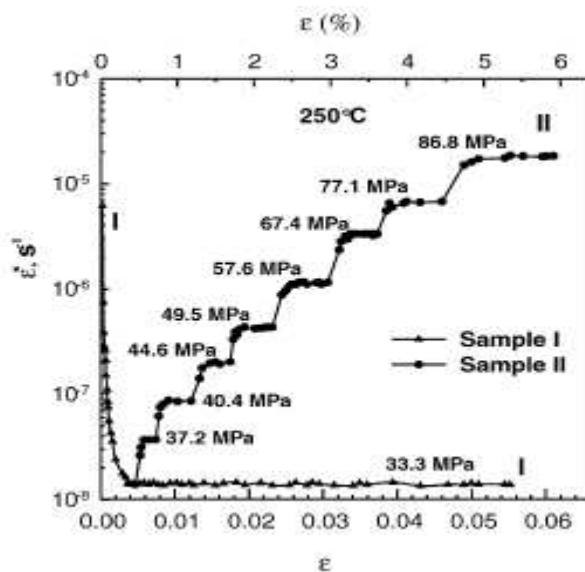
آلیاژ مورد نظر آلیاژ آلومینیوم ۵۰۸۳ است که با ۰/۲ wt.% Zr آلیاژی شده است. این ماده با متالورژی شمش ریزی تولید شده که حاوی پراکندگی های Al₃Zr و Al₃Cr هستند و دارای رفتار آستانه ای است.

نسخه آزمایشی آلیاژ آلومینیومی ۵۰۸۳ با ترکیب شیمیایی Al-4.7% Mg-1.6% Mn-0.2% Zr-0.18% Cr-0.1% Fe (in wt.%) 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 σ - ϵ 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 آنهايي دارد که از آزمایشهای منقطع در فشار و کشش بدست آمده است.



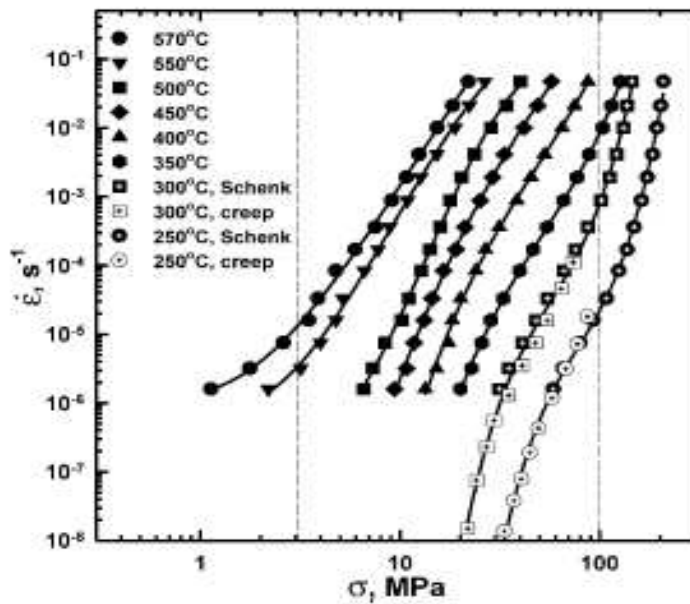
شکل ۲-۴: منحنی های تنش واقعی - کرنش واقعی برای Al 5083 [۵]



شکل ۲-۵: مثال آزمایش های افزایش تنش و منحنی خزش برای Al 5083 [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 آزمایشهای ماشین خزش دارد. می توان سه ناحیه دما- کرنش را بنا به تغییر توان تنش ظاهری (η_a) با سرعت کاهش کرنش، تشخیص داد. در $100-130$ MPa (σ ناحیه تنش زیاد) مقدار η_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:

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

که در آن ε سرعت کرنش، B یک ثابت، β ضریب، σ تنش جریانی در حالت پایدار، Q انرژی فعالسازی برای تغییرشکل 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 0.98 دارد. در ناحیه تنش متوسط (130MPa - 100MPa) 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 9MPa به 80MPa در 9 در 30MPa افزایش می‌یابد و در 450°C وقتی تنش وارده از 50 به 9MPa کاهش می‌یابد مقدار n_a از حدود 5 به 7 افزایش می‌یابد. این رفتار خزشی در $\text{Al}50.83$ 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 130MPa - 100MPa رخ می‌دهد که کمی بیشتر از مقدار آلیاژ رقیق Al-5\% Mg است.

در $T > 550^\circ\text{C}$ دو نوع متفاوت از رفتار خزشی $\text{Al}50.83$ را می‌توان تشخیص داد. در ناحیه تنش متوسط مقدار توان تنش ظاهری در اصل ثابت است (در حدود 4). در ناحیه تنش اندک $\sigma < 4\text{MPa}$ در $T > 550^\circ\text{C}$ با کاهش تنش به نزدیکی 1 مقدار n_a از 0.4 به $1/5$ کاهش می‌یابد [۵].

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

انرژی فعالسازی ظاهری در تغییرشکل 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 می‌گیرد. مقادیر Q_a به وسیله ترسیم تنش با مدول طبیعی با استفاده از وابستگی دمایی مدول برشی Al خالص (MPa) بدست می‌آید که به صورت:

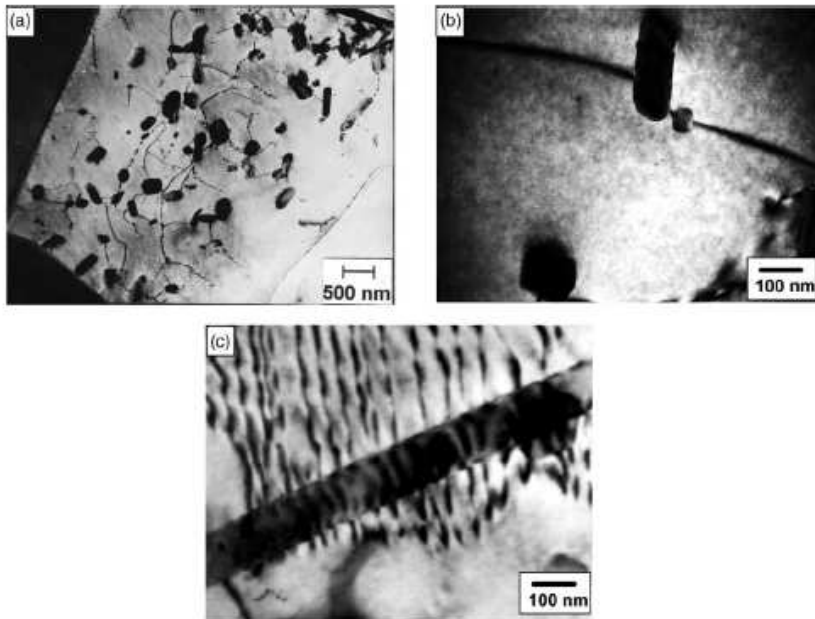
$$G = (3/0.22 \times 10^4) - 16T \quad (\text{معادله ۲-۸})$$

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

۲-۳-۳- مشاهده ریزساختار:

در پی فرایند انحلال، بررسی TEM وجود ذرات کوچکی را نشان داد که به وسیله تکنیک طیف‌سنجی انرژی، به صورت Al_3Cr , Al_3Zr , Al_6Mn تشخیص داده شد. این پراکنندگی‌ها 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 دانه‌های هم‌مرکز با اندازه متوسطی در حدود $180 \mu m$ و دانسیته نابجایی متوسط حدود $10^{11} m^{-2}$ است.

مشاهدات TEM نمونه‌های کرنش یافته، یک رابطه گسترده را بین نابجایی‌ها و ذرات فاز دوم نشان داد (شکل ۲-۷).



شکل (۷-۲): مشاهدات TEM از Al 5083 تا کرنش واقعی ۲,۳ در (a,b) $T=570^{\circ}\text{C}$ و (c) $T=550^{\circ}\text{C}$

$$[5] T=450$$

نابجایی‌های شبکه‌ای به ذرات کوچک متصل می‌شوند، از آنها صعود می‌کنند و در وجه ناپیوستگی ذرات پس از تکمیل صعود گیر می‌افتند (شکل ۷a). در $T > 550^{\circ}\text{C}$ نابجایی‌های شبکه‌ای که از ذرات صعود می‌کنند خمیدگی جابه‌جایی ضعیف‌تری را از خود نشان می‌دهند (شکل ۷b). 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 ۵۰۸۳ رفتار آستانه‌ای را در ناحیه تنش متوسط نشان می‌دهد. داده‌های مشاهده TEM به وضوح از این نتیجه پشتیبانی می‌کند. بنابراین رفتار تغییرشکل آلیاژ Al ۵۰۸۳ با معادله‌ای نشان دهنده تنش آستانه‌ای ارائه می‌شود:

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

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:

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

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

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

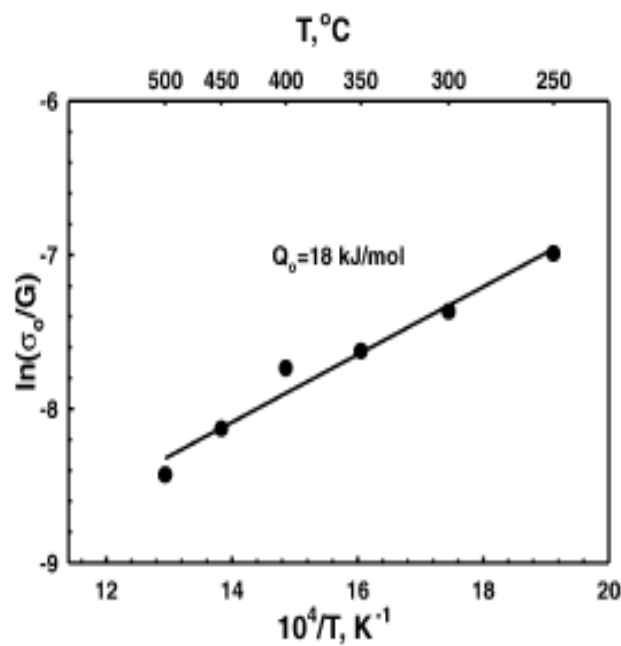
در محدوده دمایی $550-570^{\circ}\text{C}$ نقاط مبنایی که در آنها $\sigma > 4 \text{ MPa}$ است برای تخمین بزرگی تنش آستانه‌ای در نظر گرفته شد. روندی استاندارد برای تعیین تنش آستانه‌ای بکار رفت. داده‌های تجربی در یک دما به صورت $\varepsilon^{1/n}$ در برابر تنش جریانی حالت پایدار در مقیاسی دوخطی ترسیم شده 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 ε بهترین رابطه بین $\varepsilon^{1/n}$ و σ 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 $250-500^{\circ}\text{C}$ مقادیر تنش آستانه‌ای از $20/1$ تا $3/9 \text{ MPa}$ تغییر می‌کند. در $T > 500^{\circ}\text{C}$ مقادیر σ_0 بسیار کم می‌شود که باعث از بین رفتن تنش آستانه‌ای در دماهای بالا می‌شود. به همین خاطر است که مقدار تنش ظاهری n_a در حدود ε 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 (°C)	σ_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 می توان 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 $250-500^\circ\text{C}$ مقدار Q_0 بدست آمده از شیب این نمودار در حدود 18 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 5083 مثل آلیاژ آلومینیوم تقویتی رفتار می‌کنند. منشا تنش آستانه‌ای به وجود ذرات چسبنده Al_3Zr , Al_3Cr , Al_6Mn 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 می‌کند.

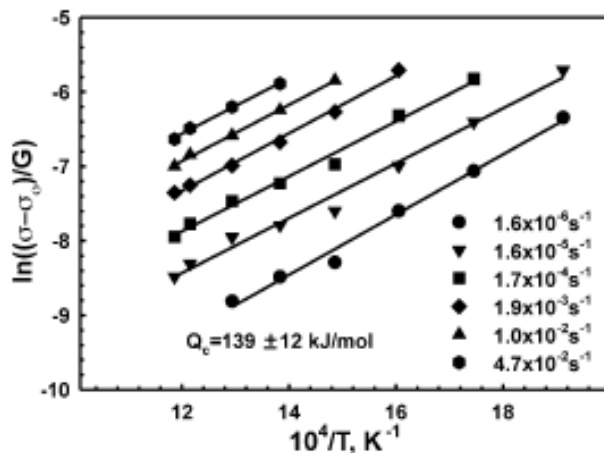
(ج) برای جدا کردن یک نابجایی از ذره جاذب پس از تکمیل صعود. تمام این مدل‌های نظری تنش آستانه‌ای را مستقل از دما پیش‌بینی می‌کنند.

یک مدل نظری جدید، وجود وابستگی ضعیف تنش آستانه‌ای را به دما پیش‌بینی می‌کند. 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- نابعجایی که با داده‌های TEM سازگار است. بنابراین امروزه هیچ مدل نظری وجود ندارد که بتوان آن را برای توجیه منشا تنش آستانه‌ای در $Al\ 5083$ بکار برد. با مقایسه وابستگی دمایی تنش آستانه‌ای با داده‌های TEM نتیجه می‌گیریم که کاهش تنش آستانه‌ای با افت انرژی نابعجایی در سطح مشترک ذره- ماتریس (ناشی از تفکیک بخش صعودی این نابعجایی به نابعجایی‌های 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 نابعجایی از یک پراکندگی در $T > 550^{\circ}C$ تایید می‌کند. از بین رفتن تنش آستانه‌ای در نزدیکی نقطه ذوب برای آلیاژهای آلومینیومی و کامپوزیت‌های فلزی متعدد در $Al\ 5083$ با از بین رفتن نیروی اضافی در ارتباط است که در محدوده دمایی که تنش آستانه‌ای وجود دارد برای لغزش نابعجایی 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 $Al_{50}O_{83}$ را توصیف می‌کند. مشاهده می‌شود که مقدار Q_c در حدود 139 ± 12 kJ/mol است که بسیار مشابه انرژی فعالسازی برای نفوذ در خود شبکه در Al ($143/4$ 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 تغییرشکل آلیاژ اصلاحی $Al_{50}O_{83}$ با $0/2\%Zr$ و $1/6\%Mn$ در محدوده دمایی $570^{\circ}C$ - $250^{\circ}C$ آزمایش شد. تحلیل داده‌های تجربی $Al_{50}O_{83}$ وجود تنش آستانه‌ای را در محدوده دمایی $500^{\circ}C$ - $250^{\circ}C$ نشان داد که در آن تنش آستانه‌ای به دمایی با انرژی (Q_0) 18 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 $\epsilon kT / (D_1 G b)$ مقدار توان تنش واقعی n در حدود ۴ است و انرژی فعالسازی واقعی Q_c هم 139 ± 12 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 $570^{\circ}C$ - $550^{\circ}C$ می‌شد که در آن تنش آستانه‌ای از بین می‌رود. نابجایی گسترده بخشهایی که نابجایی شبکه را دور می‌زنند روی نابجایی‌های مرز دانه (GBD)^۱ در سطوح مشترک ماتریس - ذره رخ می‌دهد [۵].

۲-۴- بررسی تنش آستانه‌ای در کامپوزیت ۵٪ حجمی Sic-2124-Al :

ذرات سرامیک، کریستال‌های سوزنی‌شکل، 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

1-Grain boundary dislocation

مصارف در دمای بالا در صنایع اتوموبیل و هوافضا دارند، رفتار خزشی کامپوزیت‌های AI ناپیوسته سوژه تعدادی از تحقیقات در سال‌های اخیر بوده است. به ویژه رفتار خزشی کامپوزیت‌های ناپیوسته AI-SiC که در آنها ذرات SiC (SiC_p) یا کریستال‌های سوزنی‌شکل (SiC_w) در ماتریس آلیاژ AI 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 AI-SiC موجود است که با شیوه متالورژی پودر (PM) تهیه شده‌اند. این نتایج نشان می‌دهند که رفتار خزشی این کامپوزیت‌ها در دو خصیصه مشابه آلیاژهای تقویتی DS¹ 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 AI-SiC مشابه آلیاژهای DS را می‌توان با عبارت یک تنش آستانه‌ای τ_0 تفسیر کرد: تغییر شکل مشاهده شده نه با تنش اعمالی τ که با تنش موثر τ_e برابر با $\tau - \tau_0$ 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 AI-SiC نشان دهنده یک تنش آستانه‌ای است اما منشأ چنین تنشی مشخص نیست. نخست تقویت کننده های SiC (ذرات یا کریستال‌های سوزنی شکل) در ماتریس‌های AI 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 AI-SiC مربوط به رابطه بین نابجایی‌ها و ذرات پراکنده‌ای است که به عنوان پیامد فراوری کامپوزیت‌ها با متالورژی 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 زیر برای Al 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 ۷۷۸K 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 ۶۱۸-۷۷۸K 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 میکروسکوپ الکترونی Philips XL-30 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 گیجی 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 HNO_3 ۲۵ 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 Al و برخی از آلیاژهایش، آزمایشهای افزایشی تنش به جای آزمایشهای کاهش 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- منحنی‌های خزش:

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

(الف) کرنش موقت ۷۰ و

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

(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 می‌یابد. در شکل (۲-۱۰-b) سرعت کرنش

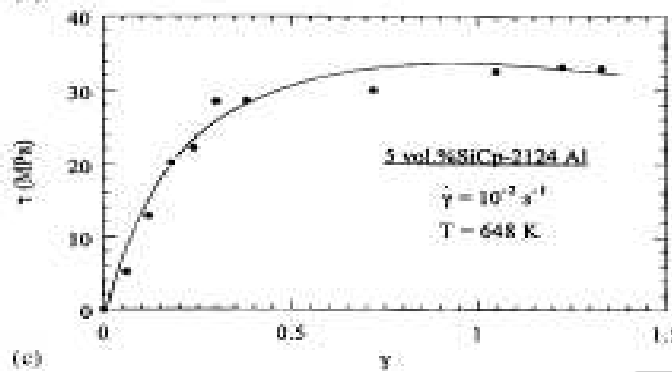
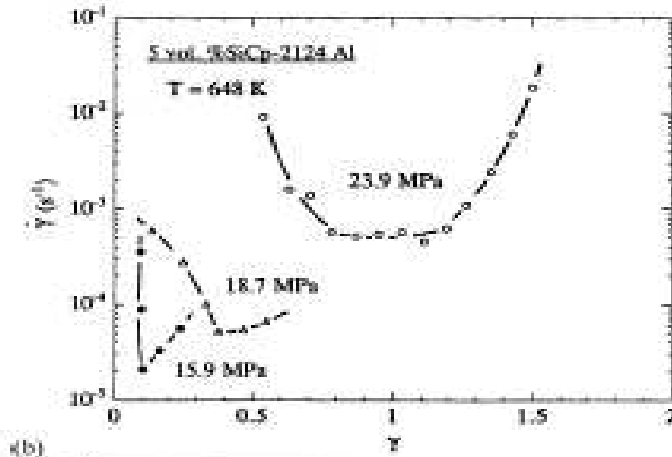
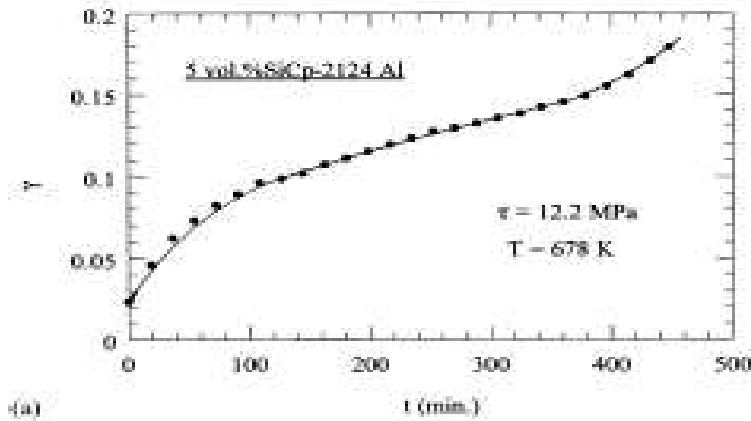
برشی در برابر کرنش برشی $\dot{\gamma}$ در تنش‌های مختلف در ۶۴۸K ترسیم شده است. این نوع نمودار دو هدف را برآورده می‌کند: یکی شکل منحنی خزش را برای کامپوزیت ۲۱۲۴-Al ۲۱۲۴% PM۵vol به عنوان تابعی از تنش آزمایش می‌کند و دیگری اینکه مقایسه دقیقی بین رفتار کامپوزیت و آلیاژ ماتریس تقویتی ۲۱۲۴-Al PM برقرار می‌کند. داده شکل (۲-۱۰-b) خصائص زیر را نشان می‌دهد:

(الف) مرحله حالت پایدار بسیار کوتاه است و

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

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

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



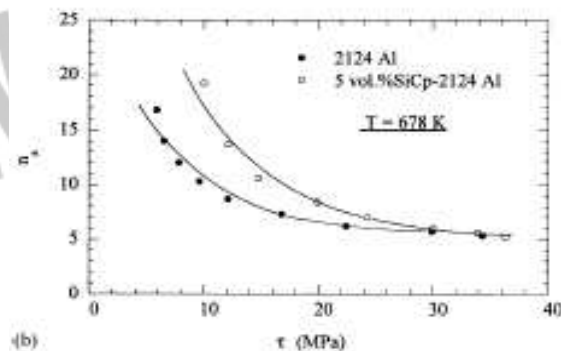
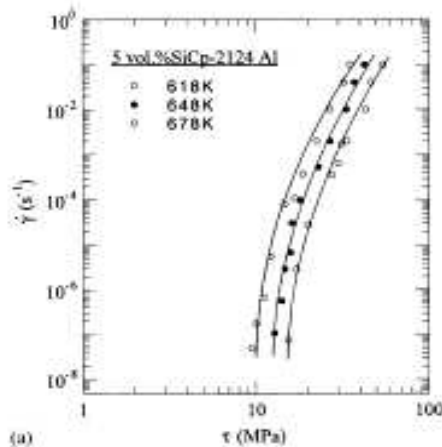
شکل ۲-۱۰: (a) نمونه منحنی خزش برای کامپوزیت SiC-2124 Al 5vol.% (b) سرعت خزش به عنوان تابعی از کرنش خزش برای کامپوزیت SiC-2124 Al 5vol.% (c) تنش به عنوان تابعی از کرنش برای کامپوزیت SiC-2124 Al 5vol.% [۶].

۲-۴-۳- آزمایش های سرعت کرنش ثابت:

شکل (۲-۱۰-۵) که در آن تنش برشی τ در برابر کرنش برشی γ 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 2-5%). این خصوصیت که معادل مورد آزمایش خزش است، مشابه مقداری است که برای Al ۲۱۲۴ Al ۵vol% 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-a) نشان داده شده که در آن سرعت حالت پایدار (یا سرعت خزش حداقل) در برابر تنش برشی τ 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-b)

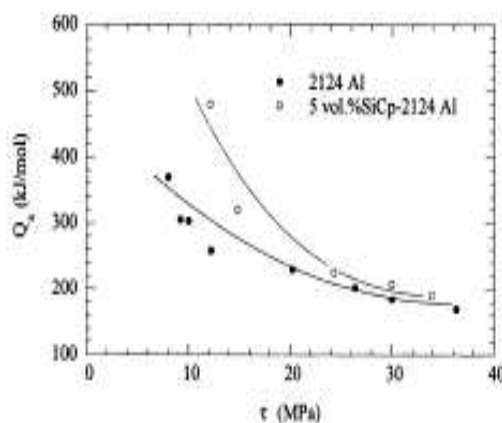


شکل ۲-۱۱: (a) سرعت خزش حالت پایدار به عنوان تابعی از تنش اعمالی (مقیاس لگاریتمی) برای کامپوزیت ۲۱۲۴-SiC ۵vol% Al در ۶۷۸ K و ۶۴۸ K و ۶۱۸ K (b) توان تنش ظاهری برای خزش در کامپوزیت ۲۱۲۴-SiC ۵vol% Al به عنوان تابعی از تنش اعمالی در ۶۴۸ K؛ برای مقایسه مستقیم داده‌های Al ۲۱۲۴ PM هم آمده است [۶].

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 PM ۲۱۲۴ Al 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 kJ mol^{-1}) است.



شکل ۲-۱۲: انرژی فعالسازی ظاهری برای خزش Q_a در کامپوزیت ۲۱۲۴-SiC ۵vol% Al PM به عنوان تابعی از تنش اعمالی؛ برای مقایسه مستقیم داده‌های ۲۱۲۴Al PM 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 ۲۱۲۴Al PM در ارتباط است و دیگری مربوط به مقایسه بین خصوصیات خزش ۲۱۲۴-SiC ۵vol% Al PM و ۲۱۲۴Al PM است. این تحقیقات همراه با فرضیه خاصی در مورد ۲۱۲۴Al PM به طور مختصر در زیر می‌آید.

نخست اینکه مشخص شده رفتار خزشی آلیاژهای PM Al مثل ۲۱۲۴Al PM و ۶۰۶۱Al PM

در مورد

(الف) مقادیر بالای توان تنش

(ب) افزایش توان تنش با کاهش تنش اعمالی

(ج) مقادیر بالای انرژی فعالسازی برای خزش مشابه آلیاژهای غیر تقویتی DS است. این

تشابه نشان می‌دهد که وابستگی خطی سرعت خزش به تنش در ۲۱۲۴Al PM 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 $PM_{2124}Al$ 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 $PM (Al)$ 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 τ 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 τ_e ($\tau_e = \tau - \tau_0$) جایگزین تنش اعمالی τ 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 $PM_{2124}Al$ و $PM_{5vol\%}Al$ 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 τ_0 با افزایش دما کاهش می‌یابد و وابستگی τ_0 به دما شدیدتر از آنست که به مدول برشی نسبت داده شود.

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

Estimated values for τ_0 in PM 5 vol.% SiC_p-2124 Al

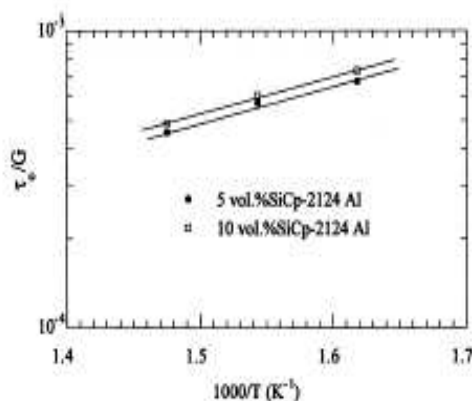
Temperature, T (K)	618	648	678
Threshold stress, τ_0 (MPa)	13.6	11.4	8.7

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 Al-SiC ۲۱۲۴-5vol% PM، مقادیر تخمینی

(τ_0/G) (جدول ۲-۲) به صورت لگاریتم (τ_0/G) در برابر $1/T$ در شکل (۲-۱۳) ترسیم شد.



شکل (۲-۱۳) : مقادیر تخمینی (τ_0/G) به صورت لگاریتم (τ_0/G) در برابر $1/T$ [۶]

همان گونه که در شکل (۲-۱۳) هم دیده می شود داده های لازم برای Al ۲۱۲۴-SiC همان گونه که در شکل (۲-۱۳) هم دیده می شود داده های لازم برای Al ۲۱۲۴-SiC ۵vol% 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 τ_0 نیستند. سه مشاهده زیر با این نتیجه سازگار هستند. نخست، خواص هندسی ذرات SiC در Al ۲۱۲۴-SiC ۵vol% (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 Al ۲۱۲۴-SiC ۵vol% موجود هستند و جالب است که مقایسه ای میان مقادیر τ_0 برای کامپوزیت و مقادیر حاضر تخمینی از Al ۲۱۲۴-SiC ۵vol% داده های بکنیم. این مقایسه در (شکل ۲-۱۳) نشان داده شده است. می توان در شکل دید که مقادیر τ_0 برای Al ۲۱۲۴-SiC ۵vol% کمی بیشتر از مقادیر Al ۲۱۲۴-SiC ۵vol% است و این وابستگی به دما برای هر دو ماده مشخص شده است. سازگاری نزدیک مقدار و گرایش میان τ_0 برای Al ۲۱۲۴-SiC ۵vol% و τ_0 برای Al ۲۱۲۴-SiC ۵vol% نشان می دهد که ذرات SiC به عنوان منشأ اولیه τ_0 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 ۱۰:۱ است. بنابر شواهد تجربی نابجایی های ایجاد شده در سطح مشترک SiC/Al به طور طبیعی با حرارت دهی در دماهای بالا ناپدید

می‌شوند و در حین سرد شدن دوباره پدیدار می‌شوند. بر همان اساس این نابعی‌ها کامپوزیت را تنها در دماهای پایین (مثل دمای اتاق) تقویت می‌کنند [۷].

پیشنهاد شده که یک منبع جایگزین برای رفتار تنش آستانه‌ای در کامپوزیت‌های ناپیوسته SiC-Al (مثل آلیاژهای PM Al) با جداسدگی نابعی‌ها از ذرات اکسید در ارتباط است که در نتیجه فراوری کامپوزیت‌ها با متالورژی پودر بدست می‌آیند. نتایج تجربی حاضر برای نخستین بار شواهدی زیرساختاری در تایید این نظر فراهم می‌آورد. همچنین روابط نابعی‌- پراکندگی ذره مشابه آنهایی است که برای آلیاژهای PM_{۲۱۲۴}Al و آلیاژهای DS ارائه شده است.

بنابر معادله ۲-۱۲ تنش آستانه‌ای برای خزش در PM_{۵vol%} Al_{۲۱۲۴}-SiC با وابستگی دمایی مشخص می‌شود که بسیار شدیدتر از تنش جداسدگی τ_d است که به مدول برشی نسبت داده می‌شود. «روسلر» و «آرتز» [۸] پیشنهاد کردند که جداسدن ناشی از حرارت یک ذره در آلیاژهای DS منجر به کاهش تنش آستانه‌ای می‌گردد که با کاهش دما افزایش می‌یابد. با این حال همان گونه که «پارک» [۹] و دیگران نشان داده‌اند، مفهوم فعالسازی حرارتی نمی‌تواند مقادیر و گرایش‌های تغییرات انرژی فعالسازی ظاهری را برای خزش در آلیاژهای PM Al (که ریزساختارهای‌شان اتصال نابعی‌ها به ذرات پراکنده را نشان می‌دهد) توجیه کند. حدس زده می‌شود که وابستگی شدید دمایی تنش آستانه‌ای مثل معادله ۲-۱۲ ممکن است پیامد رابطه‌ای میان ناخالصی‌ها (که توانایی تفکیک ذرات ناپیوسته را دارند) و نابعی‌هایی باشد که در وجه جداسدگی ذرات به دام افتاده‌اند. با این حال این حدس ماهیتاً کیفی است و اثبات این مکانیسم نیازمند کار بیشتری است.

رفتار خزشی کامپوزیت PM_{۵vol%} Al_{۲۱۲۴}-SiC در موارد زیر مشابه PM_{۲۱۲۴}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 آستانه‌ای و

(ه) وابستگی دمایی تنش آستانه‌ای. این تشابهات در رفتار بین کامپوزیت و آلیاژ ماتریس غیرتقویتی نشان می‌دهند که منشأ اولیه تنش آستانه‌ای در هر دو ماده مشابه است؛ و تغییرشکل ماتریس PM_{۲۱۲۴}Al خزش کامپوزیت PM_{۵vol%} Al_{۲۱۲۴}-SiC را کنترل می‌کند. شواهد تجربی با این مشاهدات سازگار است. نخست، داده‌های زیرساختاری در مورد کامپوزیت نشانگر وجود رابطه‌ای میان نابعی‌ها و ذرات پراکنده بسیار نرم است. شکل و ریخت این ذرات مشابه آنهایی است که در PM_{۲۱۲۴}Al مشاهده می‌شود که پیش از این به عنوان ذرات اکسید تشخیص داده شده

بودند و از فراوری ماده با متالورژی پودر بدست می‌آیند. رابطه میان نابجایی‌ها و ذرات اکسید به احتمال زیاد نشان دهنده منشأ اولیه تنش آستانه‌ای در آلیاژ و کامپوزیت است. دوم آنکه، نمودار داده‌های خزش کامپوزیت $\text{SiC}-212\% \text{Al}$ در حورد سرعت خزش در برابر تنش موثر در مقیاس لگاریتمی نشان می‌دهد که رفتار خزشی واقعی آلیاژ گذاری را از لغزش ویسکوز ($n=3$) به ناحیه تنش بالا ($n=5$) نشان می‌دهد که پیدایش آن به جدا شدن جابه‌جایی‌ها از اتمسفر اتمی محلول نسبت داده می‌شود. رفتار خزشی واقعی کامپوزیت مشابه آلیاژ ماتریس غیر تقویتی $\text{Al}-212\% \text{SiC}$ است. چنین شباهتی علاوه بر دیگر تشابهات در رفتار خزش بین دو ماده نشان می‌دهد که رفتار خزشی کامپوزیت تحت کنترل تغییر شکل ماتریس است [۹-۷].

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

آزمایش‌های خزشی بر روی کامپوزیت دانه نرم $\text{Al}-6\text{Mg}-1\text{Sc}-1\text{Zr}-10 \text{ vol.}\% \text{SiC}_p$ در محدوده دمایی ۴۲۳-۵۳۳ 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 می‌شود. نقش تنش آستانه‌ای در تحلیل مقادیر بالای توان تنش ظاهری و انرژی فعالسازی به همان مقداری کاهش یافت که از آلیاژهای محلول جامد انتظار می‌رفت. 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 می‌دهد. خواص مکانیکی عالی این سیستم آلیاژی ناشی از:

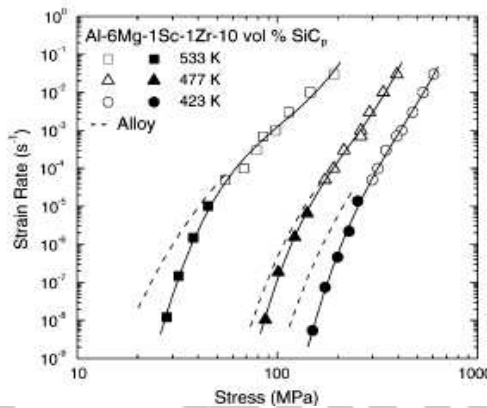
(الف) اثر مقاومسازی محلول جامد که به وسیله منیزیم ایجاد می‌شود و

(ب) مقاومسازی ذره با رسوب نرم و چسبنده $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ است. منیزیم به عنوان بهترین مقاوم کننده محلول جامد برای آلومینیوم شناخته می‌شود. تا ۶wt.% منیزیم در آلیاژهای $\text{Al}-\text{Sc}$ قابل حل است که اثر محلول جامد را عالی ایجاد می‌کند.

رسوب‌های $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ در برابر درشت‌دانگی تا دمای ۶۲۳K پایدار هستند که به میزان زیادی بیشتر از قابلیت‌های پیرسازی تجاری آلیاژهای آلومینیوم است که در آن ریزساختار در دمای بالاتر از ۵۲۳K به سرعت درشت می‌شود. این پایداری رسوبات $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ ناشی از پایداری ترمودینامیکی فاز و چسبندگی (در اندازه دانه کوچک با شبکه Al) است. نفوذپذیری اندک Sc و Zr در 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-6Mg-1Sc-1Zr-10 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:

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

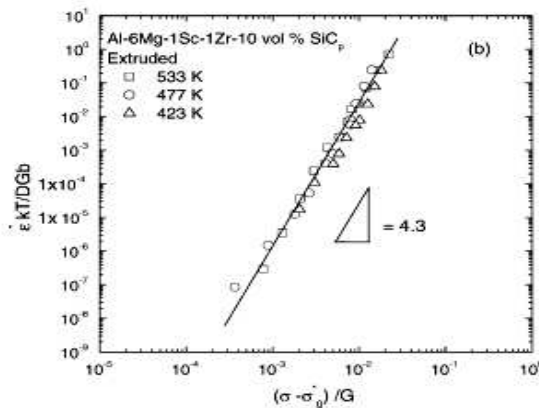
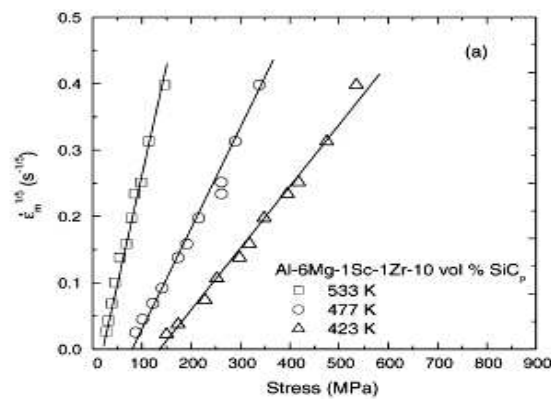
در مورد کامپوزیت‌های با ماتریس فلزی، تنش موثر $\sigma_e = (1-\alpha)\sigma - \sigma_0$ به شکل $\sigma_e = (1-\alpha)\sigma - \sigma_0$ نشان داده می‌شود که در آن α ثابت انتقال بار است که مقادیری بین ۰ در غیاب انتقال بار تا ۱ با انتقال کلی بار دارد. با جایگزینی σ_e در معادله ۲-۲ رابطه زیر را داریم:

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

که در آن σ_0^* به صورت تنش آستانه‌ای ظاهری است:

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

تنش آستانه‌ای ظاهری σ_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 σ و $\dot{\epsilon}_m^{1/n}$ در دمای ثابت خطی است. با برون‌یابی به $\epsilon = 0$ مقدار σ_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-6Mg-1Sc-

[۱۰] 1Zr-10 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.

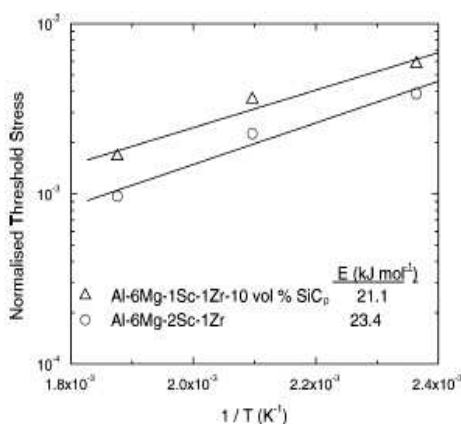
انرژی فعالسازي ظاهري (Qa) با استفاده از نمودار آرنیوس بدست آمد. این مقدار بیشتر از انرژی فعالسازي برای شبکه آلومینوم (۱۴۲kJ/mol) است. مقادیر بالای n_a و Q_a از تفسیر تنش آستانه‌ای حمایت می‌کنند. پس از در نظر گرفتن تنش موثر ($\sigma - \sigma_0^*$), داده‌های فعلی انرژی فعالسازي ۱۴۷/۳kJ/mol را بدست می‌دهد که نزدیک ۱۴۲kJ/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 با هم 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 (σ_0^*/G در مورد کامپوزیت و σ_0/G در مورد آلیاژ) را نسبت به معکوس دمای مطلق $1/T$ نشان می‌دهد. وابستگی دمایی برای کامپوزیت و ۲۳/۴kJ/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-6Mg-1Sc-1Zr-10 vol% SiC و

آلیاژ Al-6Mg-2Sc-1Zr که وابستگی دمایی را نشان می‌دهد [۱۰].

۲-۵-۲- نتایج:

الف) خواص خزشی آلیاژ Al-6Mg-1Sc-1Zr 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 Al₃(Sc, Zr) را کاهش داده و مقدار ذرات ثانویه Al₃(Sc, Zr) را افزایش می‌دهد.

ج) وقتی تنش آستانه‌ای در تحلیل لحاظ شود، مشخص می‌شود که توان تنش در حدود 5 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 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 $p = (2 \text{ و } 3)$ توان اندازه دانه است. علی رغم مدل کردن رفتار آلیاژهای AZ با معادله ۲-۱۵ برخی محققان تنش آستانه ای (σ_0) را ارایه می‌کنند. در این مورد رابطه به شکل زیر در می‌آید.

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

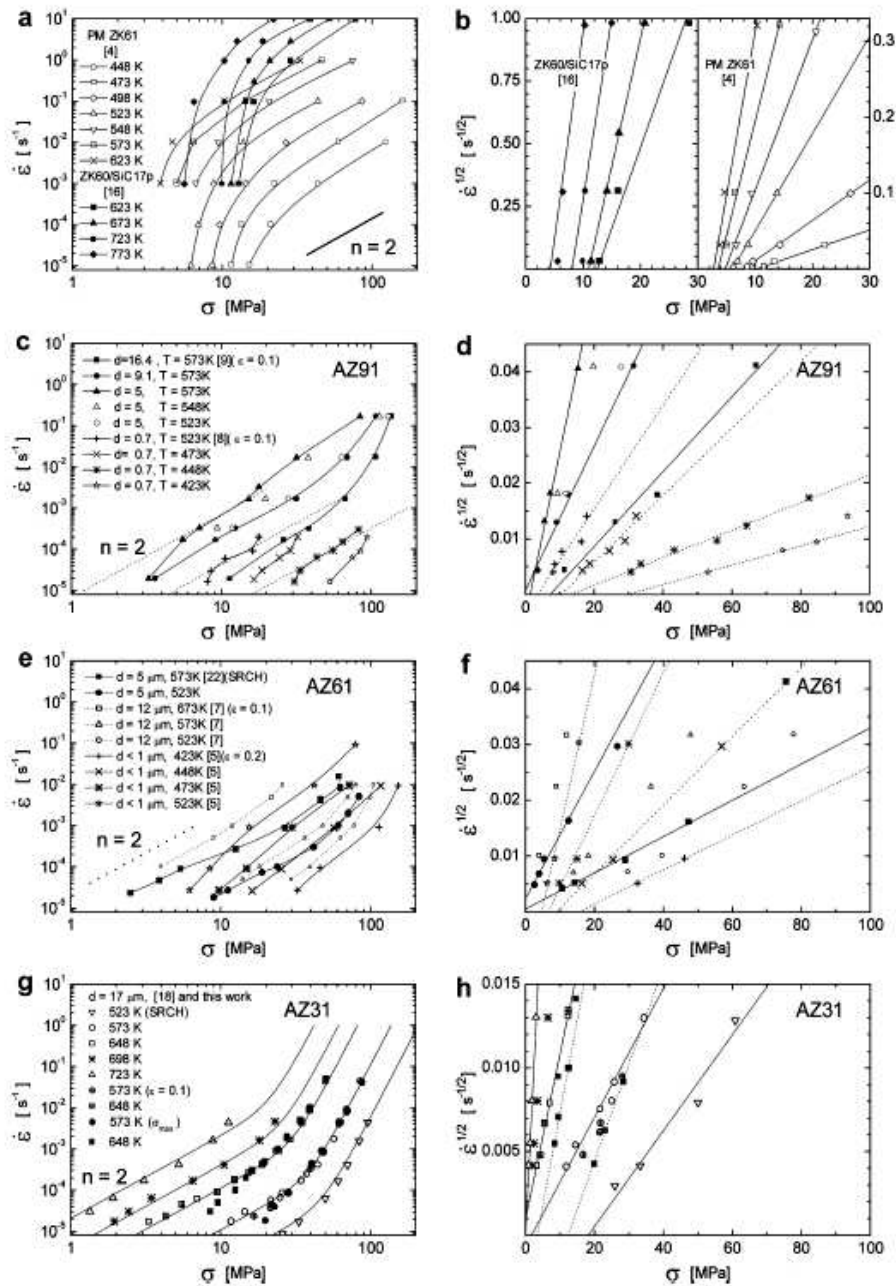
این کار مقادیر بالایی مثل ۲۰-۳۰ MPa را برای تنش آستانه ای در آلیاژهای AZ۶۱ و AZ۹۱ نرم ارایه می دهند. بزرگی این تنش آستانه ای ارتباطی تکنولوژیک با شکل دهی فوق خمیری دارد. عقیده بر این است که تنش آستانه ای با ذرات ریزی ارتباط دارد که :

- (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 اتهمای 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 ZK61 و (c,d) آلیاژ AZ91 و (e,f) آلیاژ AZ61 و (g,h) آلیاژ AZ31 [۱۱]

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

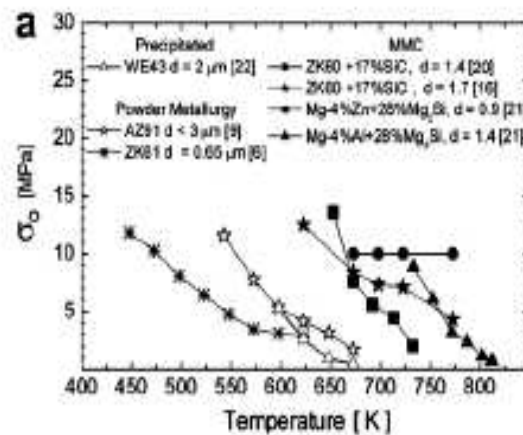
شکل (۲-۱۷-c,e,g) آهنگ کرنش نسبت به تنش واقعی به ترتیب برای آلیاژهای AZ۹۱ و AZ۶۱ و AZ۳۱ داده شده است.

شکل (۲-۱۷-d,f,h) 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 ۲-۱۷ 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 (۲-۱۸) 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 (۲-۱۸) وابستگی تنش آستانه ای به دما [۱۱]

۷-۲- بررسی تنش آستانه ای در سوپرپلاستیک

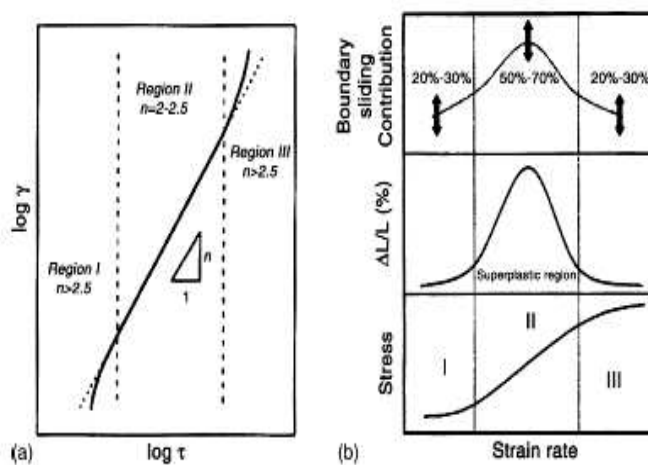
ویژگی مهم رفتار تغییرشکل در آلیاژهای سوپرپلاستیک ریزدانه‌ای، مشاهده تجربی است آنست که رابطه بین تنش و سرعت خزش در حالت پایدار اغلب s شکل است. تحت شرایط خزشی، چنین رفتاری با وجود سه ناحیه مشخص می‌شود: ناحیه I (ناحیه تنش کم) ناحیه II (ناحیه سوپرپلاستیک یا ناحیه با تنش متوسط) و ناحیه III (ناحیه تنش زیاد). نتایج تجربی و ملاحظات نظری نشان دادند که ناحیه II و I توسط فرایند تغییرشکل مشابهی کنترل می‌شوند که در آن لغزشدسته 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:

$$\frac{\gamma KT}{DGb} = A \left(\frac{b}{d}\right)^s \left(\frac{\tau}{G}\right)^n \quad (\text{معادله ۲-۱۷})$$
$$D = D_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)$$

که در آن γ 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، τ 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 τ 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 ۲-۱۹). به خاطر این ویژگی اغلب از ناحیه II به عنوان ناحیه سوپرپلاستیک یاد می شود. ناحیه I با توان تنش 3-5، 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 σ 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 تغییرشکل 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 τ_0 . 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 τ_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 τ_0 مشخص می‌سازد که در حین جریان سوپرپلاستیک، تغییرشکل با یک تنش موثر $\tau_e (\tau_0 = \tau - \tau_e)$ و نه با تنش اعمالی τ به پیش رانده می‌شود [۱۲].

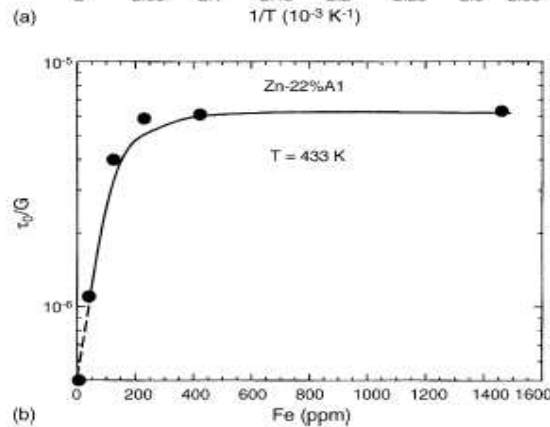
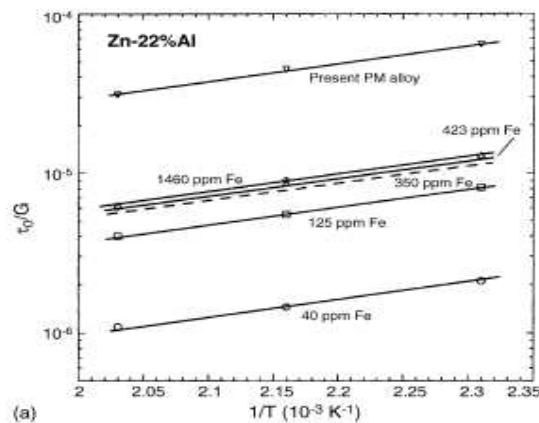
۲-۷-۳- تنش آستانه‌ای تحت ناخالصی

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.



شکل ۲-۲۰-a) نمودار لگاریتم τ_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 τ_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 Zn۲۲%.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 جایکه 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 جایکه 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 $Q > Q_D$. 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 τ که با تنش موثر ($\tau_e = \tau - \tau_0$) به پیش می رود یا به عبارتی τ_0 از τ 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 $Q_0 = 22 \text{ kJ/mol}$ 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) بنابر شواهد موجود مکانیکی و ریزساختاری، منشأ تنش آستانه‌ای برای جریان سوپرپلاستیک به احتمال زیاد با این موارد در ارتباط است:

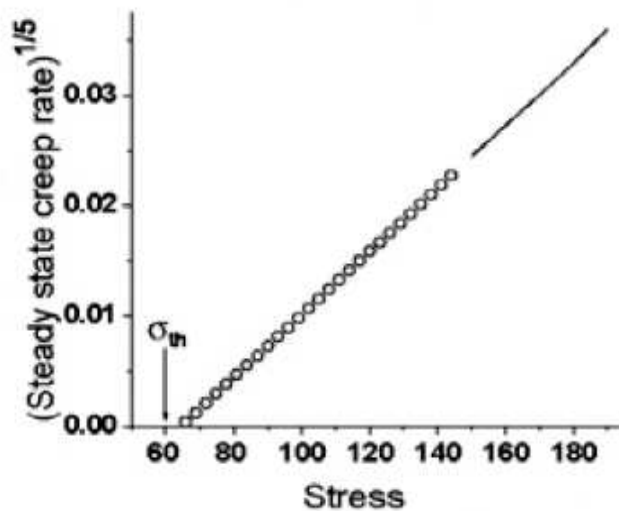
ج-۱) رابطه میان جابه‌جایی‌های مرزی و اتمهای ناخالصی که در مرزها به طور موضعی متمرکز می‌شوند اگر دانه‌های مانع حاوی هیچگونه ذرات پراکندگی نباشند یا

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 δ (تنش اعمالی در خزش) برونمایی اطلاعات در $\epsilon_m^{1/n} = 0$ می توان تنش آستانه ای (δ_{th}) را بدست آورد. برای بدست آوردن δ و $\epsilon_m^{1/n}$ مختلف برای رسم نمودار دوره وجود دارد. یا δ و $\epsilon_m^{1/n}$ 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 برون یابی 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 Al-6Mg-2Sc-1Zr 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 sroboutz [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.

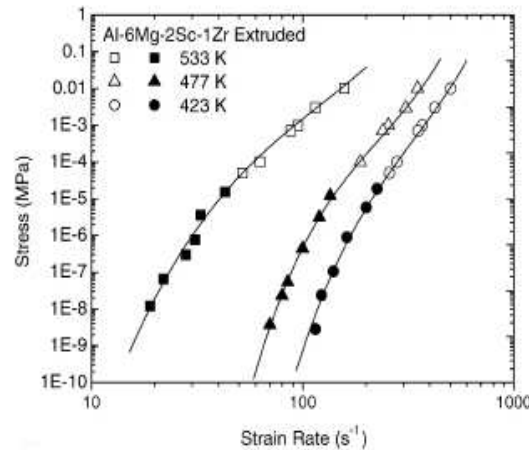
این مدل تنش آستانه ای کمی را تخمین می زند. به هر حال هیچ کدام از مدل‌های تئوری موجود قادر به ارائه نتایج منطبق بر نتایج عملی نیستند [۱۷-۱۴].

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 اکپونانسیلی دارد. افزایش دما افزایش سرعت مکانیزم‌های موثر در خزش از جمله نفوذ، لغزش نابجایی‌ها، 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. نمونه‌ها به کمک روش متالورژی پودر تهیه شده اند. پودر آلیاژ به کمک گاز هلیوم اتمیزه شده است و سپس در دمای ۵۲۳ نمونه‌ها 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.

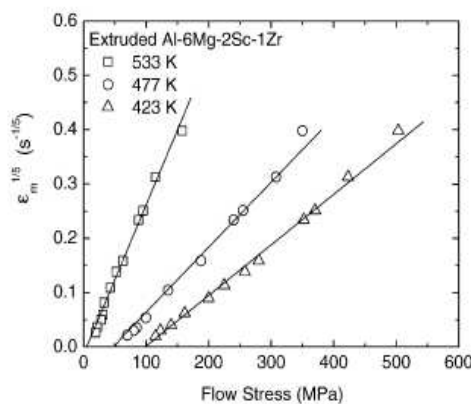


شکل ۲-۲۲: تاثیر دما بر تنش آستانه ای در دماهای ۴۲۳ و ۴۷۷ و ۵۳۳ کلوین [۱۵]

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.

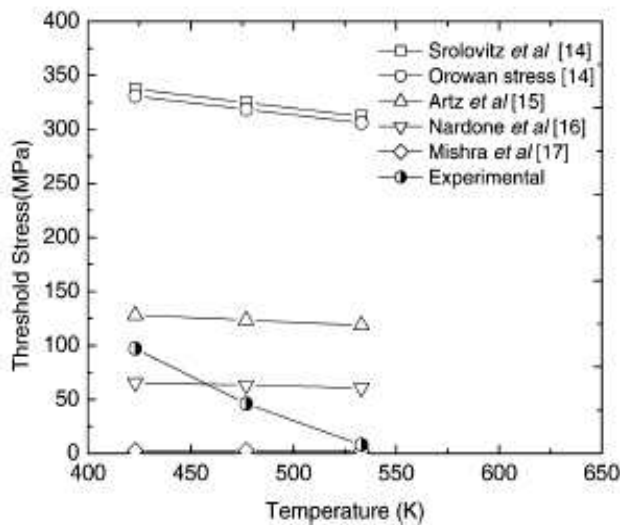
این نمودار بخوبی نشان می دهد که با افزایش دما در یک تنش قابلت نرخ کرنش خزشی افزایش پیدا کرده است. که این موضوع بیانگر افزایش سرعت عمل مکانیزم های موثر بر خزش با افزایش دما است.

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 برون یابی در به ترتیب ۹۳ و ۵۷ و ۶ 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 بررسی های تئوری و عملی از نکات مشهود در این نمودار است.

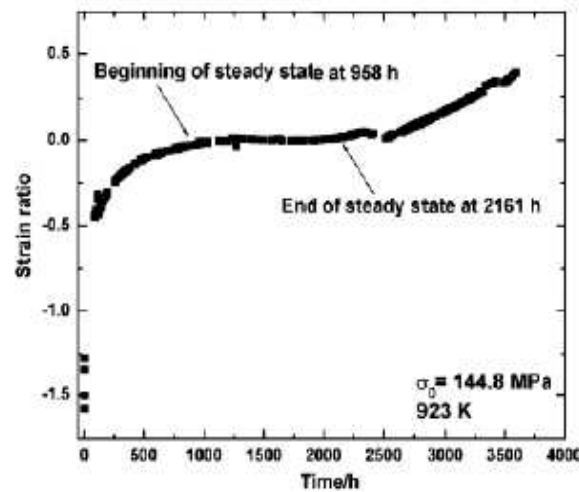


شکل ۲-۲۴: نمودار تاثیر دما بر تنش آستانه ای از طریق تئوری و عملی [۱۶]

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

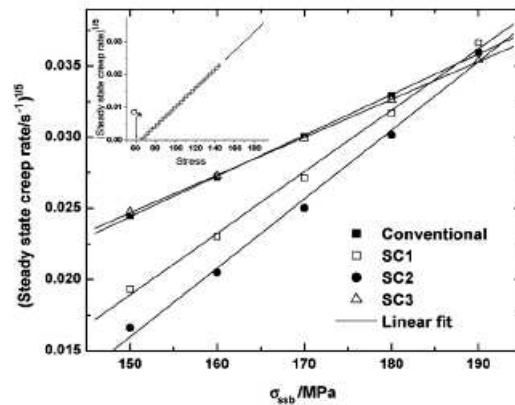
همانطور که گفته شد، تنش آستانه ای به میکرومکانیسم هایی از جمله واکنش نابجایی ها با ذرات بستگی دارد. بنابراین تنش آستانه ای به تنش اعمالی و تاریخچه بارگذاری نیز بستگی دارد. برای بررسی این اثر نمونه هایی از ترکیب شیمیایی فولاد ضدزنگ L(N) ۳۱۶ استفاده شد. اندازه متوسط دانه آلیاژ بر مبنای روش درون یابی خطی، $10 \pm 65 \mu\text{m}$ است. نمونه خام در دمای ۱۳۷۳K 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 نمونه های مدور با طول گیج ۵۰mm (l_0) و قطر گیج ۵mm انجام شد. دو آزمایش خزشی در دمای ۹۲۳K صورت گرفت؛ تنشها بر روی پایه ابعاد ابتدایی (σ_0) ۱۴۵ و ۲۰۰ MPa بود. از این آزمایشها تحت عنوان «آزمایشهای خزشی متعارف» یاد می شود 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 SC1, SC2, SC3 انجام شد. SC1, SC2 دو آزمایش کاهششی به ترتیب با افت ۱۰ و ۱۵ MPa بودند. برای SC1 و SC2 به ترتیب ۱۷۷/۸ و ۱۸۰/۲ MPa بود. SC3 یک آزمایش با تنش افزایشی و افت ۱۰ MPa و $\sigma_0 = 140$ MPa و دیگر 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. همچنین دلالت بر کرنش خزش اولیه دارد.



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

با رسم نمودار $\delta - \varepsilon_m^{0.5}$ برونمایی 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 ۲-۲۲ با تغییرات تنش تغییر نکند. نتایج حاصل از برونیابی δ_{th} در جدول (۲-۵) ارائه شده. (δ_{THb} تنش آستانه ای در ابتدای مرحله خزش پایدار و δ_{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 σ_{ss} [۱۷]

	Conventional	SC1	SC2	SC3
σ_{thb} (MPa)	65 ± 3	106 ± 11	117 ± 13	57 ± 3
σ_{the} (MPa)	51 ± 2	106 ± 11	117 ± 13	56 ± 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.

جهت خرید فایل word به سایت www.kandoo.cn.com مراجعه کنید
یا با شماره های ۰۹۳۶۶۰۲۷۴۱۷ و ۰۹۳۶۶۴۰۶۸۵۷ و ۰۶۶۴۱۲۶۰-۰۵۱۱ تماس حاصل نمایید

فصل سوم

نتیجه گیری

۳-۱- نتیجه گیری

(۱) با رسم نمودار $\delta - \epsilon_m^{0.5}$ و برون‌یابی نمودار $\epsilon_m^{0.5} = 0$ 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 آستانه‌ای نشان دهنده تنش لازم برای فعالسازی شبکه‌های نابجایی است که شبکه را می‌سازند که کنترل کننده مرحله سرعت در تغییر شکل 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 داده‌های تجربی $Al_{50}O_{83}$ وجود تنش آستانه‌ای را در محدوده دمایی $250-500^{\circ}C$ نشان داد که در آن تنش آستانه‌ای به دمایی با انرژی 18 KJ/mol (Q_0) وابسته بود. در $T > 500^{\circ}C$ تنش آستانه ای از بین رفت.

(۸) تشکیل Al_3Zr, Al_3Cr, Al_6Mn در $Al_{50}O_{83}$ 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 نابجایی‌های مرزی و اتمهای ناخالصی که در مرزها به طور موضعی متمرکز می‌شوند اگر دانه‌های مانع حاوی هیچگونه ذرات پراکندگی نباشند یا
- ۱۰- ب) رابطه بین نابجایی‌های شبکه‌ای و اتمهای ناخالصی که در نابجایی‌هایی متمرکز می‌شوند که در وجه ناپیوستگی ذرات پراکنده در دانه‌هی مانع گیر افتاده‌اند.

۲-۳- 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 ارائه 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
- [2]. S.P. Deshmukh, "Creep behavior and threshold stress of an extruded Al-6Mg-2Sc-1Zr alloy", *materials sci A*. 381(2004).
- [3]. 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*(2007).
- [4]. Emmanuelle A. Marquis, David C. Dunand , "Model for creep threshold stress in precipitation-strengthened alloys with coherent particles ", *Sci Mater* 47(2002) 503-508.
- [5]. R. Kaibysheva, * , F. Musina , E. Avtokratovaa , Y. Motohashib, "Deformation behavior of a modified 5083 aluminum alloy", *Mater Sci Eng A* 392 (2005) 373-379.
- [6]. Zhigang Lin 1, Yong Li 2, Farghalli A. Mohamed , " Creep and substructure in 5 vol.% SiC-2124 Al composite", *Mater Sci Eng A* 332(2002) 330-342.
- [7] 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* 51 (2003) 4751-4760.
- [8]. E. Arzt, J. Rosler, *Acta Metall.* 38 (1990) 671.
- [9]. K.T. Park, E.J. Lavernia, F.A. Mohamed, *Acta Metall. Mater.* 42 (1994) 667
- [10]. S.P. Deshmukh a , R.S. Mishra a , * , K.L. Kendig , "Creep behavior of extruded Al-6Mg-1Sc-1Zr-10 vol.% SiCp composite", *Mater Sci Eng A* 410-411 (2005) 53-57.
- [11]. J.A. del Valle, * F. Carreno and O.A. Ruano, " On the threshold stress for superplasticity in Mg-Al-Zn alloys", *Scr Mater* 57 (2007) 829-832.
- [12]. Farghalli A. Mohamed, " On the origin of superplastic flow at very low stresses", *Mater Sci and Eng A* 410-411(2005) 89-94.
- [13]. A. Ball, M.H. Hutchinson. *Metall Sci*, J.3 (1969) 10
- [14] D. Srolovitz, R. Petkovic-Luton, M.J. Luton, *Philos. Mag.* 48 (1983) 795-809.
- [15] E. Artz, D.S. Wilkinson, *Acta Metall.* 34 (1986) 1893-1898.
- [16] V.C. Nardone, D.E. Matejczyk, J.K. Tien, *Acta Metall.* 32 (1984) 1509-1517.
- [17] R.S. Mishra, T.K. Nandy, G.W. Greenwood, *Philos. Mag. A* 69 (1994) 1097-1109.

Abstract

Study of the characteristics of threshold stress, theoretical and practical measuring methods, effecting factors and the way of threshold stress calculation are among some issues which enough attention has not been paid through in different theses. Although related topics and references about threshold stress are restricted, in this project, to some extent, we are trying to be familiar with this subject.

What seems true about threshold stress is this fact that it has close relationship with creep and one may analyze it through creep graphs.

In fact we may claim that threshold stress is created as a result of interaction of malapropos items with particles and their interactive effect upon each others. In other words, asymmetry of hoisting power as a result of non-asymmetry of network is the main reason for creation of threshold stress. This stress may be achieved by using extrapolation method on stress - strain graph or by using available relations. One of the affecting parameter is temperature. If temperature raises threshold stress would be intensely decreased.

Keywords: Creep, threshold stress, strain rate, extrapolation

جهت خرید فایل word به سایت www.kandoo.cn.com مراجعه کنید
یا با شماره های ۰۹۳۶۶۰۲۷۴۱۷ و ۰۹۳۶۶۴۰۶۸۵۷ و ۰۶۶۴۱۲۶۰-۵۱۱ تماس حاصل نمایید



Islamic Azad University of Yazd
Department of Metallurgical Engineering

Study of threshold Stress in metals and Alloys

**By :
Amir hossein Moezzoddini**

**Supervisor :
M.Haji safari hamaneh**

Winter 2008

جهت خرید فایل word به سایت www.kandoocn.com مراجعه کنید
یا با شماره های ۰۹۳۶۶۰۲۷۴۱۷ و ۰۹۳۶۶۴۰۶۸۵۷ و ۰۶۶۴۱۲۶۰-۵۱۱ تماس حاصل نمایید

Filename: Document1
Directory:
Template: C:\Documents and Settings\hadi tahaghoghi\Application
Data\Microsoft\Templates\Normal.dotm
Title:
Subject:
Author: d
Keywords:
Comments:
Creation Date: 4/15/2012 11:30:00 AM
Change Number: 1
Last Saved On:
Last Saved By: hadi tahaghoghi
Total Editing Time: 0 Minutes
Last Printed On: 4/15/2012 11:30:00 AM
As of Last Complete Printing
Number of Pages: 78
Number of Words: 13,741 (approx.)
Number of Characters: 78,324 (approx.)