



بررسی رفتار تغییرشکل داغ ترکیب بین فلزی Ti-48Al-2Cr-2Nb با ساختار اولیه دوگانه

حسین رضایی^۱، مریم مرکباتی^{۱*}، امیر مومنی^۲

۱- مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری‌های ساخت، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران، ایران

۲- دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی همدان، همدان، ایران

* ایمیل نویسنده مسئول: m_morakabati@mut.ac.ir

اطلاعات مقاله

مقاله پژوهشی

دریافت: ۱۹ آبان ۱۴۰۳

پذیرش: ۲۳ اسفند ۱۴۰۳

چکیده

هدف از پژوهش حاضر بررسی رفتار سیلان داغ ترکیب بین فلزی Ti-48Al-2Cr-2Nb با ساختار اولیه دوگانه و تحولات ساختاری حین تغییرشکل می‌باشد. به همین منظور آزمایش فشار داغ در دماهای ۱۰۰۰، ۱۰۵۰، ۱۱۰۰ و ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد و نرخ‌های کرنش ۰،۰۱، ۰،۰۱ و ۰،۱ بر ثانیه انجام شد. تنش بیشینه با افزایش دمای تغییرشکل و کاهش نرخ کرنش، کاهش یافت. بیشترین مقدار ضریب حساسیت به نرخ کرنش برای تغییرشکل داغ این ترکیب برابر ۰،۳۳ در دمای ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش ۰،۰۱ بر ثانیه و کمترین مقدار آن در محدوده کمتر از ۰،۱۳ در نرخ کرنش ۰،۱ بر ثانیه و دماهای ۱۰۰۰ تا ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد به دست آمد. مقدار انرژی فعالسازی برابر ۱۶۶ کیلوژول بر مول و مقدار توان تنش برابر ۳،۴ محاسبه شد. هنگام تغییرشکل داغ این ترکیب در دماهای ۱۰۰۰ و ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد، خمش لایه‌ها به همراه تبلور مجدد دینامیکی مکانیزم‌های غالب نرم شدگی هستند. افزایش دما و کاهش نرخ کرنش سبب افزایش کسر تبلور و اندازه دانه تبلور یافته گردید. با افزایش دمای تغییرشکل تا ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد، به دلیل نزدیک شدن به محدوده دمایی وقوع استحاله α_2 به α امکان تبلور مجدد از طریق جوانه‌زنی کاهش یافته و تجزیه فازی به مکانیزم غالب نرم شدگی تبدیل شد. حین تغییرشکل در دمای ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد، مکانیزم نرم شدگی غالب تغییر نموده و از طریق تشکیل باندهای برشی انجام شد. بر اساس معیار بازده مصرف انرژی، دمای ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش ۰،۰۱ بر ثانیه به عنوان شرایط بهینه تغییرشکل داغ ترکیب Ti-48Al-2Cr-2Nb با بازده ۴۸،۸ درصد پیشنهاد شد.

کلیدواژگان:

Ti-48Al-2Cr-2Nb

تغییر شکل داغ

ساختار دوگانه

ضریب حساسیت به نرخ کرنش

تبلور مجدد دینامیکی

Investigation of the hot deformation behavior of Ti-48Al-2Cr-2Nb intermetallic with duplex initial microstructure

Hossein Rezaei¹, Maryam Morakabati^{1*}, Amir Momeni²

1- Faculty of Materials and Manufacturing Technologies, Malek Ashtar University of Technology, Tehran, Iran

2- Faculty of Metallurgy and Material Engineering, Hamedan University of Technology, Hamedan, Iran

* Corresponding Author's Email: m_morakabati@mut.ac.ir

Article Information

Original Research Paper

Received: 9 November 2024

Accepted: 13 March 2025

Keywords:

Ti-48Al-2Cr-2Nb

Hot Deformation

Duplex Structure

Strain Rate Sensitivity

Dynamic Recrystallization

Abstract

The purpose of the present study is to investigate the hot flow behavior of Ti-48Al-2Cr-2Nb intermetallic with duplex initial microstructure. Hot compression tests were conducted at temperatures of 1000, 1050, 1100, and 1150 °C and strain rates of 0.001, 0.01, and 0.1 s⁻¹. The peak stress decreased with increasing deformation temperature and decreasing strain rate. The highest strain rate sensitivity coefficient for hot deformation was 0.33 at 1100°C and strain rate of 0.001 s⁻¹, while the lowest value was below 0.13 in the strain rate range of 0.1 s⁻¹ and temperatures from 1000 to 1100°C. The activation energy was calculated to be 166 kJ/mol, and the stress exponent was 3.4. During hot deformation of this intermetallic at temperatures of 1000 and 1050°C, lamellae bending along with dynamic recrystallization were the dominant softening mechanisms. Increasing the temperature and reducing the strain rate led to an increase in the recrystallization fraction and recrystallized grain size. As the deformation temperature increased to 1100°C, due to approaching the temperature range of the α_2/α transformation, the possibility of recrystallization through nucleation decreased, and phase decomposition became the dominant softening mechanism. During deformation at 1150°C, the dominant softening mechanism changed to occur through the formation of shear bands. Based on the energy consumption efficiency criteria, temperature of 1100°C and strain rate of 0.001 s⁻¹ were proposed as the optimal hot deformation conditions for the Ti-48Al-2Cr-2Nb intermetallic with an efficiency of 48.8%.

Please cite this article using:

Rezaei H, Morakabati M, Momeni A. Investigation of the hot deformation behavior of Ti-48Al-2Cr-2Nb intermetallic with duplex initial microstructure. Iranian Journal of Manufacturing Engineering. 2025 Mar 21;12(1):65-77. doi: 10.22034/ijme.2025.487610.2024 [In Persian]

برای ارجاع به این مقاله از عبارت ذیل استفاده نمایید:

۱- مقدمه

ترکیبات بین فلزی آلومیناید تیتانیوم دارای خواص مکانیکی دما بالای مناسب و مقاومت در برابر اکسیداسیون و خوردگی در دماهای بیش از ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد هستند که آنان را به یک جایگزین مناسب برای سوپرآلیاژهای پایه نیکل برای کاربرد در قطعات موتورهای توربین‌های هوایی تبدیل می‌کند [۱]. هرچند تردی و چقرمگی اندک، کاربرد این ترکیبات را در صنعت دشوار می‌سازد [۲]. این آلیاژها تا نزدیکی دمای ذوب خود در حدود ۱۴۴۰ درجه سانتی‌گراد نظم خود را از دست نمی‌دهد [۴]. ترکیب بین فلزی Ti-48Al-2Cr-2Nb یکی از ترکیبات این خانواده است که با هدف رفع نقایصی مانند استحکام و انعطاف‌پذیری اندک و مقاومت به اکسیداسیون پایین آلیاژ نسل قبلی یعنی Ti-48Al-1V توسعه یافته است [۵].

محدوده دما و نرخ کرنش مناسب برای عملیات تغییرشکل داغ معمولاً با استفاده از آزمون فشار تعیین می‌شود که حالتی استاندارد از آزمون‌های کاربردی حجمی به حساب می‌آید [۶]. نمودارهای سیلان داغ در تمامی آلیاژها و ترکیباتی که تبلور مجدد دینامیکی در آنها غالب باشد، شامل افزایش تا یک مقدار بیشینه و سپس افت و تثبیت در یک مقدار پایا خواهد بود [۷]. افزایش دما با فعال‌سازی مکانیزم‌های تغییرشکل نظیر لغزش نابجایی‌ها و بازآرایی ساختارهای کریستالی منجر به کاهش استحکام سیلان و افزایش شکل‌پذیری ترکیبات تیتانیوم گاما می‌شود [۸]. افزایش نرخ کرنش حین تغییر شکل داغ منجر به افزایش تنش بیشینه می‌شود، زیرا با افزایش زمان تغییر شکل امکان بازآرایی ساختارهای کریستالی و کاهش کارسختی فراهم خواهد شد [۹]. همچنین تنش بیشینه با افزایش اندازه دانه اولیه، کاهش می‌یابد [۱۰]. چن و همکاران [۱۱] با بررسی رفتار تغییرشکل داغ ترکیب فوق با ساختار اولیه هم محور در محدوده دمایی ۱۰۰۰ تا ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد، تبلور مجدد دینامیکی را مکانیزم ترمیم غالب دانسته‌اند. اوستا و همکاران [۱۲] با بررسی رفتار تغییرشکل داغ همین ترکیب با ساختار دوگانه عدم تکمیل تبلور مجدد در ساختار و خمش لایه‌ها را گزارش نمودند. وان و همکاران [۱۳] با بررسی رفتار تغییرشکل داغ ترکیب مشابه Ti-47Al-2Cr-2Nb معتقدند در نرخ‌های کرنش بالا، حتی با افزایش دما نیز تبلور مجدد دینامیکی در ساختار کامل نخواهد شد. شیخ و همکاران [۱۴] با بررسی تغییرشکل داغ این ترکیب با ساختار اولیه دوگانه، دمای ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش ۰,۰۰۲ بر ثانیه را به عنوان شرایط بهینه پیشنهاد نموده‌اند. هدف از پژوهش حاضر بررسی تاثیر پارامترهای تغییرشکل مانند دما و نرخ کرنش بر منحنی‌های سیلان و تحولات ساختاری حین تغییرشکل داغ ترکیب بین فلزی Ti-48Al-2Cr-2Nb با ساختار اولیه دوگانه و همچنین استخراج معادلات بنیادین تغییرشکل به همراه ترسیم نقشه کارپذیری داغ آن می‌باشد.

۲- مواد و روش تحقیق

شمش ترکیب بین فلزی Ti-48Al-2Cr-2Nb مورد استفاده در این پژوهش از طریق فرایند ریخته‌گری با فرآیند ذوب دومرحله‌ای قوسی تحت خلاء (VAR) تولید شد. ترکیب شیمیایی آلیاژ مورد استفاده بر اساس نتایج آنالیز EDS در جدول ۱ نمایش داده شده است. سپس شمش تولید شده در دمای ۱۱۷۵ درجه سانتی‌گراد به مدت ۲۴ ساعت در محیط خلاء همگن‌سازی شد.

جدول ۱ ترکیب شیمیایی آلیاژ مورد بررسی بر حسب درصد اتمی

تیتانیوم	آلومینیوم	کروم	نیوبیوم	آهن و کربن
۴۸/۳	۴۷/۸	۱/۹	۲/۰	کمتر از ۰/۱

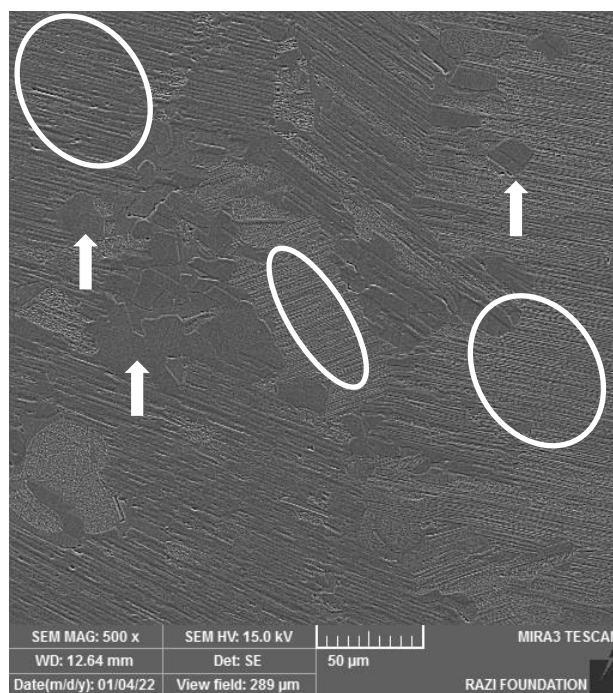
نمونه‌های فشار گرم با نسبت ارتفاع به قطر ۱/۵ مطابق با استاندارد ASTM E209 [۱۵] تهیه شدند. آزمون فشار داغ نمونه‌های ترکیب فوق با ریزساختارهای اولیه دوگانه در دماهای ۱۰۰۰، ۱۰۵۰، ۱۱۰۰ و ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد و نرخ‌های کرنش ۰,۰۱، ۰,۰۰۱، ۰,۰۰۱ و ۰,۱ بر ثانیه تا حدود ۵۰ درصد (کرنش حقیقی ۰,۷) با استفاده از دستگاه سروهیدرولیک Instron 8502 مجهز به کوره مقاومتی انجام شد. قبل از انجام این آزمون، همه نمونه‌ها به مدت پنج دقیقه در دمای آزمون پیشگرم شدند. در این آزمون از آب به عنوان محیط سردکننده استفاده شد. سپس نمونه‌های آزمایش فشار داغ در جهت اعمال نیرو برش خورده و تحت بررسی‌های ریزساختاری قرار گرفتند. لازم به ذکر است که در همه آزمون‌ها، از مخلوط پودر گرافیت و آب برای روان‌کاری دو سطح تماس نمونه با فک‌های دستگاه استفاده شد.

به منظور آماده سازی نمونه‌های متالوگرافی، ابتدا سطح نمونه‌ها با استفاده از سنباده‌های ضد آب از مش ۱۰۰ تا ۲۵۰۰ سائیده و پولیش شدند. سپس نمونه‌های پولیش شده توسط محلولی شامل یک درصد حجمی HF، دو درصد HNO_3 و شش درصد آب [۱۶] حکاکی شدند. بررسی‌های ریزساختاری با استفاده از میکروسکوپ نوری مدل Olympus BX 51 و میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل TESCAN-XMU انجام گرفت. پس از تهیه تصاویر ریزساختاری مناسب، میانگین اندازه دانه با استفاده از نرم افزار آنالیز تصویر [Image J Version 7.0 بر اساس استاندارد ASTM E112 [۱۷] به دست آمد. همچنین کسر حجمی تبلور مجدد با استفاده از نرم افزار Clemex Vision اندازه گیری شد.

۳- نتایج و بحث

۳-۱- ریزساختار اولیه

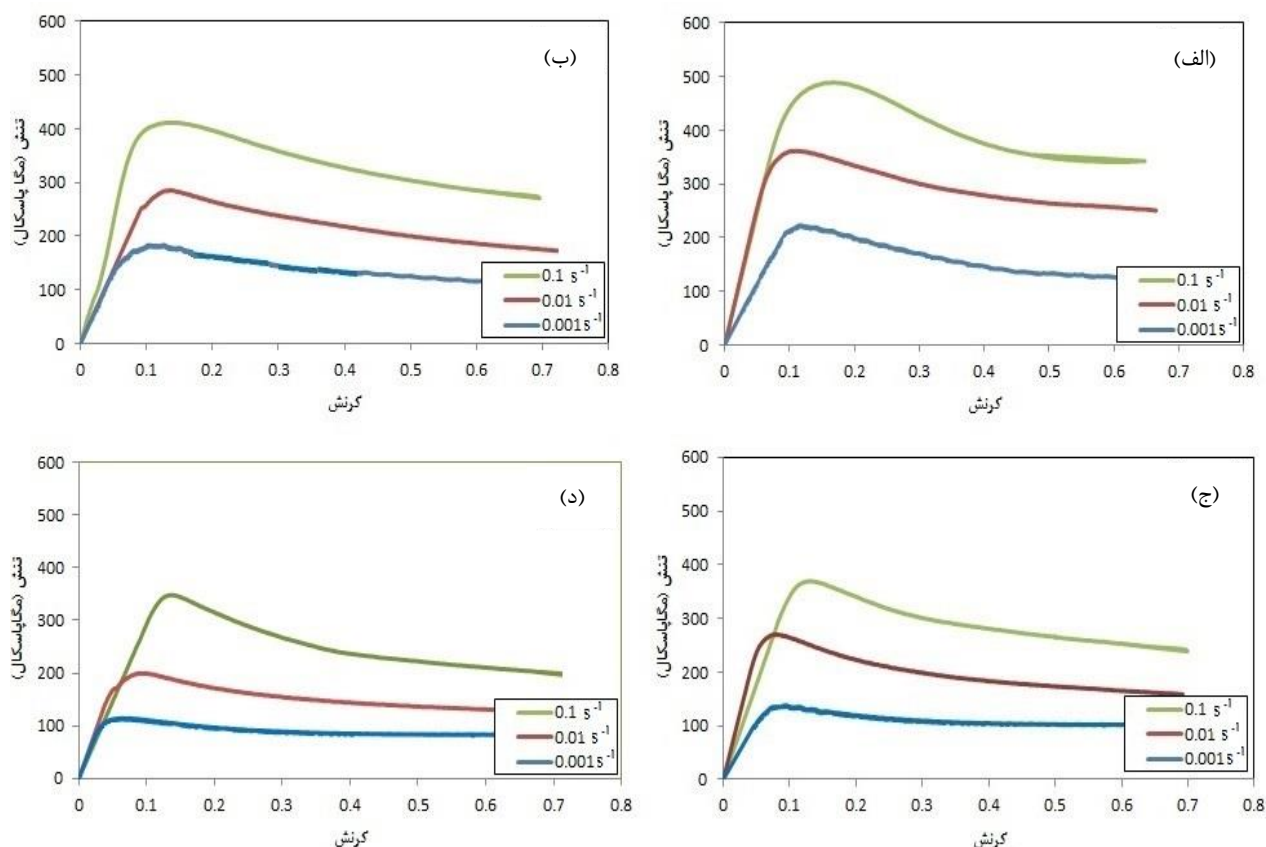
تصویر میکروسکوپ الکترونی ترکیب بین فلزی Ti-48Al-2Cr-2Nb قبل از تغییرشکل داغ در شکل ۱ نشان داده شده است. ساختار اولیه از نوع دوگانه شامل دانه‌های γ (ناحیه تیره رنگ) به همراه کولونی‌های لایه‌ای فاز α_2 و γ می‌باشد. ناحیه لایه‌ای شامل چیدمان نسبتاً منظمی از دو فاز γ و α_2 است که به شکل خطوط موازی در کنار یکدیگر کشیده شده‌اند. میانگین اندازه دانه برابر ۱۱۶۰ میکرون است. نمونه‌ای از دانه‌های γ با پیکان‌های روشن و کولونی‌های لایه‌ای با منحنی‌های سفید رنگ در ساختار متمایز شده‌اند.



شکل ۱ ریزساختار اولیه ترکیب بین فلزی Ti-48Al-2Cr-2Nb

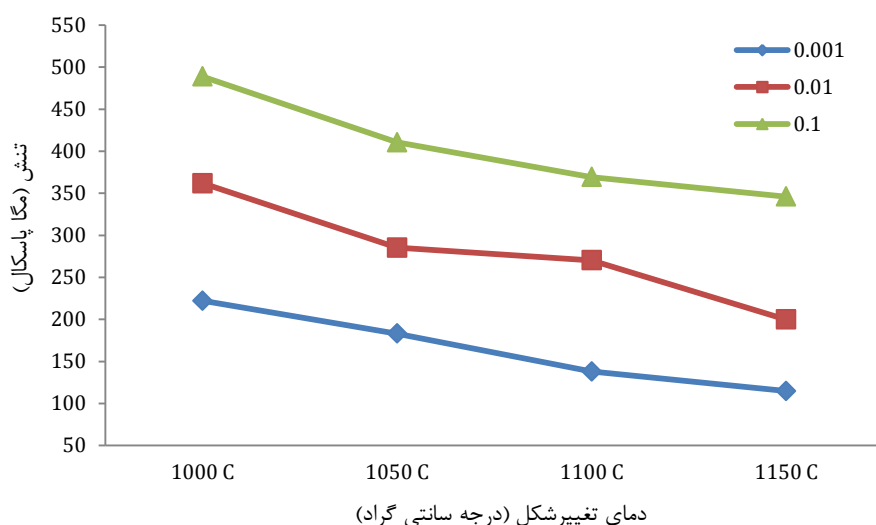
۳-۲- منحنی‌های سیلان

نمودار سیلان داغ ترکیب بین فلزی Ti-48Al-2Cr-2Nb پس از تغییرشکل داغ فشاری در دماهای ۱۰۰۰، ۱۰۵۰، ۱۱۰۰ و ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد و نرخ‌های کرنش ۰،۰۰۱، ۰،۰۱ و ۰،۱ بر ثانیه و همچنین اعمال اصلاحات ناشی از اثرات اصطکاک و گرمای آدیاباتیک در شکل ۲ نشان داده شده است. در ابتدای تمامی منحنی‌ها، افزایش شدیدی در تنش مشاهده می‌شود که نمایانگر وقوع همزمان کارسختی با تغییرشکل است. سپس تنش به یک نقطه بیشینه رسیده و پس از این نقطه شروع به کاهش می‌کند. این روند کاهشی تا مقداری مشخص ادامه یافته و سپس ثابت باقی می‌ماند. این رفتار، مشخص کننده وقوع نرم شدگی دینامیک حین تغییرشکل است. مشابه این روند در مطالعه رفتار تغییرشکل داغ سایر ترکیبات بین فلزی آلومیناید تیتانیوم [۱۸-۲۴] نیز گزارش شده است.



شکل ۲ منحنی های سیلان اصلاح شده ترکیب بین فلزی Ti-48Al-2Cr-2Nb با ریزساختار اولیه دوگانه پس از تغییر شکل داغ فشاری در دمای الف) ۱۰۰۰، ب) ۱۰۵۰، ج) ۱۱۰۰ و د) ۱۱۵۰ درجه سانتی گراد و نرخ های کرنش مختلف

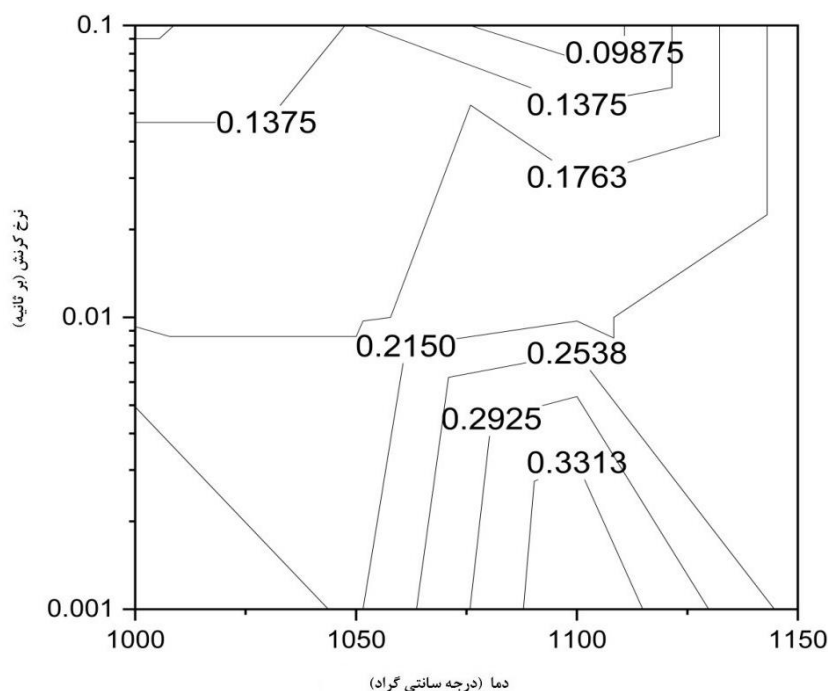
تغییرات تنش بیشینه با دما و نرخ کرنش در شکل ۳ نمایش داده شده است. تنش بیشینه با افزایش دمای تغییر شکل و کاهش نرخ کرنش، کاهش می یابد. افزایش دمای تغییر شکل سبب رهایی نابیایی ها از وضعیت قفل شده و افزایش چگالی نابیایی های متحرک می شود [۲۵]؛ همچنین افزایش نرخ کرنش، نرخ برخورد نابیایی ها و در نتیجه مقدار کارسختی را افزایش می دهد [۲۶] و به همین دلیل باعث افزایش تنش بیشینه می گردند.



شکل ۳ تغییرات تنش بیشینه با دمای تغییر شکل در نرخ های کرنش مختلف

۳-۳- ضریب حساسیت به نرخ کرنش

ضریب حساسیت به نرخ کرنش (m) حین فرایند تغییرشکل داغ با اندازه‌گیری تغییرات لحظه‌ای تنش سیلان به ازای تغییرات نرخ کرنش در مقیاس لگاریتمی محاسبه می‌شود. لذا می‌توان پارامتر m را از شیب منحنی‌های $\ln\sigma - \ln\dot{\epsilon}$ به دست آورد. میانگین ضریب حساسیت به نرخ کرنش برای ساختار دوگانه برابر ۰,۲ محاسبه شده است. این ضریب حساسیت برای تغییرشکل داغ ترکیب فوق با ساختار دوگانه برابر ۰,۱۶ در محدوده دمایی ۹۷۵ تا ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد و ۰,۲۸ در دمای ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد [۱۴] و برای آلیاژ مشابه Ti-48Al-2Cr برابر ۰,۱۲ در دمای ۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد [۲۷] گزارش شده است. با توجه به اینکه مقدار شیب منحنی‌های لگاریتمی تنش بیشینه بر حسب نرخ کرنش کاملاً خطی نیست، به نظر می‌رسد اندازه‌گیری تغییرات ضریب حساسیت به نرخ کرنش با تقریب خطی با خطای زیادی همراه باشد. به همین دلیل نقشه توزیع ضریب حساسیت به نرخ کرنش برای ترکیب بین فلزی Ti-48Al-2Cr-2Nb با ساختار اولیه دوگانه در شکل ۴ نشان داده شده است. بیشترین مقدار ضریب حساسیت به نرخ کرنش برای تغییرشکل داغ این ترکیب برابر ۰,۳۳ در دمای ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش ۰,۰۰۱ بر ثانیه و کمترین مقدار آن در محدوده کمتر از ۰,۱۳ در نرخ کرنش ۰,۱ بر ثانیه و دماهای ۱۰۰۰ تا ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد به دست آمده است. از آنجا که مقدار m شاخصی برای سنجش سهولت تغییرشکل مواد است [۲۸]، می‌توان دمای ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش ۰,۰۰۱ را به عنوان شرایط بهینه کارپذیری بر اساس این معیار پیشنهاد نمود.



شکل ۴ نقشه توزیع ضریب حساسیت به نرخ کرنش حین تغییرشکل داغ ترکیب Ti-48Al-2Cr-2Nb

۳-۴- معادلات بنیادین

روابط بنیادین (رابطه ۱) به منظور بیان ارتباط بین تنش سیلان ماده و پارامترهای تغییرشکل مانند دما و نرخ کرنش مورد استفاده قرار می‌گیرند [۶]:

$$\dot{\epsilon} = A \cdot F(\sigma) \cdot \exp(-Q/RT) \quad (۱)$$

که $F(\sigma)$ با استفاده از روابط ۲ تا ۴ تعریف و محاسبه می‌شود [۲۹]:

$$F(\sigma) = \sigma^N \quad \text{for } \alpha\sigma < 0.8 \quad (۲)$$

$$F(\sigma) = \exp(\beta\sigma) \quad \text{for } \alpha\sigma > 1.2 \quad (۳)$$

$$F(\sigma) = [\sinh(\alpha\sigma)]^n \quad \text{for all } \sigma \text{ value} \quad (۴)$$

که در این روابط R ثابت جهانی گازها (J/mol.K)، Q انرژی اکتیواسیون تغییر شکل داغ (J/mol)، A ثابت ماده، n و N توان‌های تنش و α و β ضرایب تنش هستند [۶]. هر چند از روش‌های مختلفی برای پیش بینی رفتار تغییر شکل داغ استفاده می‌شود [۳۰]، اما با توجه به اینکه رابطه سینوس هایپربولیک برای تمامی مقادیر تنش سیلان از دقت کافی برخوردار است غالباً به روابط توانی و نمایی ترجیح داده می‌شود. به همین دلیل در این پژوهش نیز رابطه سینوس هایپربولیک مورد استفاده قرار گرفت [۳۱]. در فرایندهای تغییر شکل دما بالا که پدیده‌های ترمیم دینامیکی مانند بازیابی و تبلور مجدد فعال هستند، پارامتر زنر-هولمون^۱ (Z) برای برقراری ارتباط بین رفتار ماده و متغیرهای تغییر شکل مانند دما و نرخ کرنش اعمالی به شکل رابطه ۵ تعریف می‌شوند [۶]:

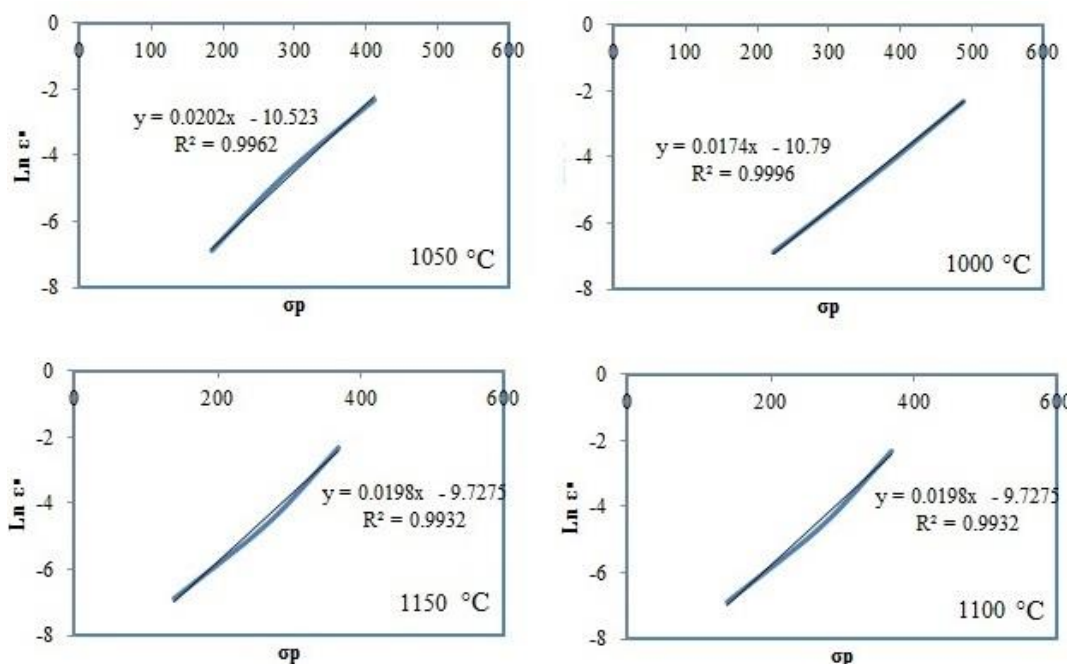
$$Z = \epsilon \cdot \exp(Q/RT) = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n \quad (5)$$

بر اساس این روابط مقدار پارامتر Z با کاهش دما و افزایش نرخ کرنش، افزایش می‌یابد. مقادیر α و Q با استفاده از روابط ۶ و ۷ قابل محاسبه هستند [۱۱]:

$$\alpha = \left\{ \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \sigma_p} \right\}_T / \left\{ \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln \sigma_p} \right\}_T \quad (6)$$

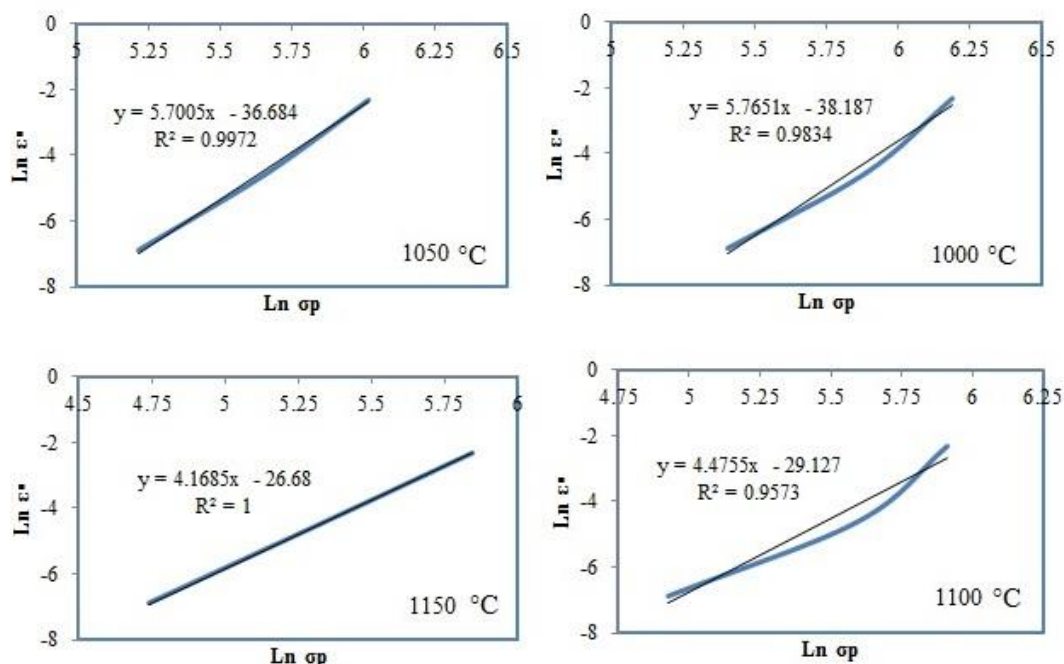
$$Q = R \cdot \left\{ \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln [\sinh(\alpha\sigma)]} \right\}_T \cdot \left\{ \frac{\partial \ln [\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial (1/T)} \right\}_\epsilon \quad (7)$$

پس از ترسیم نمودارهای $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma_p$ و $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sinh(\alpha\sigma)$ و استخراج بهترین خط متناسب با نمودار (شکل‌های ۵ و ۶)، می‌توان مقدار α را با استفاده از شیب خطوط به دست آمده محاسبه نمود. مقدار این پارامتر برای تغییر شکل داغ برابر ۰,۰۰۳۹ محاسبه شد. مقدار پارامتر Q با ترسیم و محاسبه شیب بهترین خطوط عبوری از نمودارهای $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sinh(\alpha\sigma)$ و همچنین $\ln \sinh(\alpha\sigma) - 1/T$ قابل محاسبه می‌گردد. این مقدار برای تغییر شکل داغ ترکیب فوق برابر ۱۶۶ کیلوژول بر مول محاسبه شد. مقدار Q برای تغییر شکل این ترکیب با ساختار هم‌محور برابر ۲۹۶ کیلوژول بر مول [۱۱] و برای ترکیب با ساختار دوگانه تولید شده به روش متالورژی پودر برابر ۳۷۱ کیلوژول بر مول [۲۵] گزارش شده است. مقدار انرژی فعالسازی، انعکاسی از دشواری فرایند تغییر شکل داغ است [۱۱]، بنابراین پایین‌تر بودن مقدار Q این ترکیب، نشان‌دهنده کارپذیری بهتر ساختار دوگانه حاصل از ریخته‌گری در مقایسه با ترکیبات مشابه با ساختار هم‌محور یا ترکیبات تولید شده با سایر روش‌ها مانند متالورژی پودر است.



شکل ۵ نمودار $\ln \dot{\epsilon} - \sigma_p$ برای تغییر شکل ترکیب Ti-48Al-2Cr-2Nb ساختار دوگانه در دماهای الف) ۱۰۰۰، ب) ۱۰۵۰، ج) ۱۱۰۰ و د) ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد

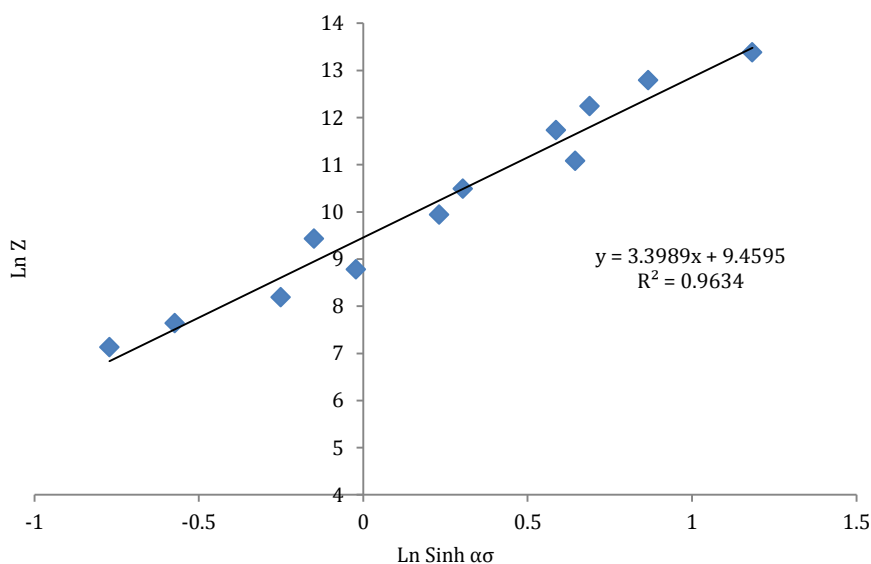
^۱ Zener-Hollomon



شکل ۶ نمودار $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma_p$ برای تغییرشکل ترکیب Ti-48Al-2Cr-2Nb ساختار دوگانه در دماهای الف) ۱۰۰۰، ب) ۱۰۵۰، ج) ۱۱۰۰ و د) ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد

بر اساس ترسیم خط مستقیم داده‌های نمودار $\ln Z - \ln \sinh(\alpha\sigma)$ (شکل ۷)، مقادیر n و A به ترتیب برابر 3.4 و 1.3×10^4 محاسبه گردید. تقریب خطی مناسب این نمودار نشان دهنده قابل اطمینان بودن مقادیر محاسبه شده برای پارامتر Q می‌باشد [۱۱]. در نتیجه معادلات سیلان داغ تغییرشکل داغ ترکیب بین فلزی Ti-48Al-2Cr-2Nb بر اساس رابطه ۸ تعریف می‌گردد:

$$\dot{\epsilon} = 1.3 \times 10^4 [\sinh(0.0039\sigma)]^{3.4} \exp(-166000/RT) \quad (۸)$$



شکل ۷ نمودار تغییرات $\ln Z - \ln \sinh(\alpha\sigma)$ برای تغییرشکل داغ ترکیب Ti-48Al-2Cr-2Nb

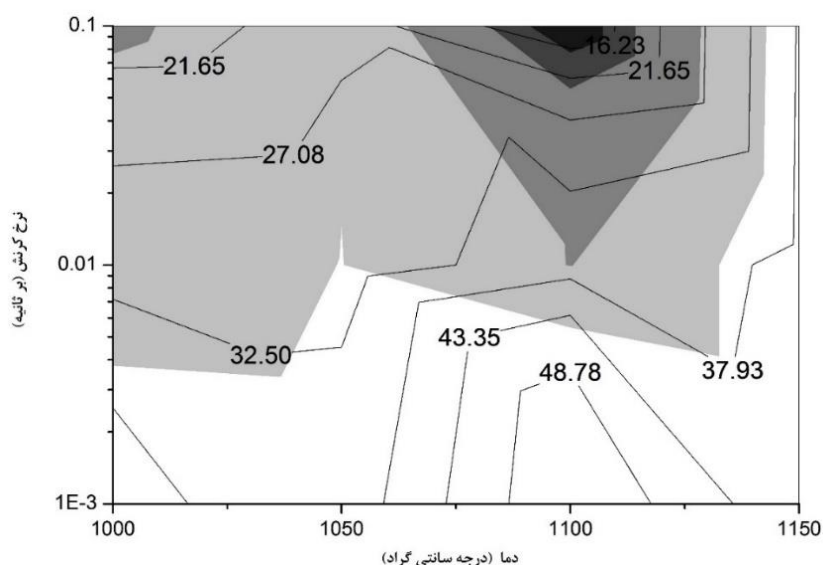
۳-۵- نقشه کارپذیری داغ

نقشه تغییرشکل داغ شامل یک نمایش بصری صریح از پاسخ یک ماده به پارامترهای فرایند است. داده‌های ورودی برای ایجاد این نقشه‌ها، داده‌های تجربی تنش سیلان به عنوان توابعی از دما، کرنش و نرخ کرنش هستند. این نقشه بر اساس پارامتر بازده مصرف

انرژی^۱ (η) رسم می‌گردد. این پارامتر نشان‌دهنده نرخ تولید آنتروپی است. مقدار پارامتر بازده مصرف انرژی با استفاده از رابطه ۹ محاسبه می‌گردد [۶]:

$$\eta = \frac{2m}{m+1} \quad (9)$$

نقشه کارپذیری داغ ترکیب Ti-48Al-2Cr-2Nb بر اساس معیار پارامتر بازده مصرف انرژی در شکل ۸ نمایش داده شده است. بیشترین مقدار بازده مصرف انرژی برای تغییرشکل داغ این ترکیب برابر ۴۸٫۸ درصد در دمای ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش ۰٫۰۰۱ بر ثانیه و کمترین مقدار آن در محدوده ۱۶ تا ۲۱ درصد در دماهای ۱۰۰۰ تا ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش ۰٫۱ بر ثانیه به دست آمده است. همچنین بیشترین ناپایداری سیلان بر اساس مطالعات گوپتا و همکاران [۳۲] حین تغییرشکل در دماهای ۱۰۰۰ و ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد و نرخ‌های کرنش ۰٫۰۱ و ۰٫۱ بر ثانیه مشاهده شده است. بنابراین بر اساس این معیار، دمای ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش ۰٫۰۰۱ بر ثانیه شرایط بهینه تغییرشکل داغ این ترکیب بوده و تغییرشکل داغ این در نرخ کرنش ۰٫۱ بر ثانیه به ویژه در دماهای کمتر از ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد کمترین بازدهی را دارا می‌باشد.



شکل ۸ نقشه توزیع بازده مصرف انرژی بر اساس پارامترهای تغییرشکل داغ ترکیب Ti-48Al-2Cr-2Nb

۳-۶- بررسی تاثیر دما بر تحولات ریزساختاری

حین تغییرشکل داغ ترکیبات آلومیناید تیتانیوم، تغییرات ریزساختاری فقط از طریق مکانیزم‌های مرسوم ترمیم مانند تبلور مجدد دینامیکی انجام نمی‌شود، بلکه ترکیبی از عوامل و مکانیزم‌های مختلف تعیین‌کننده ریزساختار نهایی پس از تغییرشکل خواهند بود، بنابراین پیش‌بینی رابطه بین ترکیب شیمیایی آلیاژ، فازهای تشکیل‌دهنده و پارامترهای تغییرشکل داغ به شدت پیچیده است. بسیاری از جزئیات تکامل ریزساختار تاکنون به طور کامل درک نشده‌اند که سبب می‌شود ریزساختار ترکیبات آلومیناید تیتانیوم اغلب غیرقابل پیش‌بینی باشد [۳۳، ۲]. شکل ۹، تاثیر دما بر ریزساختار نهایی ترکیب Ti-48Al-2Cr-2Nb با ساختار اولیه دوگانه را پس از تغییرشکل داغ در دماهای ۱۰۰۰، ۱۰۵۰، ۱۱۰۰ و ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد با نرخ کرنش ثابت ۰٫۰۱ بر ثانیه نمایش می‌دهد. پس از تغییرشکل داغ در دماهای ۱۰۰۰ و ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد (بخش بالایی ناحیه دوفازی γ و α₂)، وجود لایه‌های خمیده و شکسته‌شده به همراه تعدادی دانه تبلور مجدد یافته در ساختار مشهود است. نمونه‌هایی از دانه‌های تبلور یافته با فلش‌های سفیدرنگ در شکل ۹-الف نشان داده شده است. بر اساس نتایج آزمون EDS (جدول ۲)، نمونه‌های تغییرشکل‌یافته در دمای ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد دارای ساختار لایه‌ای شامل فازهای γ و α₂ می‌باشند که هر دو نوع لایه‌ها نیز دچار خمیدگی شده‌اند. دانه‌های تبلور یافته نیز از جنس فاز γ هستند. اگرچه مقدار تبلور مجدد در ساختار پس از تغییرشکل داغ در هر دو دما اندک است، با این حال افزایش دمای تغییرشکل از ۱۰۰۰ به

¹ Efficiency of Power Dissipation

۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد، سبب افزایش کسر حجمی دانه‌های تبلور یافته از ۴ به ۱۷ درصد و افزایش میانگین اندازه دانه‌های تبلور یافته از ۹ به ۱۵ میکرومتر شده است، هر چند توزیع اندازه دانه‌های تبلور یافته پس از تغییرشکل در دمای ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد، نرمال نبوده و دانه‌هایی با اندازه کمتر از ۴ میکرومتر و دانه‌هایی با اندازه بالاتر از ۳۰ میکرومتر همزمان در ساختار وجود دارند. افزایش دمای تغییرشکل تاثیر محسوسی بر ضخامت لایه‌ها نداشته است. ضخامت میانگین لایه‌های هر دو فاز پس از تغییرشکل در دماهای ۱۰۰۰ و ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد برابر ۰٫۹ میکرومتر بوده است. تبلور مجدد دینامیکی حین تغییرشکل داغ توسط ناهمگنی‌ها در نواحی تغییرشکل یافته آغاز می‌شوند. وقوع این پدیده مستلزم صعود نابجایی‌ها بوده و تنها زمانی رخ می‌دهند که انرژی فعالسازی حرارتی کافی برای نفوذ بلند دامنه^۱ وجود داشته باشد. تغییرشکل فاز گاما در آلیاژهای دوفازی توسط لغزش نابجایی‌های معمولی و ابرنابجایی‌ها^۲ انجام می‌شود. مشارکت هر یک از مکانیزم‌ها در تغییرشکل به مقدار آلومینیوم، مقدار سایر عناصر آلیاژی و دمای تغییرشکل بستگی دارد. تشکیل دوقلویی و لغزش ابرنابجایی‌ها در فاز گاما در آلیاژهای دوفازی بسیار دشوار است، بنابراین تغییرشکل عمدتاً توسط نابجایی‌های معمولی انجام می‌شود [۲]. بر اساس نتایج پژوهش لی و همکاران [۳۴] در این محدوده دمایی (دمای پایین‌تر از دمای استحاله منظم شدن)، سیستم‌های لغزش در فاز γ با ساختار منظم L1₀ آسان‌تر از فاز α_2 با ساختار منظم DO₁₉ حین بارگذاری فعال می‌شوند، لذا نابجایی‌ها در دانه‌های γ در پشت سطوح مشترک تجمع کرده و باعث ایجاد جوانه‌های تبلور مجدد γ می‌گردد. هو و همکاران [۲۵] معتقدند در شرایطی که حین تغییرشکل داغ این ترکیبات، تعداد زیاد درهم رفتگی نابجایی‌ها نزدیک مرز دانه‌های اولیه یافت می‌شود، دانه‌های γ تبلور مجدد یافته در طول مرزها توسعه می‌یابند.

شکل ۱۰، تغییرات کسر تبلور مجدد دینامیکی را با تغییرات نرخ کرنش در دماهای ۱۰۰۰ و ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد نشان می‌دهد. افزایش نرخ کرنش سبب کاهش کسر تبلور مجدد پس از تغییرشکل داغ می‌گردد. افزایش نرخ کرنش از ۰٫۰۰۱ به ۰٫۱ بر ثانیه حین تغییرشکل داغ در دمای ۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد سبب کاهش کسر تبلور مجدد از ۱۴ به ۴ درصد و در دمای ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد سبب کاهش کسر تبلور مجدد از ۲۱ به ۵ درصد می‌گردد. اگرچه فرویل و همکاران [۳۵]، اندازه بزرگ کولونی‌ها در ساختار اولیه را عامل عدم تکمیل تبلور مجدد حین تغییرشکل داغ می‌دانند، اوستا و همکاران [۱۲] علی‌رغم انجام تغییرشکل داغ فشاری ترکیب بین فلزی Ti-48Al-2Cr-2Nb با ساختار دوگانه با اندازه دانه اولیه ۱۰۵ میکرون نیز نتوانستند به تبلور مجدد دینامیکی کامل در ساختار دست پیدا کنند. در این پژوهش نیز شکسته شدن و خمش لایه‌ها گزارش شده است. از آنجا که تبلور مجدد یک فرایند کنترل‌شده توسط نفوذ است که به مقادیر زیادی تغییرشکل برای ایجاد کرنش در شبکه نیز نیاز دارد، اگر زمان کافی برای وقوع نفوذ وجود نداشته باشد، تبلور مجدد نیز به وقوع نمی‌پیوندد.

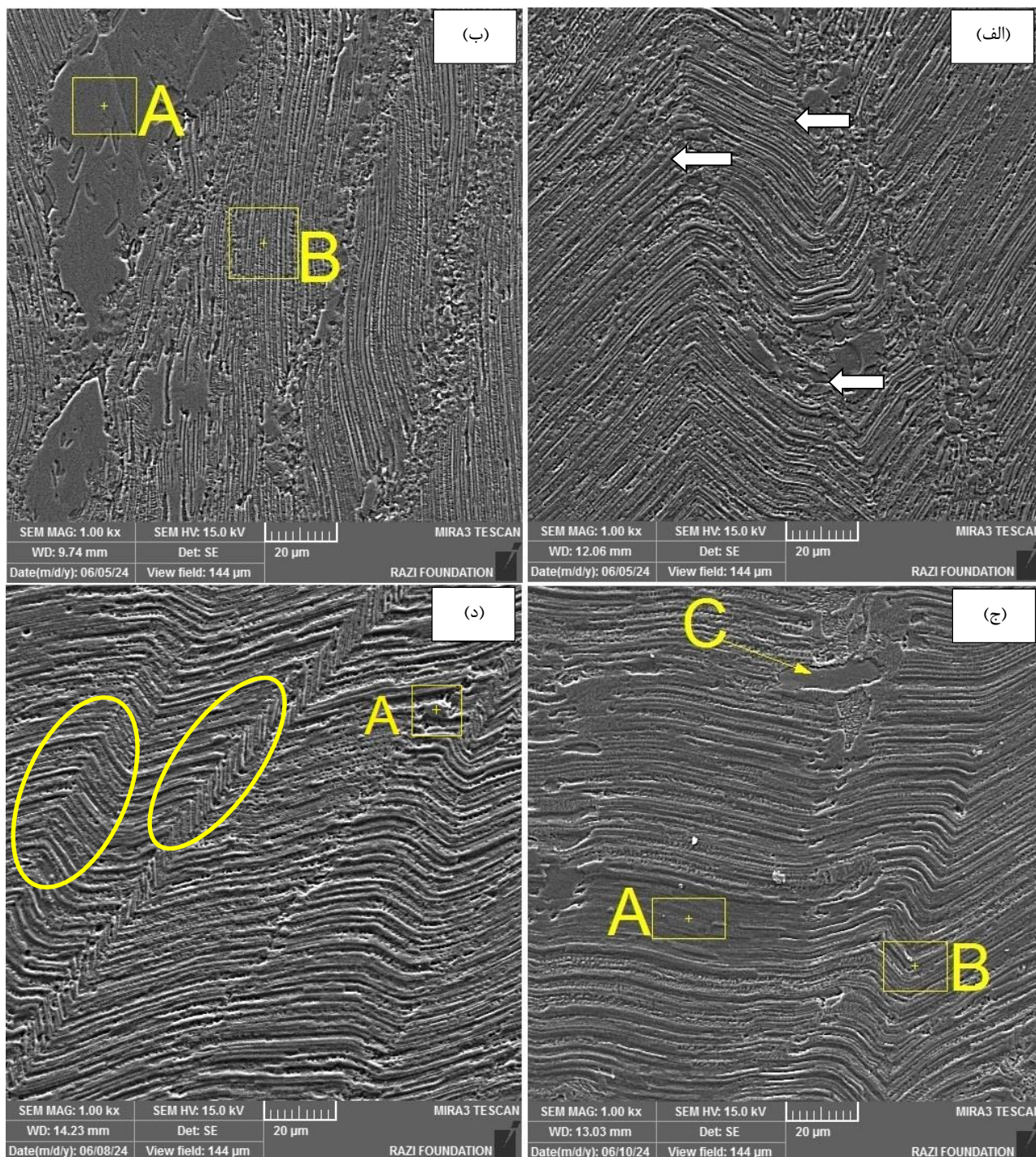
با افزایش دمای تغییرشکل داغ به ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد (شکل ۹-ج)، مکانیزم‌های نرم شدگی غالب تغییر می‌کنند. اگرچه کماکان لایه‌های خمیده شده در ساختار حضور دارند، اما تبلور مجدد به شدت کاهش یافته است. این دما در محدوده وقوع استحاله منظم شدن قرار دارد [۳۶]. بنابراین بخشی از انرژی ساختار صرف وقوع این استحاله می‌گردد. وجود مناطق لایه‌ای تجزیه شده مانند نقطه A در شکل ۹-ج تأییدکننده وقوع این استحاله است. جدول ۳ نتایج آنالیز EDS نمونه تغییرشکل یافته در دمای ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد (نقاط مشخص شده در شکل ۹-ج) را نشان می‌دهد. بر اساس نتایج این آنالیز، نواحی A و B دارای ساختار γ می‌باشند، لذا می‌توان نتیجه گرفت که وقوع استحاله α_2 به γ در این محدوده دمایی سبب تجزیه فاز α_2 در بین لایه‌های γ و در نتیجه پدیدار شدن نواحی غنی از γ می‌گردد. پهنای این نواحی تجزیه شده گاهی تا ۲۵ میکرومتر نیز توسعه می‌یابد، به نحوی که در برخی از نقاط می‌توان مناطقی عاری از فاز α_2 را مشاهده نمود که شبیه به دانه‌های تبلور یافته به نظر می‌رسند. همچنین در این ریزساختار، دانه‌های متفاوتی نیز در بین لایه‌ها مشاهده می‌شوند (نقطه C). با توجه به نتایج آنالیز EDS، این دانه‌ها دارای ترکیب Al_2Ti_3 هستند که با مقادیر کمتر از سه درصد در ساختار حضور دارند. ایجاد این فاز (حتی در مقادیر بسیار اندک) پس از تغییرشکل داغ ترکیب بین فلزی Ti-48Al-2Cr-2Nb، مورد انتظار نبوده و در پژوهش‌های مشابه نیز گزارش نشده است.

با افزایش دمای تغییرشکل داغ تا ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد (بخش پایینی ناحیه دوفازی γ و α)، پدیده‌های مختلف و متنوعی در ریزساختار مشاهده می‌شوند. در این دما نیز خمیدگی و شکستگی لایه‌ها در ساختار وجود دارد. همچنین باندهای برشی با زاویه ۴۵

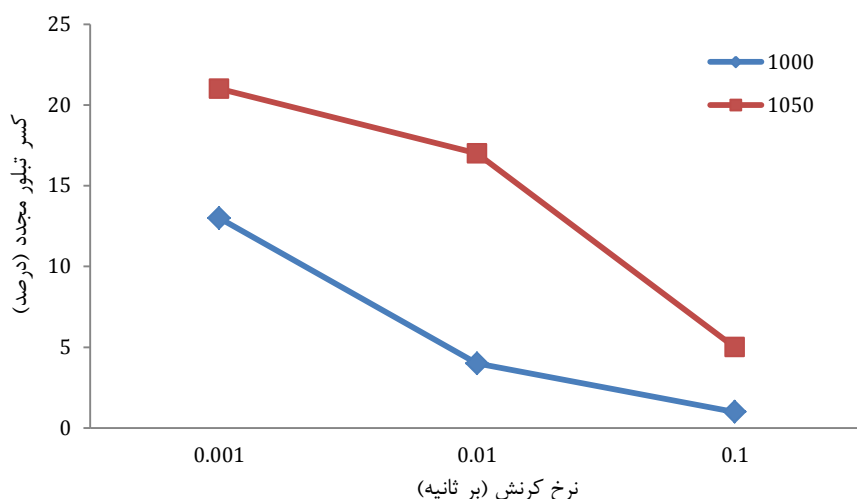
¹ Long-Range Diffusion

² Superdislocations

درجه با محور فشار نیز در ساختار پدیدار شده‌اند. نمونه‌هایی از این باندهای برشی با منحنی‌های بیضوی زردرنگ در شکل ۹-د متمایز شده‌اند. همچنین دانه‌های تبلور مجدد به تعداد بسیار اندک نیز در ساختار وجود دارند. بر اساس نتایج آنالیز EDS (جدول ۴)، این دانه‌های تبلور مجدد دارای ساختار فاز γ هستند. باندهای برشی به شدت موضعی در امتداد مرز کولونی‌های اولیه شکل می‌گیرند. این باندها معمولاً با افزایش دما به دلیل فعال شدن سیستم‌های لغزش مرجح که کمترین انرژی تغییرشکل را مصرف می‌کنند، ایجاد می‌شوند [۳۷].



شکل ۹ تصاویر میکروسکوپ الکترونی ریزساختار نهایی ترکیب Ti-48Al-2Cr-2Nb با ساختار اولیه دوگانه پس از تغییرشکل داغ در دماهای ۱۰۵۰، ۱۰۰۰، ۱۱۰۰ و ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد با نرخ کرنش ثابت ۰.۰۱ بر ثانیه



شکل ۱۰ تغییرات کسر تبلور مجدد دینامیکی با تغییرات نرخ کرنش پس از تغییر شکل داغ در دماهای ۱۰۵۰ و ۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد

جدول ۲ نتایج آنالیز EDS نمونه تغییرشکل داغ یافته در دمای ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد با نرخ کرنش ۰,۰۱ بر ثانیه (شکل ۹-ب)

محل بررسی	تیتانیوم (درصد اتمی)	آلومینیوم (درصد اتمی)	کروم (درصد اتمی)	نیوبیوم (درصد اتمی)
نقطه A	۴۵/۳	۴۸/۹	۱/۴	۱/۹
نقطه B	۶۲/۹	۲۶/۶	۳/۳	۱/۹

جدول ۳ نتایج آنالیز EDS نمونه تغییرشکل داغ یافته در دمای ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد با نرخ کرنش ۰,۰۱ بر ثانیه (شکل ۹-ج)

محل بررسی	تیتانیوم (درصد اتمی)	آلومینیوم (درصد اتمی)	کروم (درصد اتمی)	نیوبیوم (درصد اتمی)
نقطه A	۴۸/۵۱	۴۴/۳۸	۱/۸۹	۱/۹۱
نقطه B	۴۹/۰۰	۴۳/۵۸	۱/۹۲	۱/۴۷
نقطه C	۵۸/۵۷	۳۶/۹۹	۲/۴۳	۲/۰۱

جدول ۴ نتایج آنالیز EDS نمونه تغییرشکل داغ یافته در دمای ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد با نرخ کرنش ۰,۰۱ بر ثانیه (شکل ۹-د)

محل بررسی	تیتانیوم (درصد اتمی)	آلومینیوم (درصد اتمی)	کروم (درصد اتمی)	نیوبیوم (درصد اتمی)
نقطه A	۴۸/۵۶	۴۷/۵۸	۱/۴۵	۲/۴۱

۴- نتیجه گیری

- تنش بیشینه با افزایش دمای تغییرشکل و کاهش نرخ کرنش، کاهش می‌یابد.
- میانگین ضریب حساسیت به نرخ کرنش برای تغییرشکل داغ این ترکیب برابر ۰,۲ محاسبه شده است. بیشترین مقدار این ضریب برابر ۰,۳۳ در دمای ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش ۰,۰۰۱ بر ثانیه و کمترین مقدار آن در محدوده کمتر از ۰,۱۳ در نرخ کرنش ۰,۱ بر ثانیه و دماهای ۱۰۰۰ تا ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد به دست آمده است.
- با مدلسازی رفتار سیلان داغ این ترکیب بر اساس رابطه سینوس هایپربولیک، مقدار انرژی فعالسازی برابر ۱۶۶ کیلوژول بر مول و مقدار توان تنش برابر ۳,۴ محاسبه شد. کمتر بودن انرژی فعالسازی ترکیب مورد بررسی به نسبت انرژی فعالسازی ترکیبات مشابه تولید شده به سایر روش‌ها یا ریزساختارها بیانگر کارپذیری بهتر این ساختار است.
- با ترسیم نقشه کارپذیری داغ این ترکیب بر اساس معیار بازده مصرف انرژی، بیشترین مقدار این پارامتر برای تغییرشکل داغ این ترکیب برابر ۴۸,۸ درصد در دمای ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش ۰,۰۰۱ بر ثانیه و کمترین مقدار آن در محدوده ۱۶ تا ۲۱ درصد در دماهای ۱۰۰۰ تا ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش ۰,۱ بر ثانیه به دست آمده است.

- هنگام تغییرشکل داغ این ترکیب در دماهای ۱۰۰۰ و ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد، خمش لایه‌ها به همراه تبلور مجدد دینامیکی مکانیزم‌های غالب نرم شدگی هستند. افزایش دما و کاهش نرخ کرنش سبب افزایش کسر تبلور و اندازه دانه تبلور یافته می‌گردد.
- حین تغییرشکل در دمای ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد، به دلیل نزدیک شدن به محدوده دمایی وقوع استحاله α_2 به α امکان تبلور مجدد از طریق جوانه‌زنی کاهش یافته و تجزیه فازی به مکانیزم غالب نرم شدگی سیلان تبدیل می‌گردد.
- با افزایش دمای تغییرشکل به ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد به دلیل فعال شدن صفحات لغزش، تغییر شکل از طریق تشکیل باندهای برشی انجام می‌شود.

References

- [1] Leyens C, Peters M. Titanium and titanium alloys: fundamentals and applications. Weinheim: Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA; 2003. doi: 10.1002/3527602119
- [2] Appel F, Paul JD, Oehring M. Gamma titanium aluminide alloys: science and technology. John Wiley & Sons; 2011 Oct 17. doi: 10.1002/9783527636204
- [3] Sauthoff G. Intermetallics. Weinheim: Wiley-VCH; 1995. doi: 10.1002/14356007.e14_e01.pub2
- [4] Matthew J, Donachie J. Titanium: a technical guide. 2nd ed. Materials Park, OH: ASM International; 2000. doi: 10.31399/asm.tb.ttg2.9781627082693
- [5] Chen YY, Chen YF, Xiao SL, Kong FT, Tian J, Xu LJ. Research on the hot precision processing of TiAl alloys. InMaterials Science Forum 2009 Sep 9 (Vol. 620, pp. 407-412). Trans Tech Publications Ltd. doi: 10.4028/www.scientific.net/MSF.620-622.407
- [6] Dieter GE, Kuhn HA, Semiatin SL, editors. Handbook of workability and process design. ASM international; 2003.
- [7] Rezaei Ashtiani HR, Shayanpoor AA. Processing workability and artificial neural network of AA1070 to the prediction of hot flow stress. Physics of Metals and Metallography. 2021 Dec;122(13):1426-35. doi: 10.1016/j.jmatprotec.2007.06.071
- [8] Li J, Yang X, Zhu Y, Zhang Y, Qiu Y, Sanders Jr RE. Study of thermal compression constitutive relation for 5182-Sc-Zr alloy based on Arrhenius-type and ANN model. Crystals. 2022 Apr 26;12(5):611. doi: 10.3390/cryst12050611
- [9] Rezaei Ashtiani HR, Shayanpoor AA. Hot deformation characterization of pure aluminum using artificial neural network (ANN) and processing map considering initial grain size. Metals and Materials International. 2021;27:5017-33. doi: 10.1007/s12540-020-00943-y
- [10] Gu YC, Wang LS, Huang X, Song K, Lu SQ, Ding J. Data-driven constitutive model of GH4169 alloy within a synergistic high strain rate and elevated temperature. Archive of Applied Mechanics. 2023 Sep;93(9):3341-58. doi: 10.1007/s00419-023-02442-z
- [11] Chen X, Tang B, Liu Y, Xue X, Li L, Kou H, Li J. Dynamic recrystallization behavior of the Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy during isothermal hot deformation. Progress in Natural Science: Materials International. 2019 Oct 1;29(5):587-94. doi: 10.1016/j.pnsc.2019.08.004
- [12] Usta M, Wolfe H, Duquette DJ, Stoloff NS, Wright RN. Thermo-mechanical grain refinement in gamma (γ) based TiAl intermetallics. Materials Science and Engineering: A. 2003 Oct 25;359(1-2):168-77. doi: 10.1016/S0921-5093(03)00337-X
- [13] Wan Z, Sun Y, Hu L, Yu H. Experimental study and numerical simulation of dynamic recrystallization behavior of TiAl-based alloy. Materials & Design. 2017 May 15;122:11-20. doi: 10.1016/j.matdes.2017.02.088
- [14] Shih DS, Scarr GK. High-Temperature Deformation Behavior of the γ Alloy Ti-48Al-2Cr-2Nb. MRS Online Proceedings Library (OPL). 1990 Jan;213:727.
- [15] ASTM International. ASTM E209: Standard Practice for Compression Tests of Metallic Materials at Elevated Temperatures with Conventional or Rapid Heating Rates and Strain Rates. West Conshohocken, PA: ASTM International; 2018.
- [16] Vander Voort GF. Metallography and Microstructures. Vol. 9. Materials Park, OH: ASM International; 2004. doi: 10.31399/asm.hb.v09.9781627081771
- [17] ASTM International. ASTM E112: Standard Test Methods for Determining Average Grain Size. West Conshohocken, PA: ASTM International; 2004.
- [18] Cheng L, Chang H, Tang B, Kou H, Li J. Deformation and dynamic recrystallization behavior of a high Nb containing TiAl alloy. Journal of alloys and compounds. 2013 Mar 5;552:363-9. doi: 10.1016/j.jallcom.2012.11.076

- [19] Chu Y, Li J, Zhao F, Tang B, Kou H. Flow behavior and constitutive relationship for elevated temperature compressive deformation of a high Nb containing TiAl alloy with ($\alpha_2 + \gamma$) microstructure. *Materials Letters*. 2018 Jan 1;210:58-61. doi: 10.1016/j.matlet.2017.08.131
- [20] Jiang HT, Zeng SW, Tian SW, Wu B, Zhao AM, Xia ZH. Microstructural Evolution and Dynamic Recrystallization Behavior of β - γ TiAl-based Alloy during Hot Compression. *Advanced Engineering Materials*. 2017 Feb;19(2):1600546. doi: 10.1002/adem.201600546
- [21] Kong F, Cui N, Chen Y, Wang X, Xiong N. Characterization of hot deformation behavior of as-forged TiAl alloy. *Intermetallics*. 2014 Dec 1;55:66-72. doi: 10.1016/j.intermet.2014.07.010
- [22] Liu B, Liu Y, Li YP, Zhang W, Chiba A. Thermomechanical characterization of β -stabilized Ti-45Al-7Nb-0.4W-0.15B alloy. *Intermetallics*. 2011 Aug 1;19(8):1184-90. doi: 10.1016/j.intermet.2011.03.021
- [23] Singh V, Mondal C, Kumar A, Bhattacharjee PP, Ghosal P. High temperature compressive flow behavior and associated microstructural development in a β -stabilized high Nb-containing γ -TiAl based alloy. *Journal of Alloys and Compounds*. 2019 Jun 5;788:573-85. doi: 10.1016/j.jallcom.2019.02.207
- [24] Sokolovsky VS, Stepanov ND, Zherebtsov SV, Nochovnaya NA, Panin PV, Zhilyakova MA, Popov AA, Salishchev GA. Hot deformation behavior and processing maps of B and Gd containing β -solidified TiAl based alloy. *Intermetallics*. 2018 Mar 1;94:138-51. doi: 10.1016/j.intermet.2019.106521
- [25] Hu Q, Wang Y, Lv L, Luo Y, Su L, Liu B. Hot deformation behavior and dynamic recrystallization mechanism of Ti-48Al-2Nb-2Cr alloy with near- γ microstructure. *Journal of Alloys and Compounds*. 2023 Jun 5;945:169378. doi: 10.1016/j.jallcom.2023.169378
- [26] Humphreys FJ, Hatherly M. *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*. 2nd ed. Oxford: Elsevier; 2004.
- [27] Navaeilavasani N, Jafarian HR, Arabi H, Park N. Texture analysis and development of ultrafine grained structure during thermo-mechanical treatment in a gamma-TiAl intermetallic. *Materials Science and Engineering: A*. 2018 Jan 10;711:259-67. doi: 10.1016/j.msea.2017.11.023
- [28] Prasad YV, Rao KP, Sasidhar S, editors. *Hot working guide: a compendium of processing maps*. ASM international; 2015 Aug 1.
- [29] Sonboli A, Nematzadeh F, Mojangani A, Nouri A. Construction of constitutive equations, modified dynamic materials model and strain-rate sensitivity coefficient map for investigation of hot and warm working instability of 2205 duplex stainless steel. *Iranian Journal of Manufacturing Engineering*. 2022 Mar 16;8(12):1-0. [In Persian]
- [30] Rezaei Ashtiani H, Mohammadi M. Prediction of hot deformation behavior of 304 stainless steel using Johnson-Cook equation. *Iranian Journal of Manufacturing Engineering*. 2022 Mar 16;8(12):34-43. (in Persian)
- [31] Semiatin SL, Jonas JJ. *Formability and Workability of Metals: Plastic Deformation and Workability*. Metals Park, OH: ASM International; 1984.
- [32] Gupta RK, Murty SN, Pant B, Agarwala V, Sinha PP. Hot workability of $\gamma + \alpha_2$ titanium aluminide: Development of processing map and constitutive equations. *Materials Science and Engineering: A*. 2012 Aug 15;551:169-86.
- [33] Appel F, Oehring M, Wagner R. Novel design concepts for gamma-base titanium aluminide alloys. *Intermetallics*. 2000 Sep 1;8(9-11):1283-312. doi: 10.1016/S0966-9795(00)00036-4
- [34] Li M, Li J, Zhou T, Xiao S, Chen Y, Xu L, Hu L, Shi L. The investigation of microstructure evolution, deformation behavior and processing performance of the high niobium containing TiAl alloys. *Intermetallics*. 2021 Nov 1;138:107336. doi: 10.1016/j.intermet.2021.107336
- [35] Fröbel U, Appel F. Hot-workability of gamma-based TiAl alloys during severe torsional deformation. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2007 Aug;38:1817-32. doi: 10.1007/s11661-007-9203-9
- [36] Duan B, Yang Y, He S, Feng Q, Mao L, Zhang X, Jiao L, Lu X, Chen G, Li C. History and development of γ -TiAl alloys and the effect of alloying elements on their phase transformations. *Journal of Alloys and Compounds*. 2022 Jul 15;909:164811. doi: 10.1016/j.jallcom.2022.164811
- [37] Li C, Huang L, Zhao M, Guo S, Li J. Hot deformation behavior and mechanism of a new metastable β titanium alloy Ti-6Cr-5Mo-5V-4Al in single phase region. *Materials Science and Engineering: A*. 2021 May 13;814:141231. doi: 10.1016/j.msea.2021.141231