





دانشگاه صنعتی اصفهان

دانشکده مهندسی مواد

ارزیابی نقش عناصر لانتانیم و ارییم بر ریزساختار، رفتار فشاری دمای بالا و

اکسیداسیون آلیاژ آلومیناید تیتانیم بتا

رسالة دکتری مهندسی مواد

مرتضی هادی

اساتید راهنما

دکتر علی شفیعی

دکتر محمود مرآتیان

کلیه حقوق مادی مترتب بر نتایج مطالعات،  
ابتکارات و نوآوریهای ناشی از تحقیق  
موضوع این رساله متعلق به دانشگاه صنعتی  
اصفهان است.

## چکیده

آلیاژهای آلومیناید تیتانیم با توجه به نسبت استحکام به وزن بالا، مقاومت اکسیداسیون مطلوب و حفظ استحکام تا دمای بالا، قابلیت مناسبی برای کاربرد در دمای بالا یافته‌اند. با توسعه نسل سوم آلیاژهای آلومیناید تیتانیم و حل مشکل کارپذیری، در سالهای اخیر، تحقیقات در حوزه بهبود خواص آلیاژهای مذکور متمرکز شده است. در این تحقیق اثر اضافه شدن عناصر خاکی کمیاب (La) و اربیم (Er) بر استحکام دمای بالا و مقاومت اکسیداسیون آلیاژ TNM با ترکیب اسمی  $Ti-43.5Al-4Nb-1Mo-0.1B$  (at%) بررسی شده است. در این راستا آلیاژسازی در کوره قوس الکتریکی خلا انجام شد و تغییرات بوجود آمده حاصل از افزودن ۰/۱، ۰/۲، ۰/۳، ۰/۴ و ۰/۵ درصد اتمی از عناصر خاکی کمیاب بر ریزساختار به کمک میکروسکوپ الکترونی روبشی تابشی میدانی و میکروسکوپ الکترونی عبوری تعیین و تحلیل گردید و نهایتاً استحکام فشاری و مقاومت اکسیداسیون در دماهای ۹۰۰ و ۱۰۰۰ درجه سانتیگراد اندازه‌گیری شد. نتایج بدست آمده نشان داد با افزودن عنصر خاکی کمیاب، ذرات اکسیدی در ریزساختار پراکنده می‌شوند، که اندازه این ذرات با افزایش میزان عنصر اضافه شده، افزایش می‌یابد. با افزودن میزان بهینه ۰/۲ درصد اتمی عنصر لانتانیم، حضور ذرات اکسیدی باعث افزایش تنش سیلان به میزان ۱۸٪ و ۴۲٪ به ترتیب در دماهای ۹۰۰ و ۱۰۰۰ درجه سانتیگراد می‌شود. این افزایش تنش سیلان بر اساس نقش اندازه و فواصل بین ذرات بر مکانیزمهای استحکام‌دهی و تبلور مجدد دینامیک تحلیل شد. مقایسه ریزساختار آلیاژهای حاوی اربیم با آلیاژهای حاوی لانتانیم، نشان داد که توزیع ریزتری از ذرات اکسیدی در آلیاژهای حاوی اربیم بوجود می‌آید. از طرفی مشخص شد که در آلیاژهای حاوی اربیم نیز، ۰/۲ درصد اتمی میزان بهینه برای دستیابی به بیشترین تنش سیلان است. ضمناً نتایج بدست آمده نشان داد، آلیاژهای حاوی اربیم تنش سیلان بالاتری نسبت به آلیاژهای حاوی لانتانیم در میزان مشابه از عناصر خاکی کمیاب دارند. این پدیده با توجه به نقش اندازه ذرات بر مکانیزمهای استحکام‌دهی تحلیل گردید. بررسی منحنی‌های اکسیداسیون همدمای بلند مدت (۳۲۰ ساعت) در دماهای ۹۰۰ و ۱۰۰۰ درجه سانتیگراد نشان داد که با اضافه شدن ۰/۱ درصد اتمی لانتانیم و اربیم، مقاومت اکسیداسیون آلیاژ TNM افزایش و با اضافه شدن ۰/۲ درصد اتمی از عناصر مذکور مقاومت اکسیداسیون کاهش می‌یابد. بهبود مقاومت اکسیداسیون با توجه به نتایج بدست آمده برای انرژی اکتیواسیون نفوذ در محدوده ۴۰ تا ۵۰ (kcal/mol)، بر اساس کاهش نفوذ کاتیونهای فلزی در لایه اکسیدی  $TiO_2$  تفسیر شد. ضمن آنکه حضور بیش از ۰/۱ درصد اتمی از عنصر خاکی کمیاب به دلیل والانس کمتر این عناصر نسبت به تیتانیم باعث افزایش نفوذ اکسیژن و کاهش مقاومت اکسیداسیون می‌شود.

**کلمات کلیدی:** آلومیناید تیتانیم، لانتانیم، اربیم، استحکام دمای بالا، مقاومت اکسیداسیون

فهرست مطالب ..... شش

چکیده ..... ۱

فصل اول: مقدمه ..... ۲

### فصل دوم: مبانی تئوری و مروری بر منابع

۱-۲- تعادل فازی در آلیاژهای آلومیناید تیتانیم..... **Error! Bookmark not defined.**

۱-۱-۲- دیاگرام فازی دوتایی..... **Error! Bookmark not defined.**

۲-۱-۲- فاز  $\gamma$ -TiAl..... **Error! Bookmark not defined.**

۳-۱-۲- فاز  $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al..... **Error! Bookmark not defined.**

۴-۱-۲- فاز محلول جامد  $\alpha$ -Ti..... **Error! Bookmark not defined.**

۵-۱-۲- فاز محلول جامد  $\beta$ -Ti..... **Error! Bookmark not defined.**

۶-۱-۲- نقش عناصر آلیاژی بر تعادل فازی..... **Error! Bookmark not defined.**

۲-۲- مزایای آلیاژهای آلومیناید تیتانیم..... **Error! Bookmark not defined.**

۳-۲- تولید آلیاژهای آلومیناید تیتانیم..... **Error! Bookmark not defined.**

۱-۳-۲- روش‌های متداول ذوب آلیاژهای آلومیناید تیتانیم..... **Error! Bookmark not defined.**

۲-۳-۲- مزایا و چالش‌های ذوب القایی خلا..... **Error! Bookmark not defined.**

۴-۲- تاریخچه توسعه نسل‌های مختلف..... **Error! Bookmark not defined.**

۵-۲- دسته بندی آلیاژهای آلومیناید تیتانیم..... **Error! Bookmark not defined.**

۶-۲- استحکام دهی پراکنشی اکسیدی در آلیاژهای دمای بالا..... **Error! Bookmark not defined.**

۷-۲- استفاده از استحکام دهی پراکنشی در آلیاژهای آلومیناید تیتانیم..... **Error! Bookmark not defined.**

۸-۲- مکانیزم‌های استحکام بخشی ذرات اکسیدی..... **Error! Bookmark not defined.**

۱-۸-۲- برهم کنش ذرات با مرزدانه‌ها..... **Error! Bookmark not defined.**

۲-۸-۲- افزایش استحکام زمینه..... **Error! Bookmark not defined.**

۳-۸-۲- محدود شدن حرکت نابجایی‌ها و تبلور مجدد دینامیک..... **Error! Bookmark not defined.**

۹-۲- اکسیداسیون آلیاژهای آلومیناید تیتانیم..... **Error! Bookmark not defined.**

۱-۹-۲- بهبود خواص اکسیداسیون از طریق قانون کنترل والانس..... **Error! Bookmark not defined.**

۲-۹-۲- بهبود مقاومت اکسیداسیون از طریق ایجاد لایه مقاوم..... **Error! Bookmark not defined.**

۳-۹-۲- بهبود مقاومت اکسیداسیون از طریق اصلاح پوسته اکسیدی..... **Error! Bookmark not defined.**

۱۰-۲- نقش عناصر خاکی کمیاب بر خواص اکسیداسیون آلیاژهای دمای بالا..... **Error! Bookmark not defined.**

**defined.**

۱۱-۲- هدف از تحقیق حاضر..... **Error! Bookmark not defined.**

### فصل سوم: مواد، تجهیزات و روش تحقیق

۱-۳- مواد اولیه..... **Error! Bookmark not defined.**

۲-۳- آلیاژسازی در کوره ذوب قوس الکتریکی خلاء..... **Error! Bookmark not defined.**

- ۳-۳- عملیات حرارتی و آزمون فشار داغ. Error! Bookmark not defined.
- ۴-۳- آزمون اکسیداسیون همدم. Error! Bookmark not defined.
- ۵-۳- بررسی ریزساختاری با میکروسکوپ نوری و الکترون. Error! Bookmark not defined.
- ۶-۳- آنالیز کمی تصاویر ریزساختاری. Error! Bookmark not defined. شش
- ۷-۳- مدل کردن نتایج اکسیداسیون. Error! Bookmark not defined.
- ۸-۳- آنالیز فازی با پراش اشعه ایکس. Error! Bookmark not defined.

#### فصل چهارم: نتایج و بحث

- ۱-۴- کنترل ترکیب آلیاژهای ریختگی. Error! Bookmark not defined.
- ۲-۴- اثر افزودن لانتانیم بر خواص آلیاژ TNM. Error! Bookmark not defined.
- ۱-۲-۴- اثر لانتانیم بر ریزساختار. Error! Bookmark not defined.
- ۲-۲-۴- تحلیل کمی از ذرات اکسیدی پراکنده شده در ریزساختار. Error! Bookmark not defined.
- ۳-۲-۴- اثر افزودن لانتانیم بر خواص فشاری دمای بالا و تعیین میزان بهینه. Error! Bookmark not defined.
- ۴-۲-۴- تحلیل مکانیزم اثر بخشی لانتانیم. Error! Bookmark not defined.
- ۳-۴- مقایسه اثر افزودن ارییم با لانتانیم. Error! Bookmark not defined.
- ۱-۳-۴- مقایسه ریزساختار آلیاژهای حاوی لانتانیم و ارییم. Error! Bookmark not defined.
- ۲-۳-۴- مقایسه اندازه و فواصل بین ذرات اکسیدی. Error! Bookmark not defined.
- ۳-۳-۴- مقایسه خواص فشاری دمای بالا با افزودن لانتانیم و ارییم. Error! Bookmark not defined.
- ۴-۳-۴- تحلیل مکانیزم اثر بخشی ارییم در مقایسه با لانتانیم. Error! Bookmark not defined.
- ۴-۴- بررسی اثر لانتانیم و ارییم بر خواص اکسیداسیون. Error! Bookmark not defined.
- ۱-۴-۴- اثر لانتانیم و ارییم بر سینتیک اکسیداسیون. Error! Bookmark not defined.
- ۲-۴-۴- اثر لانتانیم و ارییم بر چسبندگی پوسته اکسیدی. Error! Bookmark not defined.
- ۳-۴-۴- تحلیل نقش عناصر خاکی کمیاب بر مقاومت اکسیداسیون. Error! Bookmark not defined.
- ۵-۴- تحلیل کلی یافته ها. Error! Bookmark not defined.

#### فصل پنجم: نتیجه گیری و پیشنهادات

- ۱-۵- نتیجه گیری. Error! Bookmark not defined.
- ۲-۵- پیشنهادها. Error! Bookmark not defined.
- ۸۲ مراجع
- ۸۹ پیوست (الف)
- ۹۰ پیوست (ب)
- ۹۹ پیوست (ج)

## فصل اول

### مقدمه

آلیاژهای آلومیناید تیتانیم با ایجاد ترکیبی منحصربه‌فرد از خواص دمای بالا، برای کاربرد در صنایع هوایی مد نظر محققین قرار گرفته‌اند. دلایل اصلی توجه به این آلیاژها، نسبت استحکام به وزن بالا، مقاومت اکسیداسیون و مقاومت خزشی مناسب است.

در طی سه دهه گذشته تحقیقات در مورد این آلیاژها منجر به توسعه سه نسل آلیاژی مختلف شده است. توسعه هر یک از این نسلها، به هدف برطرف کردن محدودیتهای موجود بر سر راه گسترش کاربرد این آلیاژها بوده است. یکی از این چالشها، شکل‌پذیری اندک در دمای اتاق می‌باشد که در نسل اول آلیاژهای توسعه یافته از طریق اضافه شدن عناصر آلیاژی تا حدود قابل توجهی بهبود یافت. اهداف اصلی توسعه نسلهای دوم و سوم نیز بهبود خواص دمای بالا و افزایش کارپذیری داغ بوده است. نتایج تحقیقات نشان می‌دهد، در صورت استفاده از عناصر دیرگداز مثل نایوبیم به میزان ۴ تا ۸ درصد اتمی، خواص دمای بالا به طرز محسوسی بهبود می‌یابد. از طرفی استفاده از عناصر آلیاژی پایدار کننده فاز بتا در ترکیب آلیاژ، منجر به تغییر مسیر انجماد از پریتهکتیک به منجمد شونده از فاز بتا شده و باعث بهبود قابل توجه کارپذیری داغ می‌شود. اما همچنان افزایش استحکام دمای بالا و مقاومت اکسیداسیون برای توجیه جایگزینی این آلیاژها در کاربردهای حساس، موضوع تحقیقات متعدد است. هر چند دستاوردهای بدست

آمده، تحقیقات برای توسعه آلیاژهای جدید را در مورد آلیاژهای منجمد شونده از بتا متمرکز کرده است. از طرفی یکی از راهکارهای بهبود استحکام در آلیاژهای دمای بالا استفاده از مکانیزم استحکام‌دهی پراکنشی اکسیدی است. در این روش از طریق ایجاد ذرات اکسیدی در ریزساختار آلیاژ، استحکام دمای بالا بهبود می‌یابد. ضمن اینکه در صورت استفاده از عنصر خاکی کمیاب برای ایجاد ذرات اکسیدی، بهبود مقاومت اکسیداسیون برای بسیاری از آلیاژها گزارش شده است.

در مورد استفاده از مکانیزم استحکام‌دهی پراکنشی اکسیدی در آلیاژهای آلومیناید تیتانیم تحقیقات اندکی صورت گرفته است. این تحقیقات محدود به استفاده از عناصر خاکی کمیاب در ترکیب آلیاژهای دو جزئی Ti-Al بوده است. ضمن آنکه در تحقیقات مذکور اثر عنصر ارییم بر خواص آلیاژهای آلومیناید تیتانیم بررسی نشده و برای تاثیر عنصر لانتانیم نیز تحقیقات محدودی وجود دارد.

در این تحقیق اثر افزودن عناصر لانتانیم و ارییم به آلیاژهای منجمد شونده از فاز بتا برای نخستین بار بررسی شده است. بدین منظور تغییرات ریزساختار یک نمونه از آلیاژهای منجمد شونده از فاز بتا با ترکیب بهینه با اضافه شدن عناصر خاکی کمیاب بررسی شد. در طی این بررسی، تحلیلی کمی از اندازه و نحوه توزیع ذرات اکسیدی انجام گرفت. همچنین استحکام دمای بالا و مقاومت اکسیداسیون برای آلیاژهای اصلاح شده با آلیاژ اولیه مقایسه گردیده است. نهایتاً تحلیل نتایج بدست آمده بر پایه تغییراتی که حضور عنصر خاکی کمیاب در ساختار ایجاد می‌کند، ارائه شده است.



## فصل دوم

### مبانی تئوری و مروری بر منابع

#### ۲-۱. تعادل فازی در آلیاژهای آلومیناید تیتانیم

در این بخش به اختصار، دیاگرام فازی دوتایی Ti-Al بررسی شده و ضمن اشاره اجمالی به فازهای اصلی مطرح در گستره ترکیبی آلیاژهای آلومیناید تیتانیم، اثر عناصر آلیاژی بر خطوط دیاگرام فازی تبیین می‌گردد.

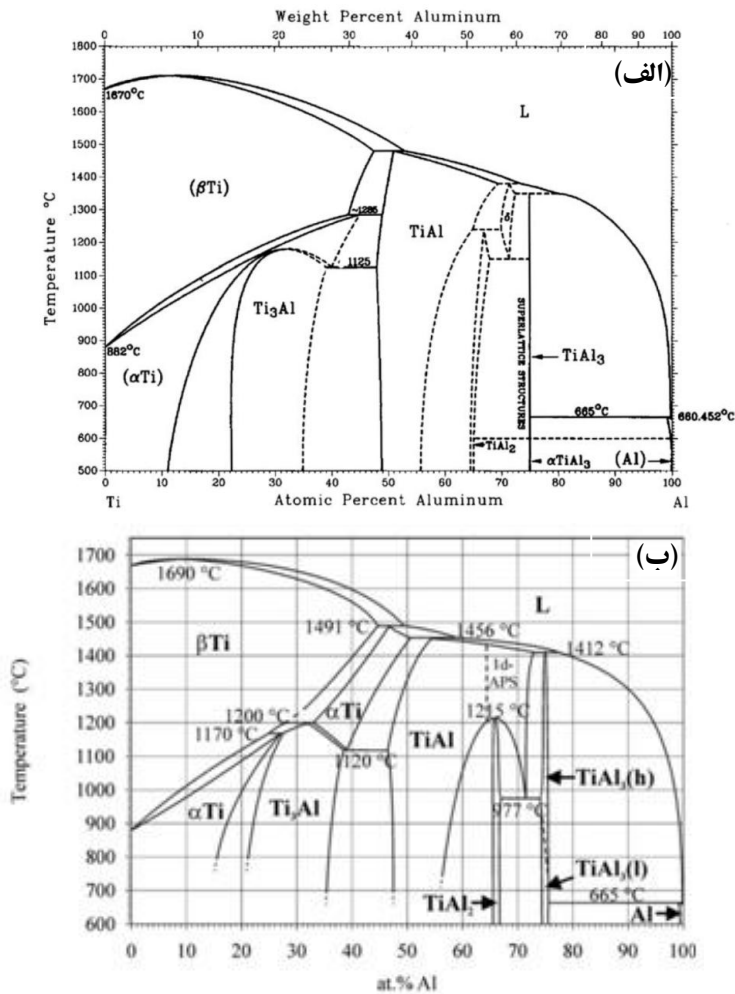
#### ۲-۱-۱. دیاگرام فازی دوتایی

دیاگرام فازی دوتایی Ti-Al شامل فازهای بین فلزی و محلولهای جامد است که برخی از آنها برای ساخت موادی با کاربرد دمای بالا و با وزن کم مورد توجه قرار گرفته‌اند. این دیاگرام در طی سالهای متمادی موضوع تحقیق و بررسی بوده است و هنوز هم در زمینه دیاگرام مذکور شک و تردیدهایی وجود دارد [۱].

به صورت تاریخی مطالعه در این زمینه به دهه ۱۹۲۰ باز می‌گردد، اما اولین دیاگرامهای فازی که تمام بازه ترکیبی را در بر بگیرد، در دهه ۱۹۵۰ ترسیم شده است [۱]. پس از آن اصلاحات زیادی بر دیاگرام فازی در تحقیقات مختلف اعمال شد و نهایتاً در سال ۱۹۸۷ نموداری که حاصل جمع بندی تحقیقات قبلی بود، توسط محققین ارائه شد. شکل ۲-۱-الف) نمودار مذکور را نشان می‌دهد [۲].

با گسترش اقبال به تحقیقات در زمینه آلومینایدهای تیتانیم، دیاگرام فازی این ترکیبات نیز مورد توجه بیشتر قرار گرفت. یکی از بهترین و کامل‌ترین اصلاحات بر دیاگرام در سال ۲۰۰۶ ارائه شد [۱]. دیاگرام فازی مذکور،

جمع‌بندی کاملی از تمامی اطلاعات تجربی موجود در زمینه دیاگرام فازی است و در شکل ۲-۱- (ب) ارائه شده است [۲].



شکل ۲-۱. (الف) دیاگرام فازی مشهور Ti-Al ارائه شده در سال ۱۹۸۷ و (ب) دیاگرام اصلاح شده مبتنی بر جمع‌بندی اطلاعات جدید ارائه شده در سال ۲۰۰۶ [۲].

علی‌رغم آنکه دیاگرام فازی جدید، به طرز جامعی اطلاعات موجود را پوشش می‌دهد، اما همچنان تردیدها در زمینه شکل دیاگرام فازی Ti-Al نزد محققان باقی است. یک نمونه از دیاگرامهای فازی ارائه شده بر مبنای محاسبات ترمودینامیکی در سال ۲۰۰۸ ارائه شد که با وجود شباهتهای بسیار، تفاوت‌های جزئی به ویژه در میزان آلومینیوم بیش از ۶۰ درصد اتمی با نمودار سال ۲۰۰۶ دارد [۱ و ۳].

آلیاژهای مهندسی بر پایه گاما، معمولاً غلظت آلومینیوم ۴۴ تا ۴۸ درصد اتمی دارند و بنابراین از طریق فاز بتا یا واکنش پریتهکتیک منجمد می‌شوند. مطابق شواهد موجود، تغییر اندک در میزان آلومینیوم می‌تواند منجر به ریزساختارهای انجمادی و بافتهای کریستالی خیلی متفاوت شود. بعلاوه، وجود منطقه تک فاز α یا دوفازی α+β در دماهای بالا، یک مشخصه مهم در آلیاژهای پایه گاما است [۱].

از میان فازهای موجود در دیاگرام فازی Ti-Al که در جدول ۲-۱ مشخصات آنها ارائه شده است [۲]، فازهای  $\gamma$ -TiAl،  $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al،  $\alpha$ -Ti و  $\beta$ -Ti در حوزه تحقیقات بر روی آلیاژهای آلومیناید تیتانیم مورد توجه بوده‌اند.

جدول ۲-۱. ساختارهای کریستالی فازهای موجود در دیاگرام دوتایی Ti-Al [۲]

| Phase, (Strukturbericht designation), temperature range, °C                  | Pearson symbol, space group, prototype                        | Lattice parameters, nm   | Comments   |
|--|---|--|--|
| Al, (Al), <660.452   | <i>cF4, Fm<math>\bar{3}m</math>, Cu</i>                       | <i>a</i> = 0.40496 [1990Mas]   | ...  |
| $\beta$ Ti, (A2), 1670-882   | <i>cI2, Im<math>\bar{3}m</math>, W</i>                        | <i>a</i> = 0.33065 [1990Mas]   | ...  |
| $\alpha$ Ti, (A3), 1491-1120 and <1170                                       | <i>hP2, P6<math>_3</math>/mmc, Mg</i>                         | <i>a</i> = 0.29506 [1990Mas]<br><i>c</i> = 0.46835                         | <i>a, c</i> vs. Al-content: [1951Ogd], [1952Bum], [1925Ros], [1966Gro], [1987Mur]                        |
| Ti <sub>3</sub> Al, $\alpha_2$ ( <i>D0</i> <sub>19</sub> ), <1200            | <i>hP8, P6<math>_3</math>/mmc, Ni<sub>3</sub>Sn [1961Gol]</i> | <i>a</i> = 0.5765 [1967Bla] at 25 at.% Al<br><i>c</i> = 0.4625             | <i>a, c</i> vs. Al-content: [1987Mur], [2000Bra1] <i>a, c</i> vs. temp.: [2000Bra1]                      |
| TiAl, $\gamma$ ( <i>L1</i> <sub>0</sub> ), <1456                             | <i>tP4, P4/mmm, AuCu [1952Duw]</i>                            | <i>a</i> = 0.4000, [1995Bra] at 50 at.% Al<br><i>c</i> = 0.4075            | <i>a, c</i> vs. Al-content: [1952Bum], [1987Hua], [1988Vuj], [1993Pfu], [1994Bra2], [1995Bra], [1996Men] |
| TiAl <sub>2</sub> , <1215  | <i>tI24, I<math>_4</math>/amd, HfGa<sub>2</sub> [1962Poe]</i> | <i>a</i> = 0.3971 [1989Mab]<br><i>c/6</i> = 0.4052                         | <i>a, c</i> vs. temp.: [1995Bra], [1999Bit], [2000Bra2]  |
| TiAl <sub>3</sub> (h), ( <i>D0</i> <sub>22</sub> ), 1387-?                   | <i>tI8, I4/mmm, TiAl<sub>3</sub>(h) [1931Fin]</i>             | <i>a</i> = 0.3849 [1973Loo1],<br><i>c/2</i> = 0.4305 [2001Bra]             | ...  |
| TiAl <sub>3</sub> (l), Ti <sub>8</sub> Al <sub>24</sub>                      | <i>tI32, I4/mmm, TiAl<sub>3</sub>(l)</i>                      | <i>a</i> = 0.3877 [1973Loo1],<br><i>c/8</i> = 0.4229 [2001Bra]             | ...  |
| Phases not included in the equilibrium diagram: (m) metastable               |   |  |  |
| Ti <sub>1-x</sub> Al <sub>1+x</sub> (?)                                      | <i>tP4, P4/mmm, AuCu [1994Bra1]</i>                           | <i>a</i> = 0.4030 [1994Bra1]<br><i>c</i> = 0.3955                          | In as-cast alloys; <i>c/a</i> is inverse to <i>c/a</i> of TiAl   |
|  | <i>oP4, Pmmm, Ti<sub>1-x</sub>Al<sub>1+x</sub> [1990Sch]</i>  | <i>a</i> = 0.40262 [1990Sch]<br><i>b</i> = 0.39617<br><i>c</i> = 0.40262   | In as-cast alloys  |
| Ti <sub>3</sub> Al <sub>5</sub> (m)  | <i>tP32, P4/mbm, Ti<sub>3</sub>Ga<sub>5</sub> [1928Mii]</i>   | <i>a</i> = 1.1293 [2001Bra]<br><i>c</i> = 0.4038                           | Precipitated in TiAl   |
| TiAl <sub>2</sub> (m)  | <i>oC12, Cmmm, ZrGa<sub>2</sub> [1980Mii]</i>                 | <i>a/3</i> = 0.40315 [1990Sch]<br><i>b</i> = 0.39591<br><i>c</i> = 0.40315 | In as-cast alloys  |
| 1d-APS (Ti <sub>5</sub> Al <sub>11</sub> , Ti <sub>2</sub> Al <sub>5</sub> ) | Tetragonal ordered superstructures of AuCu                    | <i>a</i> = 0.39230 [1990Sch]<br><i>c/4</i> = 0.41337                       | For Ti <sub>5</sub> Al <sub>11</sub> ( <i>I4/mmm, tI16, ZrAl<sub>3</sub></i> [1965Ram])                  |
|  |   | <i>a</i> = 0.39053 [1990Sch]<br><i>c/7</i> = 0.41703                       | For Ti <sub>2</sub> Al <sub>5</sub> ( <i>P4/mmm, tP28, Ti<sub>2</sub>Al<sub>5</sub></i> [1986Mii])       |
| TiAl <sub>3</sub> (m)  | <i>cP4, Pm<math>\bar{3}m</math>, AuCu<sub>3</sub></i>         | <i>a</i> = 0.3967 [1990Sri]<br><i>a</i> = 0.3972 [1994Bra2]                | By mechanical alloying<br>By splat cooling   |

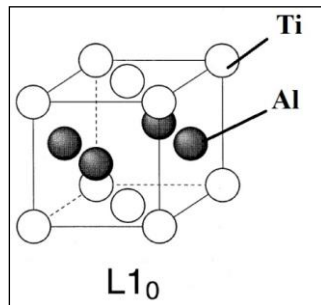
در طول دو دهه تحقیق، مشخص شده است که فقط آلیاژهای پایه فاز  $\gamma$  و یا  $\alpha_2$  قابلیت استفاده به عنوان مواد سازه‌ای را دارند. در این میان، توجه‌ها بیشتر بر روی آلیاژهای آلومیناید تیتانیم گاما که برای کاربردهای مهندسی همیشه شامل کسری از فاز  $\alpha_2$  نیز می‌باشند، معطوف شده است [۱].

مشابه فولادها که پس از عملیات حرارتی در منطقه آستنیتی، یک مجموعه متنوع از استحاله‌های فازی می‌توانند در حین سرد شدن از دمای بالا یا در طی عملیات حرارتی بعدی رخ دهند، در آلیاژهای آلومیناید تیتانیم نیز این تنوع می‌تواند وجود داشته باشد. بر این اساس، امکان بوجود آمدن طیف گسترده‌ای از ریزساختارها فراهم می‌شود که پیچیدگی‌های حاصل از استحاله‌های فازی در سیستم‌های چند جزئی آن را پیچیده‌تر می‌کند [۱].

## ۲-۱-۲. فاز $\gamma$ -TiAl

فاز  $\gamma$ -TiAl دارای یک ساختار تراگونال مرکز پر منظم از نوع *L1*<sub>0</sub> است (شکل ۲-۲)، که دارای یک بازه گسترده پایداری (۵۰-۷۰ درصد اتمی آلومینیوم در دمای بالا) می‌باشد. شاخص تراگونالیتی نسبتی مهم در این فازهاست که

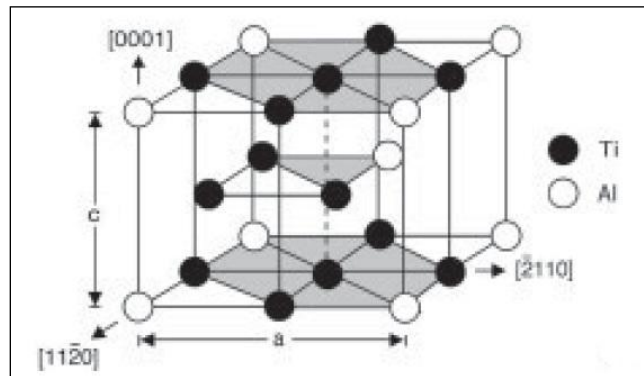
معمولا دارای مقدار ۱/۰۲۲ می باشد و با افزایش غلظت آلومینیوم می تواند ارتقا یافته و به بالاتر از ۱/۰۳ برسد. فاز  $\gamma$  تا حدود دمای ذوبش (تقریبا  $1450^{\circ}\text{C}$ ) می تواند منظم باقی بماند [۴-۵].



شکل ۲-۲. ساختار کریستالی فاز  $\gamma$ -TiAl با ابر شبکه  $L1_0$  [۵].

### ۳-۱-۲. فاز $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al

فاز  $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al دارای ساختار hcp و با ابر شبکه منظم از نوع  $Do_{19}$  است (شکل ۲-۳) که شامل سه سیستم لغزشی مستقل بوده و حرکت نابه جایی ها در آن بر صفحات  $\{0001\}$ ،  $\{1010\}$  و  $\{0221\}$  انجام می گیرد. آلیاژهایی که بر پایه فاز  $\alpha_2$  تشکیل می شوند، دارای یک بازه گسترده ترکیبی بوده و از بازه ۲۳-۳۹ درصد اتمی آلومینیوم تبعیت می کنند. ترکیبات بر پایه این فاز در حدود دمای  $1180^{\circ}\text{C}$  نامنظم می شوند [۱].



شکل ۳-۲. ساختار کریستالی فاز  $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al با ابر شبکه  $Do_{19}$  [۱].

### ۴-۱-۲. فاز محلول جامد $\alpha$ -Ti

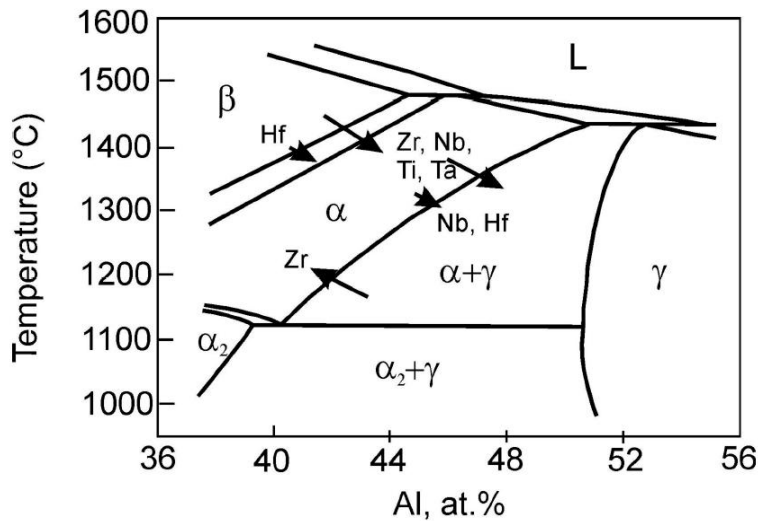
فاز محلول جامد  $\alpha$ -Ti دارای دمای بالا در آلیاژهای پایه تیتانیم است که مبتنی بر ساختار کریستالی هگزاگونال فشرده (hcp) می باشد. در آلیاژهای آلومیناید تیتانیم، دمای انتقالی و منطقه پایداری این فاز از منظر عملیات حرارتی و استحاله های فازی اهمیت ویژه ای دارد [۱].

### ۵-۱-۲. فاز محلول جامد $\beta$ -Ti

فاز دمای بالای  $\beta$ -Ti با ساختار bcc و ابر شبکه A2 و نیز شکل منظم شده آن در دمای پایین با ساختار B2 نقش مهمی در آلیاژهای آلومیناید تیتانیم ایفا می کنند. چنانکه در بخش ۲-۵ توضیح داده خواهد شد، استفاده از این فاز که در دمای بالا غیر منظم است، پایه توسعه آلیاژهای نوین در آلومیناید تیتانیم شده است [۱].

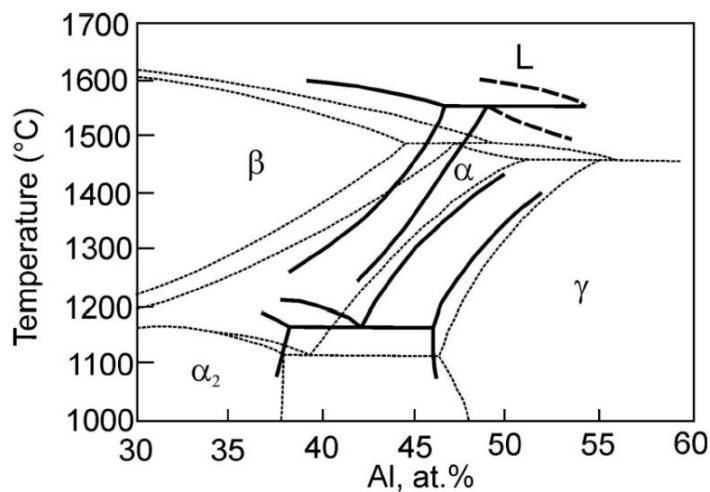
## ۲-۱-۶. نقش عناصر آلیاژی بر تعادل فازی

طیف مختلفی از عناصر آلیاژی در ترکیبات آلومیناید تیتانیوم استفاده می‌شوند، که هر یک می‌توانند بر تعادل فازی این ترکیبات موثر باشند. یکی از مهمترین عوامل موثر بر انتخاب عناصر آلیاژی در مرحله طراحی آلیاژهای پیشرفته، نقش عناصر مذکور بر استحاله‌های فازی است. از این رو تغییرات حاصل از اضافه شدن هر عنصر آلیاژی بر خطوط دیاگرام فازی تعادلی مورد توجه محققان بوده است. شکل ۲-۴ اثر عناصر آلیاژ بر خطوط دیاگرام را به طور شماتیک نشان می‌دهد. در این دیاگرام همچنین طول پیکانها به صورت کیفی، میزان تاثیرگذاری عنصر مربوطه را بر جابه‌جایی خطوط مشخص می‌کند [۶].



شکل ۲-۴. مقطع میانی دیاگرام فازی Ti-Al مبین نوع و میزان اثر عناصر آلیاژی بر جابه‌جایی خطوط دیاگرام [۶].

یک نمونه کمی از تاثیر عناصر آلیاژی بر دیاگرامهای دوتایی در شکل ۲-۵ ارائه شده است. در این شکل تاثیر اضافه شدن به طور مشخص ۸ درصد اتمی نایوبیم بر خطوط دیاگرام دیده می‌شود [۶].



شکل ۲-۵. دیاگرام فازی تعادلی دوتایی Ti-Al (خطوط نقطه چین) و دیاگرام با خطوط جابه‌جا شده با اضافه شدن ۸ درصد اتمی نایوبیم (خطوط پر) [۶].

اهمیت تعیین اثر عناصر آلیاژی بر خطوط دیاگرام فازی به حدی است که می‌توان ادعا کرد، یکی از مهمترین زمینه‌های توسعه نسل سوم آلیاژهای آلومیناید تیتانیم، توانایی در پیش‌بینی خطوط دیاگرام فازی از طریق محاسبات و آزمایشات ترمودینامیکی بوده است. این تلاشها منجر به توسعه آلیاژهایی شد که در آنها مسیر انجماد تغییر کرده و خواص در نتیجه آن، به طرز محسوسی بهبود یافت [۷].

## ۲-۲. مزایای آلیاژهای آلومیناید تیتانیم

دلیل اینکه چرا آلیاژهای آلومیناید تیتانیم پس از گذشت بیش از دو دهه تحقیقات گسترده، همچنان توجه محققان بسیاری را در دانشگاه‌ها، مراکز تحقیقاتی و صنایع به خود جلب می‌کنند، ترکیب منحصر به فردی از خواص مکانیکی است که در مقایسه آنها چگالی هم در نظر گرفته شده باشد [۱]. در تحقیقی که در زمینه ارزیابی و مقایسه آلیاژهای آلومیناید تیتانیم با سایر مواد سازه‌ای مورد استفاده در صنایع هوایی انجام شد، مزایایی شامل دمای ذوب بالا، چگالی اندک، مدول و استحکام ویژه بالا، نفوذپذیری کم، پایداری ساختاری خوب، مقاومت خوب به اکسیداسیون و خوردگی و مقاومت به اشتعال بالا (هنگامی که با آلیاژهای تیتانیم مقایسه شوند) برای آلیاژهای آلومیناید تیتانیم ذکر شد [۸ و ۱].

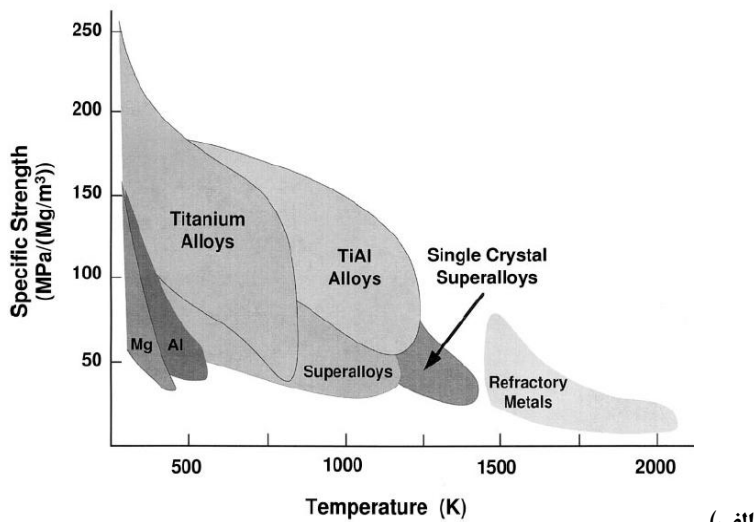
شکل ۲-۶ امکان مقایسه استحکام ویژه و استحکام گسیختگی آلیاژهای آلومیناید تیتانیم گاما را با سایر مواد رقیب فراهم می‌کند. منظور از ویژه آن است که پارامتر مورد نظر بر چگالی تقسیم شده است. این شکل نشان می‌دهد که چگونه آلیاژهای آلومیناید تیتانیم قابلیت کاربرد در بازه گسترده‌ای از قطعات اتومبیل، موتورهای هوایی و صنایع توربینی نیروگاهی را بدست آورده‌اند [۸-۹]. همانطور که مشاهده می‌شود آلیاژهای آلومیناید تیتانیم دمای کاری بالاتر از آلیاژهای تیتانیم و نسبت استحکام به وزن بالاتر از ابرآلیاژهای نیکلی ایجاد می‌کنند.

به عبارت دیگر می‌توان گفت، آلیاژهای آلومیناید تیتانیم خواص منحصر به فردی در بازه ۵۰۰ تا ۹۰۰ درجه سانتیگراد در مقایسه با آلیاژهای تیتانیم کلاسیک و ابرآلیاژهای پایه نیکلی دارند. اهمیت این خواص هنگامی که پارامتر وزن در کاربرد قطعه مهم باشد، اهمیت مضاعف می‌یابد [۶].

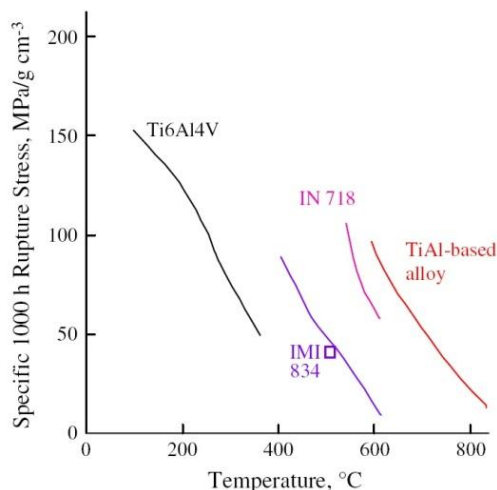
اما شکل‌پذیری اندک، دشواری فرایندهای تولید و کاربرپذیری ضعیف مهمترین عوامل موثر بر عدم گسترش سریع کاربردهای آلومیناید تیتانیم بوده است. با این وجود چنانکه در بخشهای بعد ذکر می‌شود، راهکارهایی برای بهبود خواص فوق توسط محققین ارائه شده و کاربرپذیری این آلیاژها بیش از پیش به یک باور عمومی در میان مهندسين طراح در زمینه سازه‌های سبک تبدیل شده است [۹].

در نتیجه این تغییرات هم اکنون دستاوردهای مهمی در کاربرد عملی آلیاژهای آلومیناید تیتانیم از جمله در ساخت چرخهای توربین و شیرهای خروجی در خودروهای پیشرفته و نیز قطعات ثابت و متحرک هواپیما مثل پخش کننده ها

و پره های توربین بدست آمده است [۱۰-۱۱].



(الف)



(ب)

شکل ۲-۶. (الف) استحکام ویژه (ب) استحکام گسیختگی آلیاژهای آلومیناید تیتانیم و دیگر مواد سازه‌ای به عنوان تابعی از دما [۸-۹].

### ۳-۲. تولید آلیاژهای آلومیناید تیتانیم

تولید آلیاژهای آلومیناید تیتانیم به روش متالورژی پودر و متالورژی شمش مورد توجه محققان زیادی بوده و دستاوردهای قابل توجهی در سال‌های گذشته به دست آمده است [۱]. از منظر روش‌های مبتنی بر ذوب، که در این پروژه مد نظر است، سه روش ذوب اصلی برای این آلیاژها توسعه یافته و قابلیت استفاده صنعتی پیدا کرده است. در ادامه ضمن بررسی اجمالی سه روش مذکور، مزایا و چالش‌های ذوب در کوره‌های ذوب القایی خلا نیز بررسی خواهد شد.

#### ۱-۳-۲. روش‌های متداول ذوب آلیاژهای آلومیناید تیتانیم

روش‌های اصلی و متداول ذوب آلیاژهای آلومیناید تیتانیم عبارتند از ذوب (یا ذوب مجدد) قوس الکتریکی خلا (VAR)، ذوب قوسی پلاسما (PAM) و ذوب پوسته‌ای القایی (ISM) [۱].

ویژگی مشترک هر سه روش مذکور، مجهز بودن کوره به بوتله مسی خنک شونده با آب است که استفاده از آن باعث حذف برهم کنش مذاب با بوتله می‌گردد. مطابق شواهد موجود استفاده از بوتله‌های سرامیکی در ذوب آلیاژهای پایه تیتانیوم می‌تواند با مشکلاتی همچون احیا در بوتله‌های اکسیدی، برهم کنش بوتله‌های گرافیتی با تیتانیوم، افزایش احتمال جدا شدن ذرات سرامیکی از بوتله و افزایش آلودگی مذاب به عناصر بین‌نشین همراه شود [۱۲].

مراحل کار با کوره‌های قوس الکتریکی خلاء شامل مخلوط کردن مواد اولیه و آمیزان‌های مد نظر برای دستیابی به ترکیب اسمی آلیاژ به همراه میزان اضافی عنصر آلومینیوم برای جبران تبخیر، پرس سرد مواد مخلوط شده، جوشکاری قطعات پرس شده به یکدیگر و استفاده از آنها به عنوان الکتروود مصرفی کوره و نهایتاً ذوب مواد از طریق ایجاد قوس الکتریکی بین الکتروود و بدنه مسی خنک‌شونده با آب می‌شود [۱].

همگنی ترکیب شیمیایی شمش حاصل از ذوب در VAR اغلب کافی نیست و حتی با تکرار فرایند ذوب (ذوب مجدد شمش تولید شده)، رسیدن به یکنواختی ترکیبی بالا در شمش‌های بزرگ دشوار است. علت این ناهمگنی آن است که فرایندهایی همچون ذوب عناصر اصلی و آمیزان‌ها، شکل‌گیری فازهای اصلی آلومیناید تیتانیوم، شکل‌گیری سایر فازها مثل بورایدهای ریزدانه‌کننده، آلیاژی شدن فازهای اصلی با عناصری مثل Ta، Nb، Cr و نیز انجماد نهایی فازهای مختلف تقریباً به طور همزمان و یا با فاصله‌ای اندک رخ می‌دهند. بنابراین تعجب‌آور نیست که در طی رخداد پدیده‌های متعدد، فرایند ذوب ناپایدار شده و شرایط انجماد به نحوی پیش رود که ناهمگنی در شمش اولیه به وجود آید [۱].

روش ذوب قوس پلاسما به عنوان روش بدیل برای روش VAR برای آلیاژهای تیتانیوم متداول توسعه یافته است. در این روش، ماده اصلی با استفاده از یک مشعل پلاسما ذوب شده و فلز مذاب حاصل در یک بوتله مسی خنک شونده با آب که به صورت افقی قرار گرفته است، جمع می‌شود. پس از پر شدن بوتله، مذاب سیلان کرده و در قالب دیگری که آن نیز تحت قوس پلاسما است ریخته و منجمد می‌شود [۱].

در این روش نسبت به روش VAR به دلیل امکان تعبیه کوئل‌های مغناطیسی در اطراف قالب و ایجاد تلاطم در مذاب و نیز امکان تعبیه چند قالب و تکرار چند مرحله‌ای فرایند ذوب و کمتر شدن میزان تبخیر آلومینیوم، یکنواختی بهتری در ترکیب شمش تولیدی قابل دستیابی است. اما علی‌رغم دستاوردهای ذکر شده، به دلیل دمای فوق‌گداز کمی که در روش ذوب قوس پلاسما قابل دسترسی است (به دلیل استفاده از بوتله خنک‌شونده با آب)، همچنان امکان ایجاد آخال‌های تیتانیومی، باندهای غنی از آلومینیوم و یا عدم انحلال ذرات آمیزان‌های اضافه شده وجود دارد [۱].

مطابق گزارشات موجود اگرچه استفاده از تمهیداتی همچون افزایش زمان نگهداری در حوضچه مذاب اولیه، افزایش حجم حوضچه مذاب و افزایش تعداد قالب‌ها برای تکرار فرایند ذوب، باعث بهبود همگنی شمش می‌شود، اما



نایکنواختی ترکیبی قابل توجه در شمش تولیدی به دلیل فوق‌گداز کم، همچنان محتمل است [۱].

ذوب پوسته‌ای القایی (ISM) آلیاژهای آلومیناید تیتانیم نیز در کوره‌هایی که مکانیزم حرارت‌دهی آن‌ها اعمال جریان‌های گردابی بر روی مواد شارژ است، انجام می‌شود. کویل‌ها در اطراف بوت‌های مسی مقطع‌بندی شده قرار دارند که مقاطع آن با شکاف‌های باریکی از هم مجزا شده‌اند و سیستم جریان آب برای خنک کردن بوت‌ها در گردش است [۱].

مهمترین مزیت روش ISM آن است که روشی تمیز و نسبتاً ارزان است که برای ترکیبات آلیاژی متفاوت قابلیت تطبیق مناسب دارد. ضمن آن‌که فرایند ذوب به صورت تک مرحله‌ای بوده و پس از انجام فرایند ذوب، بارریزی در قالب‌های اغلب گرافیتی انجام می‌شود. نکته مهم در این روش، تلاطم شدید در مذاب است که از طریق میدان القایی اعمالی به وجود می‌آید و یکنواختی ترکیبی مناسبی در شمش فراهم می‌کند. مهمترین اشکال روش ISM، محدودیت در فوق‌گداز است. به نحوی که میزان فوق‌گداز قابل دسترس در این روش به ندرت به بیش از ۲۰ درجه سانتیگراد می‌رسد. این موضوع منجر به محدودیت در وزن شمش‌های قابل تولید شده و ضمناً منجر به سیالیت نامطلوب فلز مذاب می‌شود [۱].

بنابراین آنچه ذکر شد، می‌توان نتیجه گرفت، امتیاز مشترک هر سه روش اصلی VAR، PAM، ISM تولید آلیاژهای آلومیناید تیتانیم بدون برهم‌کنش مذاب و بوت‌ها است. از طرفی چالش اصلی در دو روش اول، همگنی نامناسب و در هر سه روش، میزان فوق‌گداز اندک قابل دسترسی می‌باشد.

## ۲-۳-۲. مزایا و چالش‌های ذوب القایی خلا

روش ذوب القایی خلا روشی قدیمی برای تولید آلیاژهای پیشرفته محسوب می‌شود. مزایای اصلی روش VIM همگنی مطلوب شمش تولیدی، قابلیت تنظیم ترکیب آلیاژ در حین آلیاژسازی در دمای بالا، امکان ذوب مواد شارژ با ابعاد و شکل متفاوت از جمله مواد برگشتی و توزیع دمایی خوب در کل شارژ است [۱۲].

مزیت این روش بر روش‌های اصلی ذوب آلیاژهای آلومیناید تیتانیم (VAR، PAM و ISM) امکان دسترسی به فوق‌گداز بالاست. اعمال فوق‌گداز به میزان ۱۸۰ درجه سانتیگراد به مذاب آلیاژهای آلومیناید تیتانیم گزارش شده است [۱۳]. این در حالی است که این پارامتر در کوره‌های با همگنی مشابه مثل کوره‌های ISM در حدود ۲۰ درجه سانتیگراد است [۱].

لازم به ذکر است عامل اصلی مؤثر بر عدم دسترسی فوق‌گداز بالا در کوره‌های VAR، PAM و ISM، بوت‌های خنک شونده با آب است که در کوره‌های VIM با بوت‌های سرامیکی جایگزین می‌شود. بنابراین در کوره‌های VIM برای رسیدن به فوق‌گداز بالاتر در شمش‌های بزرگتر به توان الکتریکی کمتری نیاز است. برای مثال در مقایسه‌های

انجام شده میان دو کوره VIM و ISM مشخص شده است که برای تولید ۷ کیلوگرم آلیاژ آلومیناید تیتانیم توان لازم از ۳۰۰kw در کوره ISM به ۲۵-۲۰ (kw) در کوره VIM تغییر می‌یابد [۱۲].

اما چالش اصلی در کوره‌های VIM آن است که راندمان حرارتی مناسب کوره نتیجه استفاده از بوته‌های سرامیکی است که همزمان می‌توانند مذاب آلومیناید تیتانیم را آلوده نمایند.

آنالیزهای صورت گرفته نشان می‌دهد، میزان اکسیژن حل شده در شمش آلومیناید تیتانیم تولید شده با VIM به مقدار قابل توجهی بالاتر از کوره‌های ISM است. علت این امر چنان که ذکر شد آن است که مذاب تیتانیم، اکسید بوته را احیا کرده و اکسیژن به صورت محلول در مذاب وارد می‌شود. بنابر گزارشات موجود، میزان اکسیژن حل شده در کوره‌های VIM با بوته از جنس CaO بین ۸۲۰ - ۲۹۰۰ (ppm) است [۱۳]. در حالی که این پارامتر برای شمش تولید شده در ISM حداکثر ۵۰۰ - ۶۰۰ (ppm) خواهد بود [۱].

اهمیت این آلودگی در آن است که شکل‌پذیری آلیاژهای آلومیناید تیتانیم با افزایش میزان اکسیژن محلول، به شدت کاهش می‌یابد [۱]. این امر در این آلیاژها که به صورت ذاتی به دلیل تشکیل ترکیبات بین فلزی شکل‌پذیری کمی دارند، می‌تواند بحرانی تلقی شود. از این رو در برخی منابع اکسیژن محلول به میزان حداکثر ۲۰۰۰ ppm را برای دستیابی به حداقل شکل‌پذیری ذکر نموده‌اند [۱۴].

بنابراین می‌توان نتیجه گرفت گسترش کاربرد روش ذوب VIM برای تولید آلیاژهای آلومیناید تیتانیم علی‌رغم مزایای قابل توجه، به وسیله آلودگی مذاب به اکسیژن محدود می‌شود.

#### ۲-۴. تاریخچه توسعه نسلهای مختلف

نسل اول آلومینایدهای تیتانیم گاما اساساً دوجزئی بودند و با تغییر میزان آلومینیوم، خواص متفاوت بدست می‌آمد [۶]. اولین ترکیبات آلیاژی در دهه ۷۰ میلادی توسعه یافتند که شکل‌پذیری قابل قبولی به دلیل آلیاژسازی با کروم و وانادیم، ایجاد می‌کردند. اگرچه آلیاژهای این نسل به محض قرارگیری در دماهای بالای ۶۰۰ درجه سانتیگراد در نتیجه اکسیداسیون تخریب شده و شکل‌پذیری آنها با شکل‌گیری کاربیدها از دست می‌رفت [۱۵].

در نسل دوم، رفتار اکسیداسیون و شکل‌پذیری با اضافه شدن عناصر آلیاژی نظیر نایوبیم، منگنز و سیلیسیم بهبود یافت [۱۵]. از مهمترین آلیاژهای این دوره می‌توان به آلیاژهایی با نام‌های تجاری GE، Howmet، ABB-2 و ABB-23 که به ترتیب دارای ترکیب اسمی  $Ti-47Al-2W-0.5Si-0.5B$ ،  $Ti-48Al-2Cr-2Nb$ ،  $Ti-48Al-2Mn-2Nb$  بودند، اشاره کرد [۶]. ترکیبات آلیاژی در این گزارش و در اکثر قریب به اتفاق مقاله‌ها به درصد اتمی ذکر می‌شوند. اما بهترین ترکیب از مقاومت اکسیداسیون قابل قبول و رفتار مکانیکی خوب در نسل سوم این آلیاژها بدست آمد که میزان نایوبیم در آنها افزایش یافت. در این مرحله از توسعه، اضافه شدن نایوبیم به ترکیب با آلیاژسازی با مولیبدن

همراه شد تا درصد حجمی فاز بتا در آلیاژ به میزان لازم برای شکل پذیری مناسب برسد [۱]. این گروه از آلیاژها برای شکل دهی در دمای بالا بهینه‌سازی و طراحی شدند، به نحوی که علی‌رغم کوچک بودن پنجره تغییر شکل، امکان شکل دهی داغ این آلیاژها با استفاده از تجهیزات متداول و با اصلاحات کوچک فراهم شده است. اکنون بر پایه تحقیقات انجام شده، هیچ شکلی وجود ندارد که میزان نایوبیم از ۴ تا ۸ درصد اتمی مقاومت اکسیداسیون را بهبود می بخشد و ضمناً با استحکام دهی محلول جامد، یک تعادل مناسب از خواص را فراهم می نماید [۱].

یکی از مهمترین نتایج این تلاشها، آلیاژی با نام تجاری  $TNM^{TM}$  و با ترکیب  $Ti-43.5Al-4Nb-1Mo-B$  بوده است و همچنان تحقیقات در زمینه این آلیاژها در جریان است [۶ و ۱۵]. جدول ۲-۲ به طور خلاصه تاریخچه نسلهای آلومیناید تیتانیم را ارائه می کند.

جدول ۲-۲. تاریخچه توسعه نسلهای آلومیناید تیتانیم [۱۵].

|  |   |
|--|---|
| <p>Ti-48Al-1V-0.1Cr<br/>- توسعه در دهه ۷۰ میلادی:<br/>- تخریب و از دست دادن شکل پذیری در دمای بالای ۶۰۰ درجه سانتیگراد</p>   | <p>نسل اول آلیاژهای آلومیناید تیتانیم</p> |
| <p>Ti-(45-48)Al-(0-4)Nb-(1-2)X<br/>- آلیاژهای توسعه یافته در دهه ۹۰:<br/>- ترکیب اصلاح شده: Ti-(45-48)Al-(0-2)X-(0-5)Y-(0-2)Z<br/>که در آن Cr=X یا Mn یا V<br/>Nb= Y یا Ta یا W<br/>Si=Z ، B ، Fe یا N<br/>- بهبود مقاومت اکسیداسیون و شکل پذیری</p> | <p>نسل دوم آلیاژهای آلومیناید تیتانیم</p> |
| <p>Ti-(43-45)Al-(4-8)Nb<br/>- آلیاژهای توسعه یافته از سال ۲۰۰۰ به بعد بر پایه:<br/>- بهبود مقاومت اکسیداسیون و مقاومت خزشی<br/>- ریزساختار یکنواخت تر با انجماد از فاز بتا<br/>- بهبود کارپذیری داغ<br/>- آلیاژ TNM: Ti-43.5Al-4Nb-1Mo-B</p>         | <p>نسل سوم آلیاژهای آلومیناید تیتانیم</p> |

## ۲-۵. دسته بندی آلیاژهای آلومیناید تیتانیم

با بررسی نتایج تحقیقات در زمینه طراحی آلیاژهای آلومیناید تیتانیم در طی دو دهه گذشته، می توان آلیاژهای آلومیناید تیتانیم توسعه یافته را به چهار گروه اساسی شامل (۱) آلیاژهای متداول (۲) آلیاژهای با نایوبیم بالا (۳) آلیاژهای استحاله یافته به صورت توده ای و (۴) آلیاژهای منجمد شونده از فاز بتا تقسیم بندی نمود.

آلیاژهای متداول با ترکیب  $Ti-48Al-2Cr-2Nb$  که در جنرال الکتریک توسعه و تثبیت شده بود، شناخته می‌شوند. از آنجا که مهمترین ایده توسعه آلیاژهای متداول در زمان پیدایش آنها، بهبود شکل‌پذیری دمای اتاق در آلیاژ ریختگی بود، در نتیجه این آلیاژها نسبت به آلیاژهای مدرن امروزی، میزان آلومینیوم بالاتری داشتند. به عبارت دیگر، میزان آلومینیوم در بازه ۴۶ تا ۴۸ درصد اتمی را می‌توان یکی از مشخصات آلیاژهای متداول دانست. تحقیقات نشان داده است که میزان آلومینیوم ۴۸ درصد، امکان رسیدن به شکل‌پذیری ۲/۵ تا ۳/۱ درصد را در آلیاژ  $Ti-48Al-2Cr-2Nb$  فراهم می‌کند. با این وجود آلیاژهای متداول خواص قابل قبول برای جایگزینی ابرآلیاژهای پایه نیکلی نداشتند. مقاومت اکسیداسیون این آلیاژها به اندازه کافی بالا نبود تا بتواند کاربردهای بالای  $700^{\circ}C$  را توجیه کند [۱]. ایده اصلی توسعه آلیاژهای با نایوبیم بالا، استفاده از اثر مثبت نایوبیم بر بهبود استحکام و مقاومت اکسیداسیون بود. تحقیقات انجام شده نشان داد، کاهش آلومینیوم باعث افزایش میزان  $\alpha_2$  و ریز شدن ساختار و در نتیجه افزایش تنش مورد نیاز برای تغییر شکل می‌شود. ضمن آنکه مشخص شد در آلیاژهای با نایوبیم بالا حضور عنصر نایوبیم به صورت محلول در ساختار آلومیناید تیتانیم، ضریب نفوذ را کاهش داده و انرژی اکتیواسیون خزشی را افزایش می‌دهد. این امر موجب بهبود استحکام دمای بالا و مقاومت خزشی در این آلیاژها می‌گردد [۱۶-۱۷]. از مهمترین آلیاژهای توسعه یافته با نایوبیم بالا می‌توان به رده آلیاژهای TNB با ترکیب کلی  $Ti-45Al-(5-10)Nb-(0-0.5)B,C$  اشاره کرد. بر خلاف آلیاژهای متداول، آلیاژهای با نایوبیم بالا قابل رقابت با ابرآلیاژها هستند و قابلیت‌های مواد دمای بالا را ارتقا می‌دهند [۱].

ایده توسعه آلیاژهای استحاله یافته به صورت توده ای در تحقیقاتی که با استفاده از آزمون جامینی برای مطالعه شکل‌گیری فاز گامای توده ای ( $\gamma_m$ ) در بیرمنگام انگلستان انجام شد، بوجود آمد [۱]. این فاز در یک استحاله مبتنی بر جابه‌جایی اتمی بدون نفوذ بلند دامنه شکل می‌گیرد و به عبارتی فاز گامایی است که در آن نقص‌های زیادی وجود دارد. در واقع این فاز از فاز دمای بالای  $\alpha$  در شرایطی که نرخ سرد شدن نسبتاً سریع باشد، اما نه به اندازه‌ای سریع که فاز شبه پایدار  $\alpha(\alpha_2)$  بوجود آید، تشکیل می‌شود. هدف از طراحی این آلیاژها کاهش اندازه دانه‌ها از طریق عملیات حرارتی و مهمترین چالش آنها فرایند تولید دشوارشان است [۱۸-۱۹].

اشاره به ویژگی‌های منحصربه‌فرد آلیاژهای منجمد شونده از فاز بتا، برای نخستین بار در سال ۱۹۹۷ انجام شد [۱] و تلاش‌ها از سال ۲۰۰۰ به بعد، برای یافتن راهکاری به منظور بهبود شکل‌پذیری داغ منجر به توسعه آلیاژهای منجمد شونده از بتا گردید [۲۰]. این آلیاژها حاوی میزان کافی از عناصر آلیاژی پایدارکننده فاز بتا هستند به نحوی که فاز بتا اولین فازی باشد که در حین انجماد رسوب کند و همچنین تنها فازی باشد که بلافاصله پس از پایان کامل انجماد ایجاد می‌شود. این شرایط متفاوت از آلیاژهای نسل‌های قبلی است که در آنها در حین انجماد، فاز دمای بالای  $\alpha$  نیز