

به نام خدا



مرکز دانلود رایگان
مهندسی متالورژی و مواد

www.Iran-mavad.com



بِسْمِ اللَّهِ الرَّحْمَنِ الرَّحِيمِ

تقدیم بہ روح بزرگ مادرہ (بابہ طباطبائی

علی مائریان

تقدیم بہ روان پاک آسمانی خواہرہ ، فاطمہ ہمتی

محمد مسین ہمتی



انتشارات دانشگاه فردوسی مشهد، شماره‌ی ۳۸۱

ترکیب‌های بین فلزی

گرهارد ساوتف

ترجمه‌ی

علی حائریان اردکانی

محمد حسین همتی

Sauthoff, Gerhard

گرهارد ساوتف

ترکیب‌های بین فلزی / گرهارد ساوتف؛ ترجمه‌ی علی حائریان اردکانی، محمد حسین همتی. - مشهد: دانشگاه فردوسی مشهد، ۱۳۸۲.

۲۶۴ ص. : مصور، نمودار. - (دانشگاه فردوسی مشهد؛ ۳۸۱)

ISBN 964-386-017-5 : ریال ۱۲۵۰۰

فهرست‌نویسی براساس اطلاعات فیبا.

Intermetallics.

عنوان اصلی

کتابنامه : ص. [۲۱۱ - ۲۴۸] ؛ همچنین به صورت زیرنویس.

۱. آلیاژها. ۲. ترکیب‌های بین فلزی .

الف . حائریان اردکانی، علی، ۱۳۲۵ -، مترجم. ب - همتی، محمد حسین، ۱۳۵۷ -، مترجم. ج. دانشگاه فردوسی مشهد. د. عنوان.

۶۶۹/۹۴

ت ۴ س ۲ / TA۴۸۳

۱۳۸۲

۱۴۵۵۷ - ۸۲ م

کتابخانه ملی ایران



گرهارد ساوتف

مواد بین فلزی

ترجمه‌ی

دکتر علی حائریان اردکانی - محمد حسین همتی

وزیری، ۲۷۶ صفحه، ۱۰۰۰ نسخه، چاپ اول، تابستان ۱۳۸۲

چاپ : مؤسسه‌ی چاپ و انتشارات دانشگاه فردوسی مشهد

بها: ۱۲۵۰۰ ریال

(ISBN 964-386-017-5)

شابک ۹۶۴-۳۸۶-۰۱۷-۵

فهرست مطالب

مقدمه‌ی مترجم	نه
مقدمه‌ی مؤلف	یازده
فصل ۱ - مقدمه	۱
۱-۱- تعریف ترکیب‌های بین فلزی و نکات عمده‌ی این کتاب	۱
۲-۱- ملاحظات تاریخی	۳
فصل ۲ - ملاحظات عمومی	۹
۱-۲- پیوند، ساختار بلوری و پایداری فاز	۹
۲-۲- استحکام پیوند و ویژگی‌های اساسی	۱۴
۳-۲- معیارهای انتخاب فاز	۱۸
فصل ۳ - آلومینایدهای تیتانیم و فازهای مربوطه	۲۳
۱-۳- Ti_3Al	۲۳
۲-۳- $TiAl$	۳۶
۳-۳- Al_3Ti و دیگر فازهای D_{022}	۵۰
۴-۳- تری آلومینایدهای با ساختار $L1_3$	۵۹
فصل ۴ - آلومینایدهای نیکل و فازهای مربوطه	۶۵
۱-۴- Ni_3Al	۶۵
۲-۴- سایر فازهای $L1_3$	۷۸
۳-۴- $NiAl$	۸۴
۴-۴- سایر فازهای $B2$	۱۲۶
۵-۴- فازهای نوع هیوسلر	۱۳۵
۶-۴- فازهای مولیبدن - نیکل	۱۳۶
فصل ۵ - آلومینایدهای آهن و فازهای مربوطه	۱۳۹
۱-۵- Fe_3Al	۱۳۹

۱۴۳	۲-۵- Fe_pAlC_x و فازهای مرتبط
۱۴۴	۳-۵- $FeAl$
۱۴۹	فصل ۶ - فازهای با پایه‌ی مس
۱۵۰	۱-۶- $CuZn$
۱۵۱	۲-۶- آلیاژهای حافظه‌ی شکل $Cu-Zn-Al$
۱۵۳	۳-۶- آلیاژهای $Cu-Zn-Al$ حافظه دار
۱۵۴	۴-۶- فازهای $Cu-Au$
۱۵۶	۵-۶- ملقمه‌های مسی
۱۵۹	فصل ۷ - فازهای Al_5
۱۵۹	۱-۷- خواص عمده
۱۶۰	۲-۷- V_pSi
۱۶۳	۳-۷- V_pGa
۱۶۳	۴-۷- Nb_pSn
۱۶۵	۵-۷- Nb_pAl
۱۶۸	۶-۷- Nb_pSi
۱۶۸	۷-۷- Cr_pSi
۱۷۱	فصل ۸ - فازهای لایه
۱۷۱	۱-۸- خواص عمده
۱۷۴	۲-۸- کاربردها
۱۸۱	فصل ۹ - بریلایدها
۱۸۵	فصل ۱۰ - ترکیب‌های خاکمی نادر
۱۸۵	۱-۱۰- مواد مغناطیس
۱۸۷	۲-۱۰- مواد نگه‌دارنده‌ی هیدروژن
۱۸۹	فصل ۱۱ - سیلیسایدها
۱۹۱	۱-۱۱- فازهای M_pSi
۱۹۲	۲-۱۱- فازهای M_pSi
۱۹۴	۳-۱۱- فازهای M_3Si_p

۱۹۷MSi-۴-۱۱ فازهای
۱۹۷۱۱-۵- دی سیلیسایدها
۲۰۵ فصل ۱۲ - چشم اندازها
۲۰۹ قدردانی
۲۱۱ منابع
۲۴۹ واژه‌یاب

بِسْمِ اللّٰهِ الرَّحْمٰنِ الرَّحِیْمِ

مقدمه‌ی مترجمان

منت خدای را عز و جل که طاعتش موجب قربت است و به شکر اندرش مزید نعمت. هر نفسی که فرو می‌رود ممد حیات است و چون بر می‌آید مفرح ذات. پس در هر نفس دو نعمت موجود است و بر هر نعمتی شکری واجب.

کتابی که پیش روی شماست ترجمه‌ی کتاب بسیار پر بار Intermetallics تألیف گرهارد ساوتف است که بی شک می‌توان آن را جامع‌ترین و عمیق‌ترین کتاب در این زمینه دانست. آقای دکتر ساوتف مدیر گروه تحقیقاتی ترکیب‌ها و مواد بین فلزی در مؤسسه‌ی ماکس پلانک و استاد دانشگاه فنی آخن آلمان است. آقای ساوتف دکترای خود را در سال ۱۹۶۹ از دانشگاه کوتینگن در زمینه‌ی سینتیک فازهای بین فلزی Ni₃Si در سیستم آلیاژی Si-Ni اخذ کرده و سپس تحقیقاتش را در سیستم‌های غیر فلزی در همان دانشگاه ادامه داده است. طی ده‌هی گذشته بیشتر فعالیت‌های آقای ساوتف در مؤسسه‌ی ماکس پلانک در زمینه‌های بنیادی و عملی ترکیب‌های بین فلزی بوده است.

مترجمان این کتاب را از آن جهت برای برگردان به فارسی برگزیدند که جای آن در مجموعه‌ی کتاب‌های مواد و متالورژی خالی بود. کتاب شامل ۱۱ فصل است که بیشتر انواع ترکیب‌های بین فلزی را در بر می‌گیرد. برای نگارش کتاب، مؤلف به بیش از ۱۸۰۰ مقاله و کتاب مراجعه کرده است که بخش قابل توجهی از آن مرتبط به کارهای خود مؤلف در مؤسسه‌ی تحقیقات ماکس پلانک آلمان است. امیدواریم این کتاب به جامعه‌ی علمی ایران گامی باشد در راه خودکفایی و ادای دینی به میهن عزیزمان. در پایان از انتشارات دانشگاه فردوسی مشهد به خاطر موافقت با چاپ کتاب، مؤسسه‌ی چاپ و انتشارات آن دانشگاه از جهت چاپ و آقای محمد ابراهیم زواری بابت تایپ و صفحه‌آرایی کتاب سپاسگزاری می‌کنیم.

حائریان - همتی

haerian@ferdowsi.um.ac.ir

تابستان ۱۳۸۲

www.iran-mavad.com

مرجع تخصصی مهندسی مواد

پیش‌گفتار

ترکیب‌های بین فلزی (بین فلزات) گروه جالب و جدیدی از مواد هستند. این مواد به خاطر خواص ویژه فیزیکی و مکانیکی شان موقعیتی بینابین مواد فلزی و غیر فلزی دارند. این گستره‌ی خواص علاقه‌ی پژوهشگران و کاربران مواد در سراسر دنیا را برانگیخته است و موجب به بازار آمدن تعدادی مواد جدید و سیلی از کنفرانس‌ها و مقالات تازه شده است.

تک نگار فعلی در ابتدا به عنوان جلد ۸ از مجموعه‌ی :

Material Science and Technology : Acomprehensive Treatment

تألیف : Edward J. Krammer و Peter Haasen ، Robert W. Cahn (ویراستار جلد ۸

Dr. Karl Heinz Matucha) تهیه شده است. هدف کتاب ارائه‌ی چشم‌اندازی کلی از ترکیب‌های بین فلزی است که هم تفصیلی و هم جامع است و حاوی اطلاعات بنیادی و کاربردی می‌باشد. حاصل کار مروری مفصل و انتقادی از کل حوزه‌ی بین فلزات با تأکید بر آن دسته از فازهای بین فلزی است که تا به حال به عنوان مواد سازه‌ای و عملکردی به کار می‌رفته‌اند یا موادی که به تازگی به بازار راه یافته‌اند. در ادامه‌ی مبحث آشنایی تاریخی و رابطه‌ی بین پیوند اتمی، ساختار بلورین، پایداری فازها و خواص، دسته‌بندی‌های اساسی بین فلزات ارائه شده است. آلومینیدهای تیتانیم، نیکل و آهن، فازهای مسی، فازهای A15 و لاوه، بریلیدها، فازهای خاکی نادر و سیلیسایدها بررسی شده‌اند. در این ارتباط به ویژه ساختار بلورین، نمودارهای فاز و خواص فیزیکی و مکانیکی و همچنین رفتار خوردگی شان مورد توجه قرار گرفته‌اند. وضعیت دانش روز و چشم‌اندازهای آینده وسایل مربوط به کاربردهای امروزی و آینده بررسی شده‌اند. ناشر تصمیم گرفته است که این کتاب را به صورت تک نگار منتشر کند تا خواننده‌های بیشتری از آن بهره‌گیرند.

پژوهش‌های مؤلف در زمینه‌ی ترکیب‌های بین فلزی با پشتیبانی :

Deutsche Forschungsgemeinschaft (DFG) and the Bundesminister für
Forschung und Technologie (BMFT)

در طول یک دهه انجام شده که موجب سپاسگزاری فراوان است. مؤلف مدیون همکاران خود در مؤسسه‌ی ماکس پلانک است که در مورد نتایج تحقیقاتشان بحث‌های سودمندی انجام داده‌اند. تصاویر میکروسپ الکترونی فازهای مختلف بین فلزی را خانم Erica Bartsh و آزمایش‌های مکانیکی متعدد روی مواد ترد را آقای Gerhard Bialkowski انجام داده‌اند که از آنها نیز سپاسگزاری می‌کنم.

احتمالاً دلیل تردی بلورهای فلزی با ترکیب‌های منحصر به فرد، (ترکیب‌های فلزی) این است که این مواد، توانایی لازم برای تشکیل سطوح لغزش را ندارند، یا آن که علاوه بر آن امکان تشکیل ترک نیز در آن‌ها وجود دارد.

Tammann و Dahl (۱۹۲۳)

فصل ۱

مقدمه

۱-۱- تعریف ترکیب‌های بین فلزی و نکات عمده‌ی این کتاب

ترکیب‌های بین فلزی عنوانی مختصر و کوتاه برای ترکیب‌ها و فازهای بین فلزی است. این مواد همان‌گونه که در بخش‌های بعدی روشن خواهد شد، از ترکیب فلزات مختلف به دست می‌آیند و طبقه‌ی متنوع و بسیار بزرگی از مواد را تشکیل می‌دهند.

طبق یک تعریف ساده^(۱) ترکیب‌های بین فلزی، ترکیب‌هایی از فلزات هستند که ساختارهای بلوری آن‌ها با فلزات تشکیل‌دهنده‌شان متفاوت است که نتیجتاً فازهای بین فلزی و آلیاژهای منظم را شامل می‌شوند. طی ده سال اخیر ترکیب‌های بین فلزی به دلیل کاربردهایشان در دمای بالا، در علم و تکنولوژی مواد مورد توجه بسیار بوده و هنوز هم به طور فزاینده‌ای مورد توجه هستند و انتظار می‌رود گروه جدیدی از مواد سازه‌ای بر اساس ترکیب‌های بین فلزی به وجود آید. ظهور مواد گوناگون در نقاط مختلف دنیا، خصوصاً آمریکا، ژاپن و آلمان در حال پیشرفت است. این فعالیت‌ها موضوع اصلی این کتاب را تشکیل می‌دهند. البته باید توجه شود که علاوه بر ترکیب‌های بین فلزی با ویژگی‌های برجسته در دمای بالا، ترکیب‌های بین فلزی دیگری با خواص فیزیکی عالی وجود دارند که مدت‌ها پیش موجب ظهور مواد کاری نوین شده‌اند که آن‌ها نیز در این کتاب مطرح خواهند شد. فعالیت‌های متنوع و زیاد بر

روی ترکیب‌های بین‌فلزی همراه با علاقه‌ی فراوان موجب برپایی کنفرانس‌ها، همایش‌ها و کارهای عملی زیاد به منظور تحقیق و توسعه‌ی مواد بین‌فلزی در سال‌های گذشته بوده است. نتایج این فعالیت‌ها در مجموعه مقالات، همایش‌ها و هم‌چنین در مجله‌های علمی و گزارش‌های تحقیقی منتشر شده است و مقالات مطالعاتی فراوانی در زمینه‌ی جنبه‌های گوناگون ترکیب‌های بین‌فلزی در این کتاب‌ها و مجله‌های علمی وجود دارد. به علاوه جنبه‌های خاص ترکیب‌های بین‌فلزی در جلدهای مختلف مجموعه‌های فناوری و علم مواد (MST) نوشته شده توسط دلایی^(۱) مطرح می‌شوند؛ فصل‌های نوشته شده توسط پتیفر^(۲) و فرو^(۳) و ساکن^(۴) در جلد ۱، فصل‌های ایندن^(۵) و پیسچ^(۶) در جلد ۵ و فصل‌های ۶ یا ماکوشی^(۷) و موخرجی^(۸) در جلد ۶.

هدف کتاب حاضر ارائه‌ی توصیف مختصری از ترکیب‌های فلزی گوناگونی است که همگی اکنون برای بهبود مواد موجود انتخاب شده‌اند یا که به عنوان نوید بخش ظهور مواد جدید مورد توجه بوده و هستند. در این کتاب ویژگی‌های خاص آن‌ها ارائه می‌گردد و سازوکارهای فیزیکی که رفتار مشاهده شده را کنترل می‌کنند و مسایل مربوطه مطرح و حالت موجود و جنبه‌های پیشرفت مواد مربوط به آن‌ها ارزیابی می‌شود. البته این کتاب به دلیل شمار زیاد فعالیت‌ها که هنوز هم به طور فزاینده‌ای ادامه دارد و به خاطر پیشرفت‌های فراوانی که هنوز در کتاب‌های عمومی ظاهر نشده‌اند، نمی‌تواند شامل تمام جزئیات باشد.

پس از یک بخش مقدماتی به همراه توضیح مختصری از تاریخچه‌ی ترکیب‌های بین‌فلزی، اصول ترکیب‌های بین‌فلزی از طریق ارجاع به مأخذهای مربوط در جلدهای MST مطرح می‌شوند. در این میان، به طور خاص پایداری فازها، هم‌چنین رابطه‌ی بین پیوند اتمی و ویژگی‌های اساسی و معیارهای گروه‌بندی فازهای مختلف مطرح خواهند شد. سپس ترکیب‌های بین‌فلزی مختلف و ظهور مواد مربوط به آن‌ها تشریح و سرانجام چشم‌اندازها و هم‌چنین نیاز برای توسعه و تحقیق ارزیابی می‌گردد.

1- Delaey

2- Pettifor

3- Ferro

4- Saccone

5- Inden

6- Pitsch

7- Umakoshi

8- Mukherjee

۱-۲- ملاحظات تاریخی

تاریخچه‌ی ترکیب‌های بین فلزی بارها توسط وست بروک (یکی از پژوهشگران محوری در تحقیق و توسعه‌ی ترکیب‌های بین فلزی در نیمه‌ی دوم قرن بیستم) به طور تقریباً مفصل تشریح شده است^(۱)، از این رو در این جا تنها برخی نکته‌های مهم مورد توجه قرار می‌گیرند.

(همان‌گونه که در جدول ۱-۱ آمده است) ترکیب‌های بین فلزی از آغاز تاریخ متالورژی استفاده می‌شده‌اند (برای فهرست اسامی پژوهش‌گران فصل نوشته شده توسط فرو و ساکن در جلد ۱ MST را ملاحظه کنید). این قبیل ترکیب‌های بین فلزی پیامد سیستم‌های آلیاژی مورد استفاده با دمای ذوب پایین بوده‌اند. استفاده از آن‌ها بر سختی و مقاومت سایشی عالی ترکیب‌های بین فلزی به همراه خواص فلزشان متکی بود^(۲). به دلیل رفتار فلزی ترکیب‌های بین فلزی، آن‌ها را صیقل می‌داده‌اند و بنابراین جنبه‌ی تزئینی‌شان نیز برای بسیاری از کاربردها اهمیت داشت. پوشش‌های برنزی در مصر قدیم و آینه‌هایی که نه تنها چینیان باستان، بلکه توسط رومیان و اتروسکایی‌ها استفاده می‌شدند،^(۳) مثال‌هایی در این مورد هستند. در این زمینه باید توجه کرد که برخی از بین فلزات جلوه‌های رنگی زیبایی از خود نشان می‌دهند، مانند Cu_3Sb بنفش (تندیس فلزی ونوس) که قبلاً هم کشف شده بود^(۴).

در طول قرن نوزدهم با پیشرفت متالورژی فیزیکی، ترکیب‌های بین فلزی موضوع تحقیقات علمی قرار گرفتند و اولین گواه این امر تشکیل ترکیب بین فلزی بود که توسط کارستن^(۵) (۱۸۳۹) در آلمان^(۶) گزارش شد. کار گسترده و فراگیر بر روی بین فلزات توسط تامان^(۷) در گتینگن^(۸) آلمان و کورناکف^(۹) در سن پترزبورگ^(۱۰) روسیه در آغاز قرن بیستم شروع شد که از آن‌ها تعداد زیادی مقالات راهنما به دست آمده است^(۱۱). کار اولیه بر روی بین فلزات در دهه‌ی اول قرن بیستم مطالعات

1 - Westbrook , 1967, 1970, 1977, 1993

2 - Westbrook , 1977

3 - Westbrook, 1977

4 - Westbrook, 1977

5- Karsten

6 - Westbrook, 1967, 1970

7- Tammann

8- Göttingen

9- Kurnakov

10- St. Petersburg

11 - Kurnakov, 1900, 1914; Tammann, 1903, 1906; Kurnakov and Zhemchuzhny, 1908; Tammann and Dahl, 1923

جدول ۱ - برخی از کاربردهای گذشته و حال ترکیب‌های بین فلزی (Sauthoff, 1989)
کاربرد فاز

مرجع	تاریخ شروع استفاده (تقریبی)	ماده یا فایز	سمانه کردن	ماده یا فایز	تاریخ شروع استفاده (تقریبی)
Westbrook (1977)	۲۵۰۰ قبل از میلاد	Cu _۳ As	سمانه کردن	فاز	۲۵۰۰ قبل از میلاد
Gmelin-Institut (1955)	۱۰۰ قبل از میلاد	CuZn	برنج زرد	پوشش ابزارهای برنزی و... (مصر، اکتامولی، بریتانیا)	۱۰۰ قبل از میلاد
Westbrook (1977)	۰	Cu _{۳۱} Sn _۸	برنزهای پرقلع	سکه، قطعات تزئینی (رم)	۰
Westbrook (1977)	۶۰۰	Ag, Hg _p +Sn, Hg	ملقمه	آینه (چین)	۶۰۰
Westbrook (1977), Waterstrat (1990)	۱۵۰۰	Cu _p Hg _p	ملقمه	پرکنده‌ی دندان‌ی (چین)	۱۵۰۰
Pauffler (1976), Westbrook (1977), Waterstrat (1990)	۱۵۰۵	Sn, Hg	ملقمه	پرکنده‌ی دندان‌ی (آلمان)	۱۵۰۵
Westbrook (1977)	۱۵۴۰	SbSn	آلیاژ چاپ	سطح آینه (روبر)	۱۵۴۰
Westbrook (1977)	۱۹۱۰	(Cu, Mn) _p Al	اکتوال	چاپ	۱۹۱۰
Heusler (1989)	۱۹۲۱	Ni _p Fe	پرملوی	کاردمیوه (آلمان)	۱۹۲۱
Bozorth (1951)	۱۹۲۶	FeCo(±2 V)	پرمندور	آلیاژ مغناطیسی با نفوذ پذیری بالا	۱۹۲۶
Bozorth (1951), Chen (1961)	۱۹۳۱	NiAl-Fe-Co	آلنیکو	آلیاژ مغناطیسی نرم	۱۹۳۱
De Vos (1969)	۱۹۳۵	Fe _p (Si, Al)	سینداست	مغناطیس دائم	۱۹۳۵
Yamamoto (1980)	۱۹۳۸	CuZn-Al	Cu-Zn-Al	ماده‌ی هد مغناطیس	۱۹۳۵
Hodgson (1990)	۱۹۳۸	(Cu, Ni) _p Al	Cu-Al-Ni	آلیاژهای حافظه‌ی شکل	۱۹۳۸
Nicholls & Stephenson (1991)	۱۹۵۰	NiAl, CoAl	پوشش آلومیناید جمعی‌ای	پوشش سطحی برای حفاظت از محیط	۱۹۵۰
Fitzer & Rubisch (1958)	۱۹۵۶	MoSi _p	اکتاتال، مورزلیت	المنت‌های حرارتی برقی	۱۹۵۶
Westbrook (1977), Geballe and Hulm (1986)	۱۹۶۱	Nb _p Sn	ترکیب‌ها A15	آبرساناها	۱۹۶۱
Delacy et al., (1974), Hodgson (1990)	۱۹۶۲	NiTi	تی تیورل	آلیاژ حافظه‌ی شکل	۱۹۶۲
Stadelmaier et al. (1991), Westbrook (1977), Buschow (1986)	۱۹۶۷	Co _۵ Sm	مغناطیس‌های کجالت - سماریم	مغناطیس‌های دائم	۱۹۶۷

پیرامون پایداری فاز، تعادل‌های فاز و واکنش‌های فاز به منظور ترسیم نمودارهای فاز، به همراه تحقیقات پیرامون ویژگی‌های گوناگون مانند خواص شیمیایی، الکتروشیمیایی، ویژگی‌های فیزیکی شامل مغناطیسی بودن و اَبَررسانایی و خصوصیات مکانیکی را در بر می‌گرفت^(۱). در رابطه با رفتار مکانیکی مشخص شد که سختی بسیار خوب بین فلزات با تردی نامتعارف همراه می‌شود و دلایل آن هم مورد بررسی قرار گرفتند^(۲).

ترکیب‌های بین فلزی در قرن بیستم برای نخستین بار و به طور مقدماتی به عنوان موادکاری استفاده شدند (مثال‌های جدول ۱). در حقیقت اولین استفاده‌های صنعتی بر رفتار مغناطیسی ویژه فازهای معین متکی بود و پیشرفت مواد مربوطه به طور مثال منجر به ساخت *سنداست*^(۳) شد که ویژگی‌های مغناطیسی و مقاومت سایشی بسیار خوبی از خود نشان می‌دهد و به طور گسترده برای هدهای مغناطیسی در ضبط صوت‌ها استفاده می‌شود^(۴).

با ظهور مواد اَبَررسانای جدید در نیمه‌ی دوم قرن بیستم کاربرد مهم دیگری بر اساس ترکیب‌های A15 که برای اَبَررسانا کنندگی مغناطیس‌ها استفاده می‌شوند، حاصل شد^(۵). گروه سوم مواد کاری، آلیاژهای با حافظه‌ی شکل با استفاده از استحاله‌ی فاز مارتنزیت را ممکن ساخت که مجدداً کاربردهای متنوعی در سه دهه‌ی اخیر پیدا کرده است.

گروه مهمی از مواد کاربردی به وسیله‌ی ترکیب‌های III-V، مانند InSb و InAs و GaAs شکل می‌گیرند که کاربردهایی در الکترونیک و تولید نیروی برق حرارتی پیدا کرده‌اند^(۶). اجزای تشکیل دهنده‌ی این فازها نمایان‌گر گذر از فلزات به شبه فلزات و غیر فلزات بوده و ترکیب‌های حاصله نیمه رسانا هستند. از این رو، این ترکیب‌های نیمه هادی بین فلزی خارج از حوزه‌ی ترکیب‌های بین فلزی متعارف که رفتار فلزی از خود نشان می‌دهند، هستند.

در گذشته ترکیب‌های بین فلزی به دلیل تردیشان کاربرد چندانی به عنوان مواد سازه‌ای پیدا نکردند، تنها استثناء قابل توجه، استفاده‌ی پیوسته از ملقمه به عنوان پرکننده‌ی دندان است^(۷). از سوی

1 - Tammann, 1923

2 - Tammann and Dahl, 1923

3 - Sendust

4 - Yamamoto, 1980; Brock, 1986

5 - B.W. Roberts, 1967; Westbrook, 1977; Dew-Hughes, 1986

6 - C.S. Roberts, 1967; Cadoff, 1967

7 - Westbrook, 1974, 1977

دیگر، مواد بین فلزی مختلف به طور موفقیت آمیزی به صورت فاز ثانویه‌ی استحکام بخش در آلیاژهای مرسوم برای استفاده در سازه‌ها استفاده شدند^(۱). بنابراین واضح است که بین فلزات به دلیل سختی و پایداری بالایشان نویدبخش کاربردهایی به عنوان مواد سازه‌ای در دمای بالا هستند و در حقیقت فعالیت‌های متنوعی در آغاز دهه‌ی پنجاه به منظور آشکار کردن نیروی بالقوه‌ی بین فلزات برای کاربردهای سازه‌ای آغاز شد^(۲). فازهای منتخب متنوع و امیدوارکننده‌ای شناخته شدند. اما مشکلات مرتفع نشده‌ی مربوط به تردی آنها، مانع گسترش بیش تر مواد مربوطه شده و بنابراین فعالیت‌های مختلف در دهه‌ی ۶۰ به تدریج کم رنگ گردید^(۳).

یکی از تبعات این فعالیت‌ها، ظهور المنت‌های حرارتی برقی بر اساس ترکیب $MoSi_2$ بود (جدول ۱) و پیدایش آنها بر رفتار شیمیایی سودمند این فاز یعنی مقاومت به اکسایش زیاد در دماهای خیلی بالاتر داشت^(۴). در این زمینه باید به پوشش دهنده‌های سطحی اشاره کرد که در جریان گسترش آبرآلیاژها برای محافظت مواد پوشش دار در برابر خوردگی در دمای بالا ظهور کرده‌اند و اساساً بر ترکیب‌های بین فلزی از قبیل $CoAl$ و $NiAl$ متکی هستند^(۵).

باید توجه کرد که دی سیلیساید مولیبدن مذکور در جدول ۱ حالت مرزی در بین فلزات است زیرا سیلیسیم فلز نیست بلکه یک نیمه هادی محسوب می‌شود. معلوم شده است که ترکیب سیلیسیم با فلزات، ترکیب‌هایی با خواص فلزی مانند $MoSi_2$ ، هم چنین ترکیب‌هایی با خواص نیمه رسانایی ایجاد می‌کند^(۶). به عبارت دیگر، سیلیساید‌ها شاخص گذر از ترکیب‌های بین فلزی به ترکیب‌های فلزی و غیر فلزی هستند. با این وجود سیلیساید‌ها معمولاً به دلیل شباهت‌های فراوان با فلزات در حیطه‌ی بین فلزات قرار می‌گیرند^(۷).

اولین پیشرفت‌های موفق و چشم‌گیر مواد سازه‌ای بر آلومیناید‌های تیتانیوم $TiAl$ ، Ti_3Al پایه گذاری گردید و در ابتدای دهه‌ی ۷۰ با مطالعات مقدماتی بر روی تغییر شکل شان آغاز شد^(۸). در

1 - Westbrook, 1970

2 - Westbrook, 1960 a, b

3 - Westbrook. 1965, 1970, 1977; Ryba, 1967; Liu and Stiegler, 1984; Cahn, 1989; Liu et al., 1990

4 - Fitzer and Rubisch, 1958; Schrewelius and Magnusson, 1966

5 - Nicholls and Stephenson, 1991

6 - Nowotny, 1963

7 - Wehrmann, 1967

8 - Shechtman et al., 1974; Fleischer et al., 1989 a; Schneibel et al., 1986

حالی که توانایی بالقوه‌ی این فازها جهت استفاده در دمای بالا قبلاً در دهه‌ی ۵۰ مشخص شده بود^(۱). این پیشرفت‌ها، همراه با فعالیت‌های فراوان دیگر هم‌چنان ادامه دارد.

دیگر پیشرفت موفق آمیز و قابل توجه مشابه در مورد مواد سازه‌ای بر مبنای آلومیناید نیکل Ni_3Al پایه گذاری شد که فاز ثانویه‌ی استحکام‌بخش در آبرآلیاژها است و فاز مورد توجه در دهه‌ی ۵۰ نیز بوده است^(۲). این پیشرفت جرقه‌ی بزرگ لازم برای کشف اثر **نرم‌کنندگی** افزودن مقدار کمی بُرن بود^(۳) زیرا کشف این اثر شروع برنامه‌های تحقیقی زیادی بر مبنای ترکیب‌های بین فلزی را موجب شد و علاقه‌ی عمومی فزاینده‌ای را در مورد ترکیب‌های بین فلزی برانگیخت.

گروه‌های تحقیقاتی بیش‌تر و بیش‌تری کاربر روی بین فلزات را آغاز کردند و در اکثر موارد در دهه‌ی اخیر Ni_3Al به عنوان موضوع تحقیق انتخاب شد. پیشرفت مرتبط دیگر که پیشتر در ابتدای دهه‌ی ۷۰ آغاز گردید بر اساس فاز چهارتایی $(Fe, Co, Ni)_3V$ با ساختار بلوری Ni_3Al قرار گرفت^(۴). این پیشرفت‌های موفقیت آمیز، آغاز کار بر روی دیگر فازهای غیر رایج را که اخیراً در دماهای کاربردی بالا و / یا چگالی‌های پایین مورد توجه گرفته‌اند، موجب شده است^(۵). طیف وسیعی از فعالیت‌های کنونی حاصل پیشرفت‌های مختلف در سال‌های قبل می‌باشد که موضوع بخش‌های بعدی این کتاب است.

@material_world

- 1 - McAndrew and Kessler, 1956
- 2 - Liu and Stiegler, 1984
- 3 - Aoki and Izumi, 1979; Liu and Koch, 1983
- 4 - Liu and Inouye, 1979
- 5- Sauthoff, 1989

فصل ۲

ملاحظات عمومی

۲-۱- پیوند، ساختار بلوری و پایداری فاز

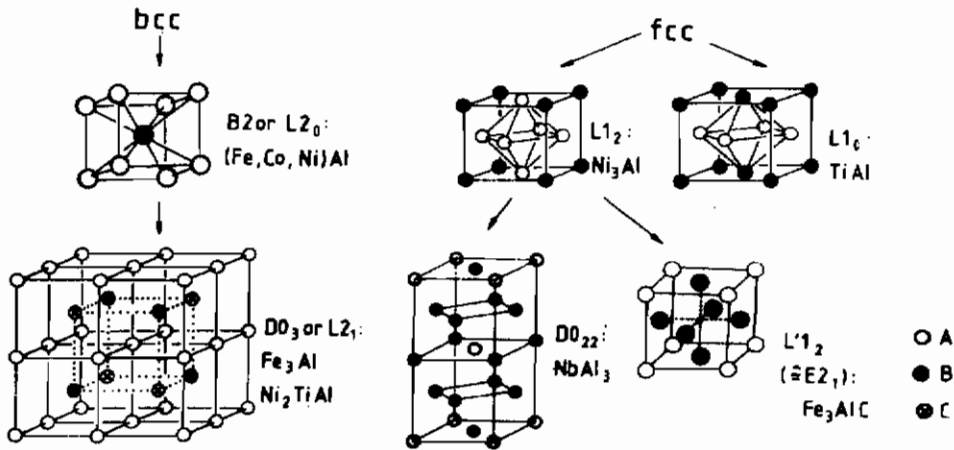
ترکیب‌های بین فلزی به این دلیل تشکیل می‌شوند که استحکام پیوند بین اتم‌های نامتشابه مربوطه بیش‌تر از استحکام پیوند بین اتم‌های مشابه است. به این ترتیب، بین فلزات ساختارهای بلوری ویژه‌ای را با پراکندگی‌های اتمی منظم می‌سازند که در آن‌ها هر اتم ترجیحاً با اتم‌های نامتشابه احاطه شده‌است. مثال‌های ساده چنین ساختارهایی در شکل ۱ دیده می‌شود. ساختارهای بلوری بین فلزات مفصلاً توسط فرو و ساکن در جلد یک MST مورد بحث قرار گرفته است.

ساختار بلوری یک ترکیب بین فلزی از طریق استحکام و مشخصه‌ی پیوند در بلور که به ترکیب خاص الکترونی‌اش بستگی دارد، تعیین می‌گردد. البته، رابطه‌ی بین نوع ساختار و ویژگی‌های اتمی اتم‌های تشکیل‌دهنده رابطه‌ی ساده‌ای نیست و از این‌رو از معیارهای گوناگونی برای ایجاد تناسب بین نوع ساختار و نوع فاز، یا به عبارت دیگر پیش‌بینی ساختار بلوری یک فاز یا گروه مشخص فازی، استفاده می‌شود. هم‌چنین نمی‌توان انتظار داشت همه‌ی بین فلزات پیوند فلزی مشابه با فلزهای تشکیل‌دهنده‌شان داشته باشند. این مسأله به صورت مفصل و مکرر مطرح گردیده است و ترکیب‌های بین فلزی به طور قراردادی طبق معیارهای مختلف دسته‌بندی شده‌اند^(۱).

باید توجه داشت که این دسته‌بندی‌ها قدری مبهم هستند، زیرا نویسندگان مختلف بر جنبه‌های متفاوت بین فلزات خاص تأکید کرده‌اند. در ادامه برای روش شدن مطلب بررسی مختصری از سه گروه مهم و نسبتاً متفاوت ترکیب‌های بین فلزی ارائه می‌گردد.

1- Nevitt, 1963; Schulze, 1967; Schubert, 1967; Laves, 1967; Girgis, 1983; Hafner, 1987; Pettifor, 1988;

و فصل‌های نگاهشده شده توسط Pettifor Ferro Saccone در جلد کتاب MST



شکل ۱- برخی از ساختارهای بلوری بین فلزی همراه با مثال‌هایی که به ترتیب از ساختارهای bcc, fcc مشتق می‌شوند.

(Sauthoff, 1989)

فازهای زینتل از ترکیب فلزات سمت چپ و راست جدول تناوبی عناصر تشکیل می‌شوند و با ارییتال‌های الکترونی کاملاً پر (معمولاً با لایه‌ی هشت الکترونی پر) مشخص می‌گردند^(۱). بنابراین چنین فازهایی احتمالاً به عنوان ترکیب‌های ظرفیتی که از قوانین آشنای ظرفیت شیمیایی تبعیت می‌کنند، در نظر گرفته می‌شوند^(۲). فازهای زینتل ساختار بلوری دارند که برای نمک‌های معمولی مانند NaCl با ساختار مکعبی (در این جا، و بعد از این برای نشان دادن ساختار از تعاریف استروکتوریخت^(۳) استفاده می‌شود) یا Mg₃Si با ساختار C1 مکعبی^(۴) مشخص می‌شوند و بنابراین انتظار می‌رود که پیوند یونی داشته باشند. البته معلوم شده است که انواع پیوندها (یونی، فلزی، اشتراکی) و ترکیب‌های آن‌ها به توزیع الکترونی خاصی بستگی دارند. به عبارت دیگر فازهای زینتل هم می‌توانند به عنوان ترکیب‌های الکترونی مورد توجه قرار گیرند زیرا انرژی پیوند ساختار الکترونی بخش بزرگی از انرژی کل است و انواع ساختار بلوری به چگالی ویژه‌ی الکترون‌های ظرفیت‌شان (عدد متوسط الکترون‌های ظرفیت در اتم) نسبت داده می‌شوند^(۵).

1 - Laves, 1967; Schäfer et al., 1987; Schmidt, 1987

2 - Girgis, 1983; Hafner, 1987

3 - Strukturbericht

4 - Villars and Calvert, 1991

5 - Hafner, 1987

معروف ترین ترکیب های الکترونی معروف تر، فازهای هیوم - راتری^(۱) هستند که ساختار مکعبی B۲ دارند، مانند: برنج بتا در دماهای بالا و آلومینیدهای فلزات واسطه (CoAl, NiAl, FeAl) یا ساختار مکعبی پیچیده ی A۱۳ (نوع منگنز β) مانند Zn_pCo و Cu_pSi یا ساختار منشور تنگ بسته ی A۳ مانند Cu_pCa و Ag_pAl به ازای چگالی الکترون ظرفیت $VEC = \frac{3}{4}$ و ساختار مکعبی پیچیده ی DA_p (نوع برنج δ) به ازای $VEC = \frac{21}{13}$ مانند Cu_pZn_p و Fe_pZn_p و باز هم ساختار A۳ برای $VEC = \frac{7}{4}$ از قبیل $CuZn_p$ و Ay_pAl_p ^(۲). علی رغم پیوند ساختاری شبه فلزی، پیوند در چنین بین فلزاتی به طور خالص فلزی نیست. به عنوان مثال مشخص شده است که پیوند در NiAl ذکر شده در بالا اساساً اشتراکی به همراه اندکی خاصیت فلزی و بدون جزء یونی است^(۳) که با توجه به ساختارهای پیوند Ni, Al و NiAl قابل درک است^(۴). در حقیقت بر اساس محاسبات ابتدایی جدید نشان داده شده است که آلومینیدهای B۲ دقیقاً ترکیب های الکترونی هیوم - راتری نیستند^(۵). این بدان معنی است که قوانین هیوم - راتری که ساختار بلوری را به چگالی الکترون ظرفیت نسبت می دهند، تصویر بسیار ساده ای از وضع پیوند را ارائه می دهند. با این وجود، چنین قوانینی مفیدند زیرا ماهیت پیوند را به صورت بسیار شگفت آوری، واقعی توصیف می کنند.

ترکیب های بین فلزی دیگر به بهترین وجه از طریق نسبت اندازه ها و نحوه ی انباشت اتم های تشکیل دهنده شان مشخص می شوند و بنابراین ترکیب های عامل اندازه یا بسته به موقعیت، بین فلزات تنگ بسته، و یا فازهای فراتنگ - کاسپار^(۶) نامیده می شوند^(۷). گروه مهم دیگر از این بین فلزات فازهای A۱۵ هستند که در بخش قبلی به آن اشاره شد. معروف ترین ترکیب های عامل اندازه فازهای لایه هستند که بزرگ ترین گروه بین فلزات را تشکیل می دهند و در ساختار منشوری بسیار مشابه C۱۴ و مکعبی C۱۵ یا ساختارهای منشوری C۳۶ متبلور می شوند و $MgZn_p$ ، $MgCu_p$ و $MgNi_p$ به ترتیب مثال های نمونه وار آنها هستند^(۸). البته چگالی الکترون ظرفیت هم در این جا عامل مهمی است زیرا تفاوت بین سه ساختار بلوری را مشخص می کند. این ساختارهای بلوری از طریق تقارن یا هم آراییی زیاد اتمی و

1 - Hume- Rothery

2 - Girgis, 1983

3 - Fox and Tabbernor, 1991

4 - Engell et al., 1991

5 - Schultz and Davenport, 1993

6 - Frank- Kaspar

7 - Wernick, 1967; Girgis 1983; Watson and Bennett, 1985; Hafner, 1987

8 - Wernick, 1967

چگالی بالا (بسیار شبیه فلزات) شناخته می‌شوند و در واقع بنابر اطلاعات محدود موجود اساساً فازهای لایه پیوند فلزی از خود نشان می‌دهند^(۱).

فازهایی وجود دارند که از طریق استحاله‌ی فاز همراه با کاهش تقارن بلوری از محلول جامد اجزای تشکیل دهنده در دمای گذاری پایین تر از دمای ذوب تشکیل می‌شوند که به فازهای کورناکف^(۲) مشهورند^(۳). در ساده‌ترین حالت، استحاله‌ی فاز از واکنش نظم‌یابی در شبکه‌ی محلول جامد که به یک ساختار آبر شبکه‌ای منجر می‌شود، حاصل می‌گردد. مثال‌های تشکیل فاز از طریق نظم‌یابی اتمی عبارتند از: فازهای $FeAl_3$ با ساختار D_{oh} که توسط نظم‌یابی دو مرحله‌ای از محلول جامد bcc حاصل می‌شوند (بخش ۵-۱ را ببینید)، هم‌چنین Ni_3Fe با ساختار $L1_2$ (بخش ۴-۲-۲ را ملاحظه کنید)، $CuAu$ با ساختار $L1_0$ و Cu_3Au با ساختار $L1_2$ (در بخش ۶-۴)، که سه فاز آخری از محلول‌های جامد fcc ساخته می‌شوند. این نظم‌یابی اتمی همراه با تشکیل آبر شبکه، به طور واضح از اتصال محکم تر اتم‌های نامتشابه در مقایسه با اتم‌های مشابه حاصل می‌شود. تفاوت انرژی پیوند بین اتم‌های مشابه و نامتشابه معمولاً انرژی اندرکنش نامیده می‌شود و مترادف با انرژی نظم‌یابی است. بنابراین برای انرژی اندرکنش بالاتر، پایداری بلوری زیادتر با دمای نظم‌یابی بالاتر انتظار می‌رود. درجه‌ی نظم را که به دما و ترکیب و هم‌چنین به دمای نظم بی‌نظمی وابسته است می‌توان به صورت تابعی از انرژی اندرکنش برای فاز مشخص با درجات تقریب مختلف الگوسازی کرد؛ (مثلاً برای تقریب درجه‌ی اول با الگوی ساده‌ی براگ - ویلیامز^(۴) یا برای تقریب‌های بالاتر با روش انحراف خوشه‌ای یا روش مونت کارلو^(۵)). جدا از درجه‌ی دقت، قابلیت پیش‌بینی کنندگی چنین الگوهایی در مورد پایداری فاز و محاسبات نمودار فازی بر شناخت انرژی اندرکنش و این که آیا چنین انرژی‌های اندرکنشی برای مشخص کردن حالت پیوند اتمی کافی هستند یا نه، تکیه دارد. تحلیل سیستم‌های فلزهای واسطه‌ی مختلف نشان داده است که در بیش تر موارد الگوسازی با روش انحراف خوشه‌ای یا روش مونت کارلو سازگاری خوبی با مشاهدات تجربی ارائه می‌دهد، در صورتی که در برخی موارد با ساختارهای bcc، الگوی ساده، براگ - ویلیامز نتایج بهتری نسبت به الگوهای پیچیده‌تر به دست می‌دهد^(۶).

1 - Schulze, 1967; Hafner, 1987

2 - Kurnakov

3 - Kornilow, 1967

4 - Bragg-Williams

5 - DeFontaine, 1979; Chapter by Binder, and Inden and Pitsch in Volume 5 of MST

6 - Chapter by Inden and Pitsch in Volume 5 of MST

می‌توان چنین نتیجه‌گیری کرد که تک متغیرهای ساده‌ی اتمی مانند انرژی اندرکنش، اندازه‌ی اتمی یا چگالی الکترون ظرفیت صرفاً اعتبار محدودی دارند و معمولاً برای پیش‌بینی پایداری فاز براساس تابعی از اجزای تشکیل‌دهنده‌اش کافی نیستند. اگر ویژگی‌های آرایش‌های الکترونی (که به شکل موقعیت استقرار عناصر در جدول تناوبی منعکس می‌شوند) مورد توجه قرار گرفته باشد، انتظار می‌رود تناسب بهتر و عمومی‌تری بین ویژگی‌های اتمی و ساختار بلوری ماده‌ی مرکب حاصل شود. در حقیقت تناسب بهتری هم به دست آمده است اما نقشه‌های ساختاری حاصله هنوز محدودیت‌های خاص خودشان را دارند زیرا تغییرات آرایش الکترونی ناشی از تشکیل ماده‌ی مرکب را مورد توجه قرار نمی‌دهند^(۱).

تا این جا باید نتیجه‌گیری شده باشد که خصوصیت پیوند و ساختار بلوری یک ترکیب بین فلزی را با یک روش مشخص تنها می‌توان براساس محاسبه‌ی ابتدایی مکانیک کوانتومی برای فاز مربوطه به دست آورد^(۲). در این زمینه پیشرفت‌های زیادی به دست آمده است^(۳) و برای فازهای مختلف مهم با ساختارهای نه چندان پیچیده، انرژی بلور به صورت تابعی از ساختار شبکه به منظور برآورد پایداری فاز محاسبه شده است^(۴). البته حتی در موارد ساده هم، این محاسبات بسیار وقت‌گیرند و پیشرفت بیش‌تر در آینده به منظور ترسیم خطوط راهنما برای توسعه‌ی مواد کاربردی براساس فازهای چندگانه (یعنی سه تایی، چهار تایی و...) با ساختارهای بلوری پیچیده‌تر ضروری است.

از بحث این بخش چنین برمی‌آید که کلاً بین فلزات، گروه یک‌نواختی از مواد را تشکیل نمی‌دهند. در عوض، اصطلاح ترکیب‌های بین فلزی قسم بزرگی از فازهایی را در برمی‌گیرد که از حیث پیوند، ساختار بلوری و خواص با هم تفاوت فاحش دارند. بنابراین ویژگی‌های بین فلزات را عموماً نمی‌توان برای همه‌ی بین فلزات مطرح کرد و تنها می‌توان از طریق رجوع به گروه‌های مشخص ترکیب‌های بین فلزی مورد بحث قرار داد.

ممکن است چنین فرض شود که ساختار بلوری خاص یک ترکیب بین فلزی خصوصیت و استحکام پیوند را به طور معقولی منعکس می‌کند و بنابراین ساختار بلوری می‌تواند معیار مناسبی برای

1 - Pettifor, 1988; Villars et al., 1989

2 - Hafner, 1987, 1989; Majewski and Vogl, 1989

3 - Györfy et al., 1991

4 - Freeman et al., 1991; Bose et al., 1991; Lin et al., 1991; Pettifor and Aoki, 1991; Gonis et al., 1991; Becker et al., 1991; Vignoul et al., 1991; Sluiter et al., 1990; Huang et al., 1991; De Fontaine et al., 1991; Turchi et al., 1991; Chapter by Pettifor in Volume 1 of MST

طبقه‌بندی فاز باشد. البته، این بدان معنی نیست که بین فلزات با ساختار بلوری یکسان از حیث پیوند و خواص یکسان هستند، زیرا مثلاً ساختار B2 برای ترکیب بین فلزی NiAl و نمک کاملاً یونی CsCl یکسان است و در مورد دی سیلیساید‌های فلزات واسطه با ساختار Cf_0 ، NbSi₃، ماده‌ای فلزی، ولی CrSi₃ یک نیمه هادی است^(۱). در حقیقت اخیراً بر اساس محاسبات ابتدایی نشان داده شده است که هم آرایه و به هم پیوستگی اتمی بیش‌تر به پایداری و انرژی بلور مربوط است تا تقارن آن^(۲). با توجه به پیچیدگی دسته‌بندی بین فلزات، اغلب آن‌ها طبق معیارهای کاربردی‌تری که به تشابهات رفتاری شان مربوط می‌شوند، دسته‌بندی می‌گردند. در بخش‌های بعدی بین‌فلزاتی که مورد بحث قرار می‌گیرند بر حسب جزء تشکیل دهنده و ساختار بلوری به روشی نسبتاً موضوعی گروه‌بندی می‌شوند.

۲-۲- استحکام پیوند و ویژگی‌های اساسی

یک ویژگی اساسی، دمای ذوب است زیرا معلوم شده است که آن دسته از متغیرهای مواد که رفتار تغییر شکل را مشخص می‌کنند کاملاً با دمای ذوب مرتبط هستند^(۳)، به عنوان مثال، ضریب کش‌سانی که نه تنها تغییر شکل موم‌سان را کنترل می‌کند، بلکه از متغیرهای مهم در توصیف نحوه‌ی تغییر شکل موم‌سان نیز می‌باشد، و ثابت نفوذ که نه فقط کنترل‌کننده‌ی سینتیک واکنش‌های فازی است، بلکه سینتیک‌های تغییر شکل در دمای بالا یعنی خزش را نیز کنترل می‌کند. علاوه بر این، دمای ذوب مستقیماً به عنوان معیار پایداری فاز مورد توجه قرار می‌گیرد، زیرا گستره‌ی دمای کاربرد را محدود می‌سازد. البته، یک فاز وقتی ذوب می‌شود که انرژی گیبس فاز جامد که تابع حالت ترمودینامیکی است و پایداری فاز را کنترل می‌کند، بیش‌تر از مقدار آن در فاز مایع باشد^(۴). انرژی گیبس (G) فاز از رابطه‌ی زیر به دست می‌آید:

$$G = H - TS \quad (1)$$

یعنی به وسیله‌ی انتالپی (H) در دمای $T = 0K$ به دست می‌آید و وابستگی دمایی آن از طریق انتروپی (S) تعیین می‌شود. بنابراین دمای ذوب به تفاوت‌های انتالپی و انتروپی بین حالت‌های جامد و مایع بستگی دارد و تابع نسبتاً پیچیده‌ای از استحکام پیوند است. فقط انتالپی مستقیماً به انرژی بلوری

1 - Nowotny, 1963

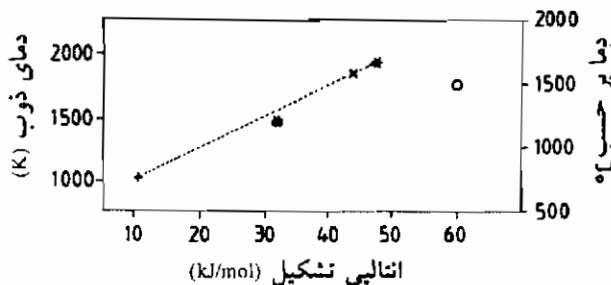
2 - Shah and Pettifor, 1993

3 - Frost and Ashby, 1982

4 - Denbigh (1971) and Chapter by Pelton in Volume 5 of MST

داخلی که از طریق استحکام پیوند تعیین می‌گردد، مرتبط می‌شود. با این وجود، دمای ذوب برای فازهای به حد کافی مشابه (مانند آنچه که در شکل ۲ نشان داده شده است)، به صورت بسیار شگفت‌انگیزی به انتالپی تشکیل فاز مربوط می‌شود. برای تعداد محدود فازهای بررسی شده با ساختار B۲ رابطه خطی وجود دارد، در حالی که فاز TiAl با ساختار بلوری متفاوت، از رابطه‌ی دیگری تبعیت می‌کند.

ممکن است چنین استنباط شود که انتالپی تشکیل فاز می‌تواند متغیر بهتری برای مشخص کردن استحکام پیوند و پایداری فاز برای مربوط کردن آن با ویژگی‌های اساسی مانند ضریب‌های کش‌سانی باشد. انتالپی‌های تشکیل به صورت تجربی تعیین شده‌اند^(۱) و می‌توانند از طریق محاسبات مکانیک کوانتومی محاسبه^(۲) یا با روش‌های کم و بیش تجربی برآورد شوند^(۳). شکل ۳ برخی از داده‌های سیستم Ni-Al را نشان می‌دهد که توافق خوب بین تئوری، برآورد و آزمایش را روشن می‌سازد.



شکل ۲- دمای ذوب به صورت تابعی از انتالپی تشکیل برای فازهای B۲ بین فلزی‌های (+) CuZn، (x) CoAl و (*) NiAl (Hultgren, 1963)؛ برای فاز TiAl (o) (Engell et al., 1991)

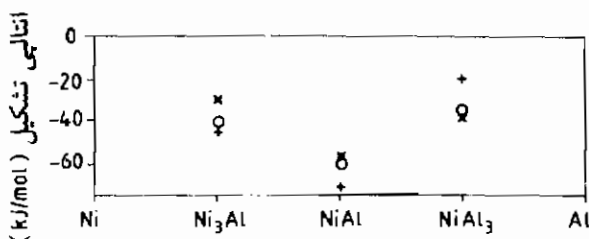
البته مقادیر انتالپی در شکل‌های ۲ و ۳ مربوط به تشکیل ماده‌ی مرکب از اجزای تشکیل‌دهنده‌شان در دمای اتاق یعنی از بلورهای عنصر جامد هستند، و بنابراین چنین انتالپی‌های تشکیلی تنها تغییرات استحکام پیوند حین شکل‌گیری ماده‌ی مرکب را مشخص می‌کنند. برای مشخص کردن کامل استحکام پیوند، انتالپی کل فاز که به تشکیل ماده‌ی مرکب از عناصر در حالت گازی برمی‌گردد، لازم می‌شود. انتالپی کل فاز (H_{total}) برای فاز C ممکن است از جمع انتالپی تشکیل (H_{form})

1 - Hultgren, 1963

2- Hackenbracht and Kübler, 1980

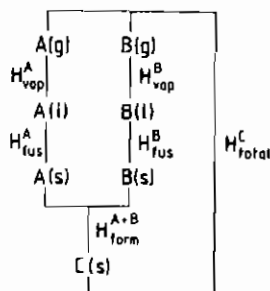
3 - de Boer et al., 1988

و انتالپی‌های ذوب و تبخیر (H_{fus} , H_{vap}) و عناصر تشکیل دهنده‌ی A و B (مطابق با چرخه‌ی واکنش ارائه شده در شکل ۴) برآورد شود.



شکل ۳- انتالپی‌های تشکیل حاصل از آزمایش (x)، محاسبات مکانیک کوانتومی (+) (Hackenbrachand)

(Kübler, 1980) و برآوردهای (o) دی بور و همکاران، به صورت تابعی از ترکیب برای سیستم Ni-Al (Engell et al., 1991)



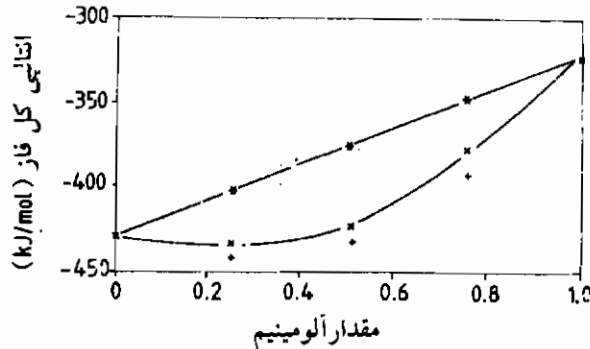
شکل ۴- چرخه‌ی واکنش برای تشکیل فاز C از اجزای گازی A, B (متن را ببینید).

به عنوان مثال شکل ۵ داده‌هایی برای سیستم Ni-Al را نشان می‌دهد که باز هم سازگاری بین برآوردها و داده‌های تجربی مشهود است. باید توجه شود که انتالپی‌های تشکیل در مقایسه با انتالپی‌های کل، کم هستند یعنی انتالپی‌های عناصر تشکیل دهنده سهم عمده‌ای در انتالپی‌های کل دارند.

همبستگی بین انتالپی کل فاز و ضریب یانگ که یکی از سه ضریب کشسانی است برای فازهای مکعبی مختلف یعنی برای عناصر Al و Ni (Al) و ساختار fcc منظم ($(Ni_3Al(L_1))$)، bcc منظم (NiAl) ، FeAl و $CoAl(B2)$ (ساختار B2) و فازهای لایه‌ی مکعبی ($NbCr_2$, $LaAl_3$, $CaAl_2$, YAl_3) ، $ZrCo_7$ و $HfCo_7$ (ساختار C15) در شکل ۶ دیده می‌شود. این همبستگی برای فازهای لایه کاملاً خوب است، به عبارت دیگر به نظر می‌رسد که یک نوار پراکندگی متعارف وجود داشته باشد. داده‌های برخی فازهای دیگر نزدیک این نوار متعارف هستند. البته باید توجه کرد که نقاط داده‌ها (همان‌طور که از نطفه‌ی داده برای Ni_3Al دیده می‌شود) احتمالاً در معرض بی‌ثباتی‌های تجربی محسوسی باشند. چنین

بی ثباتی هایی برای ضریب یانگ ممکن است ناشی از تفاوت در ریز ساختار یعنی بافت و عیوب باشد. گذشته از این، داده ها در مورد فازهای B۲ نشان می دهد که ضریب یانگ تابع ساده ای از انتالپی فاز نیست. البته باید انتظار چنین مسأله ای را داشت زیرا ضریب یانگ تابع پیچیده ای از جاه های پتانسیلی اتم ها می باشد که نمی توان آن ها را با یک متغیر مشخص کرد. همان گونه که در شکل ۷ دیده می شود، همبستگی مشابهی برای انرژی فعال سازی نفوذ یافت شده است.

باید چنین نتیجه گرفت که همبستگی های توجیه شده ی فیزیکی بین متغیرهایی که استحکام پیوند و پایداری فاز را مشخص می کنند از یک سو، و رفتار فازهای ماکروسکوپی از سوی دیگر، وجود دارند البته این قبیل همبستگی ها، بیانگر رابطه های عمل کردی پیچیده ای هستند و بنابراین صرفاً برای پیش بینی های دزحد مرتبه ی اعشار، مفید هستند. بیش تر پیش بینی های کمی، خصوصیت و استحکام پیوند را به طور مفصل تر بررسی می کنند به عبارت دیگر باید بر محاسبات مکایک کوانتومی که پرزحمت و وقت گیر هستند متکی باشند.

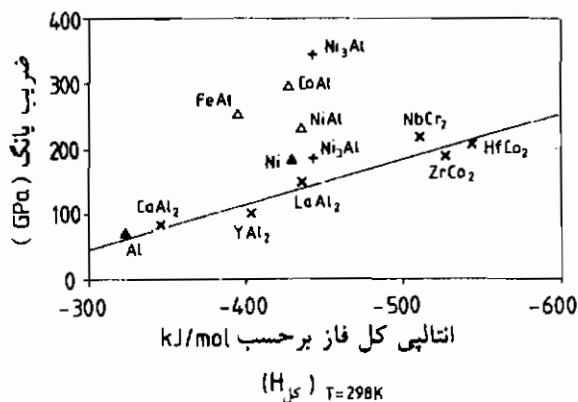


شکل ۵- انتالپی کل فاز به صورت تابعی از ترکیب برای سیستم Ni-Al: داده های تجربی (+) (Hultgren, 1963) و برآوردها (x) (Von Keitz and Sauthoff, 1991) در مقایسه با محلول جامد آرمانی (*) با انتالپی تشکیل از بین رنده (de Boer et al., 1988)

اخیراً ویژگی های بنیادی فازهای ساده ی مختلف (خصوصاً ضریب های کش سنی) از طریق محاسبات ابتدایی مورد مطالعه قرار گرفته اند و پیشرفت های زیادی در این زمینه به دست آمده است^(۱). بنابراین درک بنیادی خاصیت پیوند مثلاً برای آلومینایدهای فلزات واسطه به دست آمده و نشان داده شده است که درجه ی پیوند جهت دار الکترون لایه ی d استحکام گسستگی رخ برگی آرمانی را تعیین

1- Fu and Yoo, 1990, 1991; Lee and Yoo, 1990; Guo et al., 1991; Yoo and Fu, 1991, 1993; Yoo, 1991; Fu,

می‌کند^(۱). البته، برای آلومینایدهای فلزات واسطه با ساختار B۲ هم نشان داده شده است که شکل پذیری یا تردی تابع بسیار پیچیده تری از استحکام و خاصیت پیوند است و که بتوان رابطه‌های ساده‌ای بین پارامترهای توزیع الکترونی و خواص مکانیکی برقرار ساخت^(۲).



شکل ۶- ضریب یانگ به صورت تابعی از انتالپی کل فاز ((Hultgren, 1963; Engell et al., 1991; Von Keltz and Sauthoff, 1991) در دمای اتاق برای عناصر Al و Ni (▲)، (1991) در دمای اتاق برای عناصر Al و Ni (▲)، (1992) fcc منظم Ni_۳Al با ساختار L۱_۲ (+) (Davies and Stoffer, 1991) و فازهای لایه‌ی مکعبی CaAl_۲، YAl_۲، LaAl_۲، NbCr_۷، ZrCo_۲، HfCo_۲ با ساختار C۱۵ (x) (Shannette and Smith, 1988) و CoAl و NiAl منظم با ساختار B۲ (Δ) (Harmouche and Wolfenden, 1985) و FeAl (1965; Munroe and Baker, 1988).

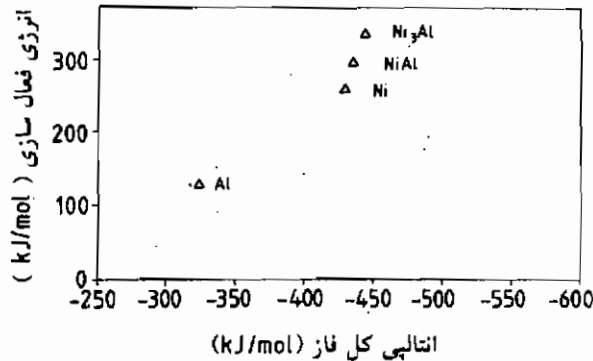
۳-۲- معیارهای انتخاب فاز

فازهای منتخب برای توسعه‌ی مواد با توجه به کاربردهای معینی انتخاب می‌شوند. به عبارت دیگر مواد باید ویژگی‌های مشخصی از خود نشان دهند که برای آن استفاده‌ی خاص، امیدوارکننده باشند. برای مغناطیس‌های دائمی حاصل انرژی [B.H] عدد مرغوبیت است و باید به مقادیر بالا برسد^(۳)، در صورتی که برای سایر مواد کاربردی متغیرهای فیزیکی دیگری تعیین کننده هستند.

1 - Fu and Yoo, 1992a

2 - Schultz and Davenport, 1992, 1993

3- Stadelmaier et al., 1991



شکل ۷- انرژی فعال‌سازی نفوذ به صورت تابعی از انرژی کل فاز برای Al، Ni، NiAl، Ni₃Al (۶۸)

(Forst and Ashby, 1982; Wever et al., 1989; Engell et al., 1991; Bon Keitz and sauthoff, 1991)

پیش‌تر، معیارهای انتخاب برای کاربردهای سازه‌ای در دماهای بالا توسط ساوتف (۱۹۸۹)^(۱) مورد بحث قرار گرفته است. نخست، چنین فازهایی باید استحکام کافی در دمای کار (که به معنای مقاومت به خزش کافی نیز هست) را داشته باشند. مقاومت خزشی با ضریب نفوذ و با ضریب برشی سنجیده می‌شود^(۲) و هر دو متغیر با دمای ذوب اندازه‌گیری می‌شوند^(۳).

بنابراین فاز منتخب باید دمای ذوب به اندازه‌ی کافی بالا داشته باشد. حد بالای دما برای کاربردهای سازه‌ای آلیاژهای فلزی رایج در بسیاری از موارد حدود ۷۵ درصد دمای ذوب است. آلیاژهای دیرگداز پیشرفته‌تر، آبرآلیاژهای پایه‌ی نیکل هستند و در توربین‌های گاز با دمای کاری بالاتر تا حدود ۱۱۰۰°C استفاده می‌شوند^(۴). بنابراین اگر دماهای کاربردی بالاتر از دمای کاربردی آبرآلیاژ مد نظر باشد، فازهایی با دمای ذوب بالاتر از ۱۶۰۰°C باید مورد توجه قرار گیرند. فازهای با نقطه‌ی ذوب بالا ممکن است ترکیب یوتکتیک با نقطه‌ی ذوب پایینی تشکیل دهند که احتمالاً بر پایداری فاز در حین فراوری و کار تأثیر می‌گذارد و بنابراین باید از چنین فازهای با یوتکتیک‌های دارای نقطه‌ی ذوب پایین اجتناب کرد.

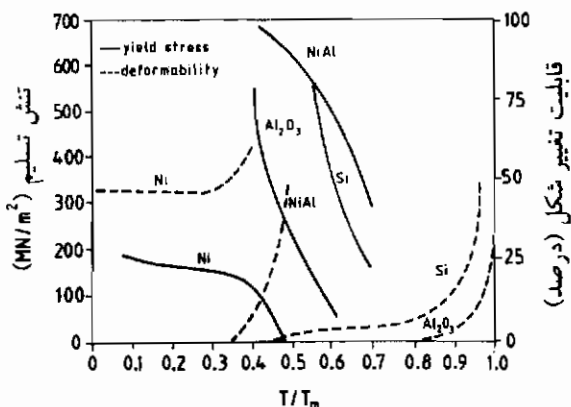
1 - Sauthoff

2 - Jung et al., 1987

3 - Frost and Ashby, 1982

4 - Petrasek et al., 1986

برای بسیاری از کاربردهای سازه‌ای و عملی، چگالی بسیار مهم است و گاهی اوقات متغیر تعیین کننده می‌باشد. ترکیب‌های بین فلزی سازه‌ای برای قطعات متحرک باید به اندازه‌ی کافی استحکام ویژه بالایی داشته باشند. استحکام ویژه نسبت استحکام به وزن مخصوص است و دیمانسیون طول دارد. استحکام شکست ویژه، یعنی طول پارگی آبرآلیازهای پیشرفته مانند آبرآلیاز MA۶۰۰۰ که به طور مکانیکی آلیاژسازی و با پراکنش اکسیدی سخت گردانی شده است (ODS)، در حدود ۱۵ کیلومتر می‌باشد^(۱) که فاعداً باید کم‌تر از طول پارگی مواد سازه‌ای جدید باشد. فازهایی که حاوی عناصر سبک مانند Al، Ti، Si یا Mg هستند ممکن است علی‌رغم استحکام کم‌تر یا گستره‌ی دمایی کار محدود، به خاطر چگالی پایین‌شان در مقایسه با آلیاژهای معمول قابل قیاس باشند.



شکل ۸- تنش تسلیم و قابلیت تغییر شکل به صورت تابعی از دمای

هم‌سان T/T_m (دمای ذوب T_m) برای مواد مختلف با پیوندهای اتمی متفاوت (Westbrook, 1965).

مسأله‌ی اصلی در مورد ترکیب‌های بین فلزی محکم، تردی‌شان است که فراوری و استفاده از آن‌ها را مشکل یا غیر ممکن می‌سازد. البته تردی ترکیب‌های بین فلزی باید کم‌تر از تردی سرامیک‌ها باشد، زیرا پیوند اتمی بین فلزات (حداقل تا اندازه‌ای) هنوز فلزی است، در صورتی که در سرامیک‌ها بیش‌تر اشتراکی یا یونی است. این مسأله در شکل ۸، که وابستگی دمایی تنش تسلیم و قابلیت تغییر شکل ترکیب بین فلزی NiAl را با نیکل، سیلیسیم و آلومینا مقایسه می‌کند، روشن می‌شود. NiAl که فاز منتخب برای کاربردهای در دمای بالاست، با افزایش دما در تقریباً نصف دمای ذوب (T_m) نرم می‌شود. این دما در گستره‌ی کار سیلیسیم با پیوند اشتراکی و بالاتر از دمای ماده‌ی سرامیکی Al_2O_3 است. البته دمای

تبدیل تردی به نرمی برای NiAl، حدود $0.4T_m$ است، در صورتی که برای Si و Al_2O_3 بیش از $0.8T_m$ می باشد، یعنی رفتار تغییر شکل چنین بین فلزی ممکن است در حد وسط فلزات و سرامیک ها در نظر گرفته شود.

تغییر شکل موم سان در بین فلزات به دلیل پیوند اتمی محکم تر و در نتیجه توزیع اتمی منظم که باعث ساختارهای بلوری بسیار پیچیده می شود، مشکل تر از فلزات و آلیاژهای فلزی رایج است^(۱). در حقیقت تجربه نشان می دهد که تردی بین فلزات با کاهش تقارن شبکه و افزایش اندازهی سلول واحد زیاد می شود^(۲). بنابراین بین فلزات با تقارن بلوری بالا (احتمالاً فازهای مکعبی) و سلول های واحد کوچک برای پیشبرد مواد سازه ای جدید ترجیح داده می شوند. شکل ۱، چنین ساختارهای بلوری را که مکعبی (B_2 ، D_{2h} ، L_{12} ، L_{14} و L'_{14}) یا تقریباً مکعبی (یعنی به صورت مکعب مستطیلی و اپیچش شده ی D_{2h} ، L_0) هستند، نشان می دهد. برخی از مثال ها، $NiAl$ ، $FeAl$ ، Fe_3Al ، Ni_3Al یا $TiAl$ فازهای منتخب برای توسعه ی مواد سازه ای هستند.

البته حتی برای این فازهای منتخب، تردی به عنوان یک مشکل باقی می ماند که دلایل متنوعی دارد^(۳). ماده اگر هیچ قابلیت تغییر شکل موم سان و آزادسازی تنش در نوک ترک نداشته باشد، یعنی تنش تسلیم آن بیش تر از تنش لازم برای پارگی یا شکست باشد، به صورت ترد می شکند. علت این امر ممکن است تعداد و/یا تحرک ناکافی نابه جایی ها و/یا تعداد ناکافی سیستم های لغزش باشد. از آن جا که این متغیرها نه تنها به تقارن بلوری، بلکه به مشخصه های ویژه ی فازهای خاص نیز وابسته است، هدف از انتخاب فاز و تغییر ترکیب از طریق آلیاژسازی باید دست یابی به نابه جایی هایی با انرژی های کم تر و قابلیت تحرک بیش تر و حداقل پنج حالت مستقل تغییر شکل یعنی سیستم های لغزش نابه جایی ها و دوقلوبی (برای تغییر شکل یک نواخت کلی طبق معیار فن-میزس^(۴) ضروری هستند) باشد^(۵). ناهمسان گردی بلور عامل مهمی در تردی است و معیارهایی استفاده می شوند که متکی به نسبت ثابت های کش سانی هستند^(۶). شکست ترد ممکن است نتیجه ی مرزدانه های ضعیف و دیگر غیرهمگنی های ریزساختاری که به تغییر شکل منطقه ای و تمرکزهای تنش منجر می شوند، باشد. عدم

1 - Pauffer, 1985

2 - Pauffer, 1976

3 - Liu et al., 1990; Baker and George, 1992

4 - Von Mises

5 - Von Mises, 1928; Kocks, 1958, 1970; Kocks and Canova, 1981; Fleischer, 1988

6 - Paxton and Pettifor, 1992

تناسب تنش تسلیم و تنش شکست نیز می‌تواند ناشی از انرژی شکست بسیار کم باشد که ترک خوردگی و پارگی را تسهیل می‌کند. این مشکل احتمالاً با جدایش ناخالصی‌ها که معمولاً انرژی سطحی را کاهش می‌دهند، شدیدتر می‌شود^(۱). ناخالصی‌ها (خصوصاً اکسیژن) ممکن است از محیط وارد ماده شوند، از این رو تردی محیطی بحث مهمی برای بسیاری از ترکیب‌های بین فلزی است^(۲). شناخت عمیق‌تر ترمودینامیک و سینتیک یک سیستم آلیاژی خاص برای کاهش تأثیرات مختلف تردی ضروری است. ترکیب‌های بین فلزی برای هر کاربردی در محیط‌های مربوطه باید مقاوم به خوردگی باشند. این موضوع برای استفاده در دمای بالا در بسیاری از مواد به معنای مقاومت به اکسایش است. مقاومت به اکسایش از طریق وجود عناصری که می‌توانند لایه‌های اکسیدی محافظ تشکیل دهند (خصوصاً Cr, Al یا Si) فراهم می‌شود^(۳). البته اکسید کرم در بالاتر از 1000°C فرار است و اکسید سیلیسیم ممکن است سیلیکات‌های با دمای ذوب پایین بسازد. از این رو آلومینیدها شدیداً برای کاربردهای در دمای بالا سازگار شده‌اند. برای این که پوسته‌ها به عنوان لایه‌ی محافظ عمل کنند، باید چگالی و چسبندگی کافی داشته باشند که ممکن است از طریق آلیاژ کردن با عناصر دیگر (پرآلیاژ کردن) و خصوصاً با افزایش مقدار کم‌تر عناصر فعال مانند Zr, Ti یا Hf (کم آلیاژ کردن) بهبود یابد^(۴). گذشته از این، پوسته‌ها باید پایداری درازمدت کافی از خود نشان دهند که به معنای پایداری مکانیکی نیز هست. یعنی باید کرنش را (مثلاً در هنگام خزش) بدون ایجاد آسیب تحمل کنند^(۵). در مورد مقاومت به اکسایش نا کافی ممکن است پوشش‌های محافظ به کار برده شوند^(۶). البته به دلیل افزایش آهنگ نفوذ و واکنش، پایداری حرارتی چنین پوشش‌هایی با افزایش دما، کاهش می‌یابد و بنابراین بین فلزات برای کاربردهای بالاتر از 1100°C باید ذاتاً مقاوم به خوردگی باشند.

بالاخره، امروزه باید آماده‌سازی ترکیب بین فلزی با کیفیت مناسب در آزمایشگاه ممکن باشد. از نقطه نظر علمی، این نیاز اساسی برای هر پیشرفتی در مواد است. فراوری ترکیب‌های بین فلزی با استحکام بالا به دلیل تردی‌شان دشوار است و توسعه‌ی فنون فراوری لازم، وظیفه‌ی بسیار دشواری است. البته، کار مهمی نیز محسوب می‌شود، زیرا کیفیت ضعیف تردی ظاهری را افزایش و استحکام را کاهش می‌دهد که نتیجتاً ممکن است مانع هرگونه کاربردی برای ماده‌ی مورد آزمایش گردد.

1 - Hondros, 1978

2 - Liu et al., 1990; Liu, 1991a

3- Aitken, 1967; Hindam and Whittle, 1982; Fitzer and Schlichting, 1983; Meier and Pettit, 1992

4 - Rahmel and Schwenk, 1977; Hindam and Whittle, 1982

5 - Riedel, 1982

6 - Pettit and Goward, 1983; Weatherill and Gill, 1988; Patnaik, 1989; Nicholls and Stephenson, 1991

فصل ۳

آلومینایدهای تیتانیوم و فازهای مربوطه

Ti₃Al-1-3

۳-۱-۱- ویژگی‌های اساسی و نمودار فاز

آلومیناید تیتانیوم Ti₃Al (که اغلب با فاز α_p مشخص می‌گردد) با ساختار منشوری منظم D_{6h} (نوع-Ni₃Sn) متبلور می‌شود و در شکل ۹ نشان داده شده است. نسبت ثابت‌های شبکه‌ی c، a، b آن $\frac{c}{a} = 0.8$ می‌باشد^(۱). مقداری که عموماً برای چگالی آن پذیرفته می‌شود 4.2 g/cm^3 است^(۲)، در صورتی که برای آلیاژهای با پایه‌ی Ti₃Al چگالی در گستره‌ی ۴/۱ تا ۴/۷ گرم بر سانتی‌متر مکعب گزارش شده است (جدول ۲). این چگالی کم، آلومینایدهای تیتانیوم را برای توسعه‌ی مواد جدید بسیار جالب توجه کرده است.

مشخصه‌های انبساط حرارتی توسط شاشیکالا^(۳) و همکارانش (۱۹۸۹) تشریح شده است. وابستگی ثابت‌های کش سانی Ti₃Al چند بلوره به دما و ترکیب مطالعه شده‌اند^(۴)، و خصوصاً ضریب یانگ ۱۴۹ GPa و ضریب برشی ۵۸ GPa و ضریب پواسان ۰/۲۹ برای آلیاژهای حاوی ۲۶ درصد اتمی Al در دمای اتاق به دست آمده است. ضریب‌های یانگ برای آلیاژهای پایه‌ی Ti₃Al در گستره‌ی ۱۰۰-۱۴۵ GPa است که به خوبی با ارقام ۹۶-۱۱۰ GPa در مورد آلیاژهای رایج پایه‌ی Ti قابل مقایسه می‌باشد^(۵). باید توجه شود که در مورد Ti₃Al (مانند دیگر موارد) مقادیر بسیار متفاوتی برای ضریب

1 - Eckerlin et al., 1971; Villars and Calvert, 1991

2 - Fleischer, 1985; Munroe and Baker, 1988; Destefani, 1989

3 - ShasHikala

4 - Schafrik, 1977

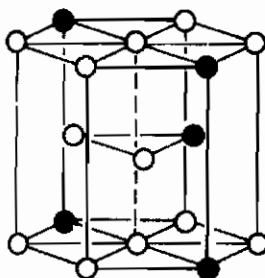
5 - Kimura et al., 1990; Froes et al., 1991

یانگ، (مثلاً WMPa) اندازه‌گیری شده است^(۱). این مسأله واقعیتی را تأکید می‌کند که ضریب‌های کش‌سانی به طور حساسی به ترکیب آلیاژ و ریزساختار با تمام ناخالصی‌هایی که ممکن است حین فراوری در آن وارد شوند، بستگی دارد.

جدول ۲- ویژگی‌های آلیاژهای با پایه‌ی TiAl, Ti_۳Al در مقایسه با آلیاژهای متداول تیتانیوم و آیر آلیاژهای پایه‌ی نیکل

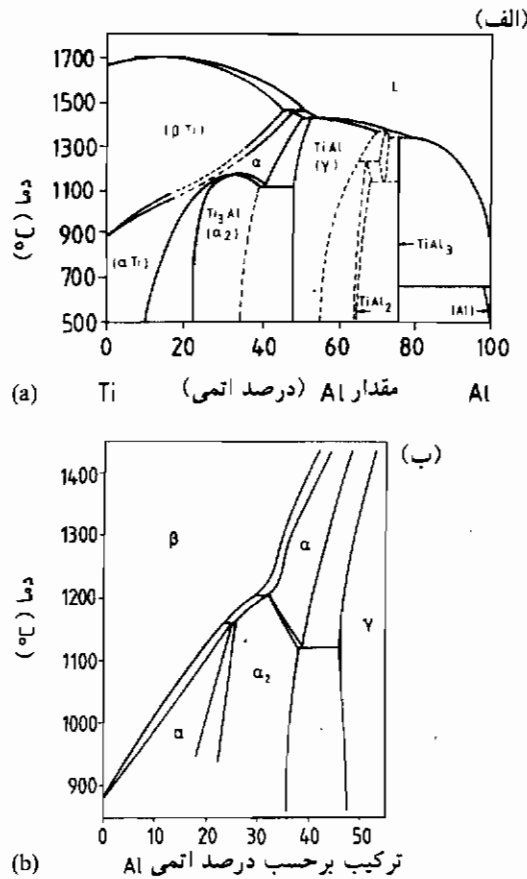
(Morral, 1980; Lipsitt, 1985a; Kim, 1989; Kim and Froes, 1990; Froes et al., 1991)

ویژگی	پایه‌ی Ti	پایه‌ی Ti _۳ Al	پایه‌ی TiAl	آیر آلیاژها
ساختار	A3/A2	D ₀ 1 ₉ /A2/B2	L1/D ₀ 1 ₉	A1/L1 _۲
چگالی (g/cm ^۳)	۴/۵	۴/۱-۴/۷	۳/۷-۳/۹	۷/۹-۹/۱
ضریب یانگ در دمای اتاق (GN/m ^۲)	۹۵-۱۱۵	۱۰۰-۱۴۵	۱۶۰-۱۸۰	۱۹۵-۲۲۰
استحکام تسلیم در دمای اتاق (MN/m ^۲)	۳۸۰-۱۱۵۰	۷۰۰-۹۹۰	۴۰۰-۶۵۰	۲۵۰-۱۳۱۰
استحکام کششی در دمای اتاق (MN/m ^۲)	۴۸۰-۱۲۰۰	۸۰۰-۱۱۴۰	۴۵۰-۸۰۰	۶۲۰-۱۶۲۰
حددمایی ناشی از خزش (°C)	۶۰۰	۷۶۰	۱۰۰۰	۱۰۹۰
حددمایی ناشی از اکسایش (°C)	۶۰۰	۶۵۰	۹۰۰	۱۰۹۰
کرنش کششی شکست در دمای اتاق (%)	۱۰-۲۵	۲-۲۶	۱-۴	۳-۵۰
کرنش کششی شکست در دمای زیاد (%)	۱۴-۵۰	۱۰-۲۰	۱۰-۶۰	۸-۱۲۵
چقرمگی شکست K _{IC} در دمای اتاق (MN/m ^{۱/۲})	زیاد	۱۳-۴۲	۱۰-۲۰	۲۵



○ Ti ● Al

شکل ۹- ساختار بلوری Ti_۳Al (برای TiAl)



شکل ۱۰- الف- نمودار فازی Ti-Al بر اساس کار هوانگ و سیمرز (۱۹۹۱) فرونس و همکاران (۱۹۹۱) و کیم و دیمودوک (۱۹۹۱).
 ب- نمودار تجدید نظر شده بر اساس داده‌های جدید طبق کار هلویگ و همکاران (۱۹۹۲) و کاینوما و همکاران (۱۹۹۴).

Ti_۳Al، همان‌گونه که در نمودار فاز Ti-Al متداول (شکل ۱۰- الف) نمایان است، گستره‌ی ترکیبی وسیعی دارد که البته هنوز مورد بحث بوده و اخیراً در آن تجدید نظر شده است که در شکل (۱۰- ب) مشاهده می‌شود^(۱). Ti_۳Al، با دو فاز Ti نامنظم α-Ti با ساختار A۳ منشور تنگ بسته و β-Ti با ساختار A۲ (bcc) و با آلومینایدهای تیتانیم مهم دیگر TiAl (که موضوع بخش ۳-۲ است) به تعادل پایدار می‌رسد. پایداری فازهای مختلف در سیستم Ti-Al به صورت نظری از طریق محاسبات اصل

1 - Hellwig et al., 1992; Kainuma et al., 1994

نخستین مطالعه شده است^(۱). باید توجه داشت که این تعادل‌ها (یعنی ترکیب‌های تعادلی و دماهای گذار) به طور حساسی به درصد ناخالصی‌ها، خصوصاً اکسیژن بستگی دارند^(۲). شناخت ابتدایی از سیستم Ti-Al-O وجود دارد^(۳). اما عواقب افزایش جزئی اکسیژن بر تعادل‌های سیستم Ti-Al هنوز با جزئیات کمی کافی بررسی نشده است.

به منظور کنترل و بهینه‌سازی خوردگی و ویژگی‌های مکانیکی، Ti-Al با عناصر بین‌نشین و جانشین مختلف آلیاژسازی شده است^(۴). از حیث خواص مکانیکی، آلیاژ کردن با Nb که جایگزین Ti می‌شود بسیار حائز اهمیت می‌باشد^(۵). سیستم Ti-Al-Nb اخیراً تحلیل شده است^(۶) و شکل ۱۱ نسخه‌ی آزمایشی نمودار فاز Ti-Al-Nb را طبق کار هلوینگ^(۷) (۱۹۹۰) نشان می‌دهد. باید توجه کرد که تعادل‌های مختلف در این مورد تاکنون کاملاً درک نشده‌اند و هنوز به دلیل مشاهدات متناقض آزمایشگاهی مورد بحث هستند. خصوصاً، فازهای اضافی یعنی فاز O لوزی القاعده (ارتورمبیک) Ti₃AlNb و ساختارهای ω و فاز T_p مشاهده شده و علاوه بر فاز B۲ درگروه‌ی پرتیتانیم نمودار به کار رفته‌اند^(۸). تاکنون شناخت محدودی از تعادل‌های فلزی مربوط به دست آمده است^(۹). درک بهتری از این تعادل‌های فازی با آزمایش‌های زوج نفوذی و تحلیل‌های مسیر نفوذ که از داده‌های نفوذ قابل کسب هستند، به دست آمده است^(۱۰). اثرات آلیاژ کردن با Mo و V بر روابط فازی اخیراً مطالعه شده‌اند^(۱۱).

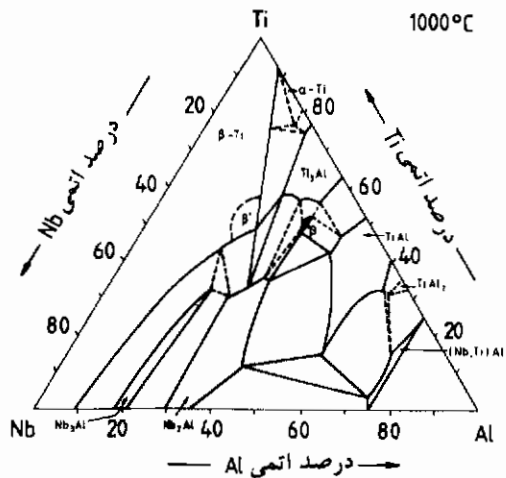
۳-۱-۲- ریزساختار و رفتار مکانیکی

شکل ۱۲ وابستگی استحکام و قابلیت تغییر شکل نوسان چند بلوره‌ی تک فازی Ti-Al را به دما

- 1 - Asta et al., 1993
- 2 - Kahveci and Welsch, 1986; Huang and Siemers, 1989; Froes et al., 1991; Saunders and Chandrasekaran, 1992
- 3 - Glazova, 1965; Rahmel and Spencer, 1991; Saunders and Chandrasekaran, 1992; Hoch and Lin, 1993
- 4 - Froes et al., 1991
- 5 - Rowe, 1990
- 6 - Hellwig, 1990; Kattner and Boettinger, 1992
- 7 - Hellwig
- 8 - Rowe et al., 1991; Rowe, 1990; Koss et al., 1990; Perepezko, 1991a; Muralcedharan et al., 1992a, b; Bendersky et al., 1992; Hsiung and Wadley, 1992
- 9 - Kim and Froes, 1990; Das et al., 1993a
- 10 - Ma et al., 1992
- 11 - Das et al., 1993b; Ma and Dayananda, 1993

طبق کار لیسیت^(۱) و همکارانش (۱۹۸۰) نشان می‌دهد. در این جا می‌توان دید که این فاز ترد است و عملاً قابلیت هیچ تغییر شکلی را در دماهای پایین تا 600°C ندارد. بالاتر از این دما، تغییر شکل موم‌سان مشاهده شد که البته هنوز هم با ترک‌های بین دانه‌ای همراه است. به این ترتیب، استحکام شکست تا 600°C تقریباً 600MPa است. بالاتر از این دما، نرم شدن فعال شده‌ی حرارتی رخ می‌دهد که تغییر شکل موم‌سان را ممکن می‌سازد و کرنش حاصل منجر به استحکام‌های تسلیم پایین تر از استحکام شکست می‌شود.

ریزسازوکارهای تغییر شکل و مخصوصاً واکنش‌های نابه‌جایی مفصلاً از جنبه‌ی استحکام و شکل‌پذیری بحث و بررسی شده‌اند^(۲). در ساختار D_{019} وجود پنج سیستم لغزش مستقل امکان‌پذیر است^(۳)، که می‌تواند معیار فن-میزس برای تغییر شکل یک‌نواخت را برآورده سازد^(۴). البته مطالعات بر روی تک بلورها نشان داده‌اند که تنش‌های تسلیم برای سیستم‌های لغزش مختلف بسیار با



شکل ۱۱- مقطع هم‌دمای نمودار فازی Ti-Al-Nb در 1000°C که فاز B_2 را با ساختار B_2 در دماهای پایین تر به فاز ω تبدیل می‌شود.

(Hellwig, 1990)

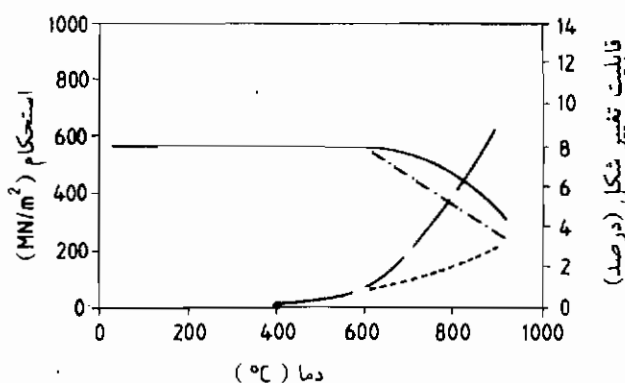
1 - Lipsitt

2 - Koss et al., 1990; Kim and Froes, 1990; Yamaguchi and Umakoshi, 1990; Froes et al., 1991; Umakoshi et al., 1993a, b

3 - Kim and Froes, 1990

4 - Von Mises, 1928

هم متفاوتند^(۱) و از این رو تمامی پنج سیستم لغزش حین تغییر شکل چند بلوره‌ی $Ti_{\mu}Al$ فعال نمی‌شوند. فقط کمی نرمی کششی برای لغزش در صفحه‌ی قاعده مشاهده شده است، در صورتی که لغزش منشوری به ازدیاد طول‌های کششی بسیار زیاد منجر می‌شود^(۲). چون همانند فلزات با ساختار منشوری، هیچ‌گونه دوقلو شدن تنش‌زدایی وجود ندارد، تعداد کم سیستم‌های لغزش همراه با لغزش صفحه‌ای مشاهده شده به ناسازگاری‌های کرنش و تمرکز تنش در مرز دانه‌ها می‌انجامد که نتیجه‌ی آن شکست رخ برگی است^(۳).



شکل ۱۲- استحکام کششی و قابلیت تغییر شکل موم‌سان به صورت تابعی از دما برای $Ti_{\mu}Al$ تک‌فاز، چند بلوره و استوکیومتری = تنش شکست (زیر $600^{\circ}C$) یا استحکام کشش نهایی، - - - = تنش تسلیم، - - = قابلیت تغییر شکل ظاهری شامل ریز ترک خوردگی، - - - = قابلیت تغییر شکل تخمینی بدون ریز ترک (Lipsitt et al., 1980).

مشخص شده است که یکی از سیستم‌های لغزش ممکن در تک بلورها وابستگی نامتعارف به دما برای تنش تسلیم از خود نشان می‌دهد^(۴) به عبارت دیگر تنش تسلیم با افزایش دما بالا می‌رود تا به بیش‌ترین مقدارش برسد. چنین وابستگی نامتعارفی به دما، مشخصه‌ی بین فلزات متعددی است و با تفصیل بیش‌تری برای مورد کاملاً شناخته شده‌ی $Ni_{\mu}Al$ تحلیل شده است که در بخش ۴-۱-۲ مطرح می‌گردد. البته یافته‌ها برای $Ni_{\mu}Al$ به دلیل آرایش‌های متفاوت نابه‌جایی برای $Ti_{\mu}Al$ کاربرد ندارد^(۵).

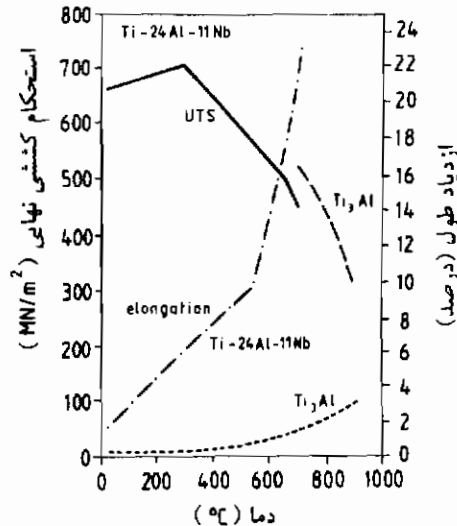
1 - Minonishi, 1991; Nakano and Umakoshi, 1993

2 - Inui et al., 1993

3 - Koss et al., 1990; Kim and Froes, 1990; Froes et al., 1991

4 - Minonishi, 1991; Umakoshi et al., 1993 b

5 - Minonishi, 1991



شکل ۱۳- وابستگی استحکام به دما برای $Ti_{3}Al$ و $Ti-24Al-11Nb$ و وابستگی دمایی از دیاد طول در اثر کشش برای $Ti_{3}Al$ و $Ti-24Al-11Nb$ (Rowe, 1990).
(همه‌ی درصد‌ها درصد اتمی است)

باید تأکید کرد که این تأثیر را صرفاً در تک بلور $Ti_{3}Al$ با جهت‌گیری مناسب می‌توان مشاهده نمود زیرا سیستم لغزش مربوطه در $Ti_{3}Al$ چندبلوره فعال نمی‌شود.

هدف از توسعه‌ی مواد مختلف بر پایه‌ی $Ti_{3}Al$ بهبود توأم استحکام و شکل‌پذیری از طریق آلیاژ کردن با عناصر دیگر و به وسیله‌ی کنترل ریزساختار است^(۱). همان‌گونه که در شکل ۱۳ دیده می‌شود، عنصر مؤثرتر برای بهبود شکل‌پذیری، Nb است و در حقیقت آلیاژهای پایه‌ی $Ti_{3}Al$ با کاربردهای مهندسی، یعنی آلیاژهای α_{β} و α_{β} -حاوی ۱۰ تا ۳۰ درصد اتمی Nb هستند^(۲). علی‌رغم پیشرفت وسیع و مطالعات فراوان درباره‌ی ریزساختار و خواص، سازوکاری که به وسیله‌ی آن Nb شکل‌پذیری این آلیاژهای پایه‌ی $Ti_{3}Al$ را بهبود می‌دهد، هنوز روشن نیست^(۳). مقادیر کم Nb که جایگزین Ti می‌شوند منجر به فعال‌سازی سیستم‌های لغزش بیش‌تری می‌گردند که البته فقط اثر کمی بر شکل‌پذیری دارند. مقادیر بیش‌تر Nb به تشکیل فازهای دیگر یعنی $Ti-\beta$ در حالت نامنظم با ساختار A۲

1 - Rowe, 1990; Froes et al., 1991

2 - Rowe, 1990; Froes et al., 1991

3 - Froes et al., 1991

و / یا یا حالت منظم با ساختار B2 و / یا فاز لوزی القاعده‌ی O که قبلاً گزارش شد، منجر می‌شود که طول لغزش را محدود می‌کند و اثر مطلوب و قابل ملاحظه‌ای بر شکل‌پذیری دارد. ترکیب نابجایی‌ها در فاز O اخیراً مطالعه گردیده است^(۱).

آلیاژهای با آمیختگی مناسب استحکام و شکل‌پذیری، آلیاژهای بین فلزی چند فازه با ریز ساختارهای پیچیده هستند که ممکن است دانه‌های α_p اولیه، لایه‌ها یا صفحات ویدمن اشتاتن^(۲) α_p ثانویه‌ی ریز، دانه‌های β در ساختار نامنظم A2 یا حالت B2 منظم، دانه‌های فاز ω و شاید دانه‌های فاز O را شامل شوند^(۳). در هر صورت، رفتار مکانیکی به طور نسبتاً حساسی به پراکندگی‌های فازهای مختلف، یعنی به تعداد، اندازه، شکل، ترکیب، ساختار بلوری، ساختار فصل مشترک و نسبت‌های همسایگی دانه‌های مختلف بستگی دارد. پراکندگی فاز را می‌توان به صورت چشمگیری با انتخاب مناسب ترکیب آلیاژ و عملیات‌های ترمومکانیکی تغییر داد^(۴). بنابراین، برای بهینه‌سازی و قابلیت تولید مجدد آلیاژهای α_p کنترل دقیق فراوری ضروری است. خصوصاً معلوم شده است که ریز ساختارهای بهینه‌ی آلیاژ برای ویژگی‌های مختلف مکانیکی مانند: استحکام کششی، شکل‌پذیری در کشش، مقاومت خزشی، مقاومت به شروع ترک خستگی و مقاومت به خستگی در چرخه‌ی زیاد، متفاوت هستند^(۵). ساز و کارهای چقرمگی مختلف اخیراً از حیث شروع و رشد ترک در TiAl بررسی شده‌اند^(۶).

آلیاژ کردن Nb با Nb بیش‌تر ویژگی‌های مکانیکی را بهبود می‌بخشد و تأثیر آن با اضافه کردن Nb افزایش می‌یابد. تنها استثنای قابل ملاحظه، مقاومت خزشی ماده است که ویژگی تعیین‌کننده در کاربردهای در دمای بالاست. معلوم شده است که نیوبیم عنوان‌کاهنده‌ی مقاومت خزشی است، اگر چه که فاز O حاوی Nb احتمالاً از لحاظ مقاومت خزشی هم سودمند می‌باشد^(۷). بدیهی است مقاومت خزشی تابع بسیار حساسی از پراکندگی فاز نیز می‌باشد، تحقیقات جاری متوجه شفاف‌سازی شرایط

1- Douin et al., 1993

2 - Widmanstätten

3 - Koss et al., J. M. Larsen et al., 1990; Kim and Froes, 1990; J. M. Larsen et al., 1990; Froes et al., 1991

4 - Koss et al., 1990; Rowe, 1990; Kim and Froes 1990; J. M. Larsen et al., 1990; Froes et al., 1991, 1992

5 - Rowe, 1990

6 - Chan 1993a

7 - Rowe, 1990; Kim and Froes 1990; Froes et al., 1991; Nandy et al., 1993

لازم برای مقاومت خزشی بهینه است^(۱). سازوکارهای خزش نیز بررسی شده‌اند^(۲). خزش مشاهده شده از نسبت‌های شناخته شده برای آلیاژهای نامنظم معمول که برای دیگر بین فلزات هم یافت شده است، پیروی می‌کند. این نسبت‌ها در بخش ۴-۳-۴ به همراه آلیاژهای NiAl (به عنوان مثال) بحث خواهد شد. داده‌های نفوذ که برای تحلیل و بهینه‌سازی رفتار خزش لازم می‌شوند (به ویژه برای سیستم Ti-Al-Nb) موجود هستند^(۳).

دیگر عناصر آلیاژساز برای بهبود استحکام Ta, Cr و Mo هستند. Mo برای مقاومت خزشی هم سودمند است^(۴). افزودنی‌های جزئی آلیاژساز C, Fe, Si و تأثیر قابل توجهی بر رفتار خزشی دارند و آهن اثر زیانبارتری دارد^(۵). علاوه بر عناصر مذکور، V و Sn به منظور بهبود خواص به کار می‌روند. آلیاژ کردن با Zr، استحکام و شکل پذیری را تماماً افزایش می‌دهد و کم آلیاژ کردن با Y و B برای کنترل اندازه‌ی دانه و بهبود نرمی و کارپذیری استفاده می‌شود^(۶). اندازه‌های دانه‌ی بسیار پایدار و ریز را می‌توان از طریق انجماد سریع آلیاژها به همراه پراکنش ذرات ریز اکسیدهای قلیایی خاکی نادر مانند Er_2O_3 ، تولید کرد^(۷). در چنین آلیاژهایی، اندازه‌ی کوچک دانه شکل پذیری را بهبود می‌دهد در حالی که ذرات پراکنده، به قیمت کاهش شکل پذیری استحکام را افزایش می‌دهند.

اثرات مشابهی را می‌توان از طریق رسوب فازهای استحکام بخش به وجود آورد. مثال شاخص در این مورد ظهور موادی است که بر آلیاژ کردن Ti_۳Al با Si برای تولید Ti_۵Si_۳ به عنوان فاز ثانویه‌ی استحکام بخش متکی می‌باشند^(۸). Ti_۵Si_۳ فازی بسیار ترد و سخت با ساختار پیچیده‌ی منشوری DA_۸، چگالی کم و دمای ذوب بالاتر از ۲۰۰۰°C است. آلیاژ کردن بیش تر این قبیل آلیاژهای دو فازی با Nb از لحاظ رفتار مکانیکی سودمند است^(۹).

آلیاژهای α_2 عمده و رایج در کاربردهای مهندسی، Ti-۲۴Al-۱۱Nb،

1 - Hayes, 1991; Morris, 1991a; Huang and Kim, 1991; Es-Souni et al. 1991; Lupinc et al., 1991; Onodera et al., 1991; Thompson and Pollock, 1991

2 - Yamaguchi and Umakoshi, 1990; Koss et al., 1990

3 - Van Loo and Rieck, 1973; Dayananda, 1992

4 - Froes et al., 1991

5 - Rowe, 1990

6 - Froes et al., 1991

7 - Suryanarayana et al., 1991

8 - Wu et al., 1989; Es-Souni et al., 1991, 1992a

9 - Wagner et al., 1991; Es-Souni et al., 1991, 1992a

ویژگی‌های شاخص برای این آلیاژها در جدول ۲ ارائه شده است. در بررسی‌های اخیر، رفتار مکانیکی، یعنی استحکام، شکل پذیری، خستگی، شکست و خزش به طور مفصل خصوصاً از حیث اثرات ریز ساختار، در بررسی‌های مختلف مطرح شده است^(۲). (هم‌چنین فصل یاما کوچی در جلد ۶ MST را ملاحظه کنید). توجه می‌شود که تغییر شکل آبر مومسانی که حین آن رشد پویای دانه با کاهش نسبت حجمی Ti_3Al رخ می‌دهد، امکان پذیر می‌باشد^(۳).

۳-۱-۳- اثرات محیطی

قرار گرفتن Ti_3Al یا آلیاژهای پایه Ti_3Al در معرض اکسیژن و در دماهای بالا، از یک سو به اکسایش و از سوی دیگر به حل شدن اکسیژن در آلیاژ منجر می‌شود^(۴). اگر لایه‌ی محافظ Al_2O_3 بتواند از طریق اکسایش انتخابی تشکیل شود، باید انتظار افزایش مقاومت به اکسایش را داشت. البته Al_2O_3 نسبت به TiO تنها اندکی پایدارتر است و فعالیت Ti بسیار بیش‌تر از فعالیت Al در Ti_3Al می‌باشد^(۵). بنابراین TiO اکسید پایداری در تماس با Ti_3Al بوده و اکسایش بعدی منجر به تشکیل TiO_2 یعنی روئیل می‌شود. ترمودینامیک سیستم $Ti-Al-O$ و شرایط تعادل برای تشکیل فازهای اکسیدی مختلف به تفصیل مطالعه شده است^(۶).

طبق این شرایط ترمودینامیکی، رفتار اکسایش مشاهده شده پیچیده بوده و به ساختار اکسید لایه‌ای همراه با TiO_2 در بیرون، و اکسیدهای با درصدهای فلزی بیش‌تر از جمله Al_2O_3 در لایه‌های زیرین می‌انجامد^(۷). سینتیک این واکنش از قانون آهنگ اکسایش سهمی وار تبعیت می‌کند و ثابت‌های آهنگ اکسایش Ti_3Al تنها کمی کوچک‌تر از ثابت‌های تشکیل دهنده‌های رایج TiO_2 ، یعنی آلیاژهای

1 - Froes et al., 1991

2 - Koss et al., 1990; Rowe, 1990; Kim and Froes, 1990; J.M. Larsen et al., 1990; Yamaguchi and Umakoshi, 1990; Froes et al., 1991; Kumpfert et al., 1992; Stoloff et al., 1993

3 - H. S. Yang et al., 1992, 1993

4 - Rowe, 1990; Kim and Froes, 1990; Froes et al., 1991

5 - Meier and Pettit, 1992

6 - Rahmel and Spencer, 1991; Pajunen and Kivilahti, 1992; Li et al., 1992; Zhang et al., 1992b; Saunders and Chandrasekaran, 1992

7 - Khobaib and Vahldiek, 1988; Shida and Anada, 1993

معمول Ti هستند^(۱). نیویم مقاومت به اکسایش را افزایش می دهد به طوری که ثابت های حاصله، حد واسط بین ثابت های آهنگ تشکیل دهنده های TiO_2 ، Al_2O_3 هستند^(۲). مقاومت اکسایشی آلیاژهای پایه ی Ti-Al هم ممکن است از طریق آلیاژ کردن با Mo یا Ta بهبود یابد^(۳).

مقاومت های اکسایشی به دست آمده هنوز کافی نیستند و کاربرد آلیاژهای پایه ی Ti-Al را در دماهای بالا (همان طور که در جدول ۲ دیده می شود) محدود می کنند. بنابراین پوشش دهی این آلیاژها به صورت گسترده در دست بررسی است. خصوصاً روش های سماتنه کردن درون جعبه ای برای تشکیل آلومیناید Al_3Ti سطحی و اجتناب از ترک خوردن سطح بهینه سازی می شوند^(۴).

علاوه بر تشکیل پوسته در سطح، اکسیژن به صورت محلول در داخل Ti-Al نفوذ می کند، زیرا قابلیت جذب نسبتاً زیادی برای اکسیژن دارد. این مسأله منجر به ترد شدگی می شود؛ به عبارت دیگر استحکام افزایش و شکل پذیری کاهش می یابد و به تشکیل ترک در سطح می انجامد^(۵). آهنگ ترد شونگی و تشکیل ترک از طریق فرایندهای نفوذ کنترل می گردد که تنها با پوشش های محافظ از سرعت آن کاسته می شود. باید توجه کرد که علی رغم نفوذ اکسیژن به طرف داخل، اکسایش داخلی با تشکیل ذرات ریز اکسیدی پراکنده گزارش نشده است. این واقعیت که اکسایش داخلی کلاسیک رخ نمی دهد (حتی اگر لایه ی اکسید محافظ تشکیل نشده یا تشکیل و شکسته شده باشد)، عارضه ی معمول بسیاری از ترکیب های بین فلزی است و از شرایط سینتیکی و ترمودینامیکی خاص در سیستم های آلیاژهای مربوطه حاصل می شود^(۶).

دیگر عنصر محیطی مهم هیدروژن است^(۷)، که فاز β را در سیستم Ti-Al پایدار می کند. به عبارت دیگر این عنصر بر ترمودینامیک سیستم، و در نتیجه بر تکامل ریز ساختار به طور محسوسی اثر می گذارد. در حقیقت هیدروژن به عنوان عنصر آلیاژ ساز موقت حین فراورش ترموشیمیایی آلیاژهای معمول تیتانیم α/β جهت پالایش ریز ساختار استفاده می شود. قابلیت حل شدن هیدروژن در $Ti-\beta$ بیش ترین مقدار، در $Ti-\alpha$ کم تر و در $Ti-Al$ باز هم کم تر است. با این وجود، $Ti-Al$ باز هم مقادیر قابل

1 - Choudhury et al., 1976; Perkins et al., 1989; Meier et al., 1989; Welsch and Kahveci, 1989

2 - Choudhury et al., 1976; Khobaib and Vahldiek, 1988; Wiedeman et al., 1989; Welsch and Kahveci, 1989; Rowe, 1990; Kim and Froes, 1990

3 - Froes et al., 1991; Schaeffer, 1993

4 - Kung, 1990; Smialek et al., 1990b

5 - Balsone, 1989; Rowe, 1990; Kim and Froes, 1990; McKee, 1993

6 - Meier and Pettit, 1992

7 - Chu and Thompson, 1991; Eliezer et al., 1991

ملاحظه‌ای هیدروژن را در دماهای بالا در خود حل می‌کند که به صورت هیدریدها در هنگام خنک‌کاری به دلیل کاهش حد حلالیت در دماهای پایین‌تر، رسوب می‌کند^(۱). رابطه‌های بین طرز استقرار، شکل و ساختار هیدریدها گزارش شده‌اند^(۲).

مانند سایر آلیاژها، آلیاژهای پایه‌ی Ti₃Al هم از طریق هیدروژن حل شده و هم از طریق هیدریدهای رسوبی که منجر به ترک هیدروژنی می‌گردند، ترد می‌شوند^(۳). البته با استفاده از شرایط ویژه در وارد کردن هیدروژن و عملیات حرارتی‌های خاص (یعنی عملیات‌های ترموشیمیایی) هم می‌توان استحکام، شکل پذیری و چقرمگی را بهبود بخشید^(۴). خصوصاً ریز ساختار با قابلیت تحمل هیدروژن برای درصدهای هیدروژن نه چندان زیاد، ساخته شده‌اند^(۵). در این جا برای فهم سازوکارهای ریز ساختاری و کاربردی کردن فراورش ترموشیمیایی جهت بهینه‌سازی رفتار مکانیکی کار بیش‌تری لازم است^(۶).

۳-۱-۴- کاربرد

آلیاژهای α_2 پایه‌ی Ti₃Al چنان به شکل موفقیت آمیزی توسعه یافته‌اند که آلیاژهای α_2 چندین سال در نوک هرم استفاده‌ی تجاری بوده‌اند^(۷). آلیاژهای α_2 به شکل شمش‌های بزرگ‌تر از ۴۵۰۰ کیلوگرم تولید می‌شوند و به صورت پروفیل ریختگی یا شکل‌های کار شده شامل شمشال، میله، ورق نازک و صفحه در دسترس هستند^(۸). به علاوه، روش‌های متالورژی پودر هم که برای آلیاژهای رایج تیتانیوم به کار می‌روند، به آسانی برای این آلیاژها تطبیق داده شده‌اند. علاوه بر این، دیگر روش‌های متالورژی پودر (خصوصاً فراورش و اکنشی) برای آلیاژهای پایه‌ی Ti₃Al به کار رفته‌اند^(۹). آلیاژهای α_2 را می‌توان ماشین‌کاری کرد؛ ورق را می‌توان به صورت آبرومسانی شکل داد و با پیوند دادن نفوذی

1 - Chu and Thompson, 1991; Eliezer et al., 1991

2 - Shih et al., 1989; Gao et al., 1990

3 - Eliezer et al., 1991; Gao et al., 1990; Chu and Thompson, 1991, 1992; Chu et al., 1992; Thompson, 1992, 1993

4 - Chu and Thompson, 1991

5 - Chan, 1992, 1993b

6 - Eliezer et al., 1991; thompsn, 1992

7 - Lipsitt, 1985a, b, 1993; Fleischer et al., 1989a; Dimiduk et al., 1992; Froes et al., 1992

8 - Peacock, 1989; Wittenauer et al., 1989; Chesnutt, 1990; Bassi et al., 1991

9 - Froes et al., 1991

آنها را برای ساخت قطعات به شکل های پیچیده از ورق به کاربرد؛ فرایندهای مختلف تولید با استفاده از وسایل رایج قابل انجام است^(۱). مطالعات مربوط به اتصال نشان داده است که آلیاژهای α_p را می توان به صورت موفقیت آمیزی هم از طریق پیوند نفوذی و هم جوش کاری اصطکاکی خطی متصل کرد، در صورتی که با جوش کاری ذوبی، احتمالاً با مشکلات کنترل ساختار مواجه می شویم^(۲). قطعاتی برای استفاده در توربین های گازی هواپیما تولید شده و به عنوان قطعات ایستای سازه های موتور مورد آزمایش قرار گرفته اند و در حال نزدیک شدن به شرایط مطلوب موتور هستند^(۳). قسمت های چرخنده ی مشعل، قسمت های پوشش کمپرسور، حلقه های نگه دارنده و واشر افشانک پس سوز مثال هایی در این زمینه هستند.

علی رغم این موفقیت ها، قطعات از جنس آلیاژ α_p هنوز برای هواپیما استفاده نمی شوند^(۴). به عبارت دیگر هنوز تکامل نیافته اند، زیرا انتظارات در خصوص استحکام و مقاومت به اکسایش بالا رفته است. دشواری های مربوط به احتراق در برخی کاربردها در کمپرسور، و تردی محیطی و بالاخره موانع اقتصادی وجود دارند^(۵). از این رو استفاده ی گستره ی از آلیاژهای α_p را تنها پس از پیشرفت بیش تر در زمینه ی پوشش دهی و آلیاژسازی می توان انتظار داشت.

با این وجود، آلیاژهای α_p برای بسیاری از کاربردهای هوا - فضا در آینده مورد توجه قرار می گیرند^(۶). گام های نخستین، برنامه هایی برای پیشرفت هواپیمای سرنشین دار با سرعت های مافوق صوت است. هواپیمای فضانورد ملی (NASP)^(۷) آمریکا^(۸) و طرح سنگر^(۹) آلمان^(۱۰) مثال هایی در این مورد هستند. این جا استحکام ویژه، یعنی استحکام به ازای واحد چگالی (یا وزن مخصوص) نیاز اولیه است و آلیاژهای انتخابی باید با مواد با استحکام بالای فلزی و غیرفلزی رقابت کنند. برای برآورده ساختن معیارهای طراحی، آلیاژهای α_p به عنوان ماده ی زمینه ی مواد مرکب با زمینه ی بین فلزی مورد

1 - Lipsitt, 1985a ; Wittenauer et al., 1989; Bassi et al., 1991

2 - Threadgill and Baeslack, 1991; Baeslack et al., 1988; Cieslak et al., 1990

3 - Lipsitt, 1985a, b; Dimiduk et al., 1992

4 - Froes et al., 1991

5 - Dimiduk et al., 1992

6 - Roland, 1989; Dimiduk et al., 1991; Dauphin et al., 1991; Froes et al., 1991

7 - U.S. National Aero - Space Plane

8 - Ronald, 1989

9 - Sanger

10 - Kuczera et al., 1991; Bunk, 1992

توجه قرار گرفته‌اند و پیشرفت مواد مربوطه رو به گسترش است^(۱).

علاوه بر مشکلات سازگاری مکانیکی اجزای تشکیل دهنده‌ی ماده‌ی مرکب که هم اکنون در آلیاژهای چند فازه‌ی رایج دیده می‌شوند، مسأله‌ی پایداری شیمیایی وجود دارد که ممکن است از طریق واکنش‌های اجزای ماده‌ی مرکب تحت تأثیر قرار گیرد^(۲). بنابراین پیشرفت‌های مواد مرکب متوجه بهینه‌سازی ترکیب و ریزساختار از حیث پایداری ماده‌ی مرکب، خواص کششی، مقاومت به خستگی مکانیکی و حرارتی، مقاومت خزشی و خوردگی توسط مکی^(۳) و همکاران (۱۹۹۱) بررسی شده است. نهایتاً، موفقیت این پیشرفت‌ها به جنبه‌های اقتصادی، یعنی هزینه‌ی کل چرخه‌ی عمر بستگی دارد.

TiAl-۲-۳

۱-۲-۳- ویژگی‌های اساسی و نمودار فازی

آلومیناید تیتانیوم (TiAl) (اغلب به نام فاز γ معروف است) که با ساختار مکعب مستطیلی $L1_0$ (نوع CuAu) مطابق شکل ۱، متبلور می‌گردد. ساختار $L1_0$ از منظم شدن شبکه‌ی fcc (A۱) حاصل می‌شود، یعنی اساساً ساختار مکعبی است که به دلیل چیدمان خاص صفحات اتمی به مکعب مستطیل تغییر شکل داده است (شکل ۱). نسبت ثابت‌های شبکه‌ی c و a در ترکیب استوکیومتری $\frac{c}{a} = 1/0.15$ و چگالی آن $3/766 \text{ g/cm}^3$ است^(۴)، در صورتی که برای آلیاژهای پایه‌ی TiAl گستره‌ی $3/7-3/9 \text{ g/cm}^3$ گزارش شده است (جدول ۲ را ببینید). این چگالی از چگالی Ti_3Al هم کم‌تر است و آلومیناید‌های تیتانیوم را برای پیشرفت مواد جالب توجه‌تر می‌کند.

وابستگی دمایی ثابت‌های کش‌سانی TiAl چند بلوره مطالعه شده است^(۵). ضریب یانگ 174 GPa ، ضریب برشی 70 GPa و ضریب پواسان $0/23$ برای TiAl با ترکیب استوکیومتری در دمای اتاق به دست آمده است، یعنی ثابت‌های کش‌سانی، بزرگ‌تر و نسبت پواسان، کوچک‌تر از مقادیر

1 - Bassi et al., 1991; Ronald, 1989; Bowman and Noebe, 1989; Destefani, 1989; Stephens, 1990; J.M. Larsen et al., 1990; Mackay et al., 1991; Norman et al., 1990; Feng and Michel, 1991; Jha et al., 1991a, b; Kumar, 1991; Froes et al., 1991; Bryant et al., 1991; Marshall et al., 1992

2 - Norman et al., 1990

3- Mackey

4 - Kim and Dimiduk, 1991

5 - Schafrik, 1977

متناظرشان برای Ti_3Al است. ثابت‌های کش‌شانی و انرژی‌های عیب $TiAl$ به طور نظری از طریق بررسی‌های اصل نخستین انرژی کل، مطالعه شده و از حیث رفتار مکانیکی مورد بحث قرار گرفته‌اند.^(۱) ضریب یانگ برای آلیاژهای پایه‌ی $TiAl$ در گستره‌ی $160-180$ GPa است که تنها $10-20$ درصد کم‌تر از مقدار آن در مورد آبرآلیاژها می‌باشد (جدول ۲). اخیراً، از طریق محاسبات اصل نخستین دریافته‌اند که انحراف‌ها از ترکیب استوکیومتری ناشی از اتم‌های ضدساختاری که در شبکه وارد شده‌است می‌باشد، به عبارت دیگر به خاطر بی‌نظمی ساختاری، نه جای خالی‌ها در زیر شبکه‌ها و هم‌چنین به دلیل چگالی نسبتاً پایین جای خالی‌های حرارتی به دلیل انرژی تشکیل بالایشان است.^(۲) خود نفوذی Ti در $TiAl$ مطالعه شده است.^(۳)

$TiAl$ گستره‌ی ترکیبی وسیعی دارد و همان‌گونه که در نمودار فازی $Ti-Al$ دیده می‌شود تا نقطه‌ی ذوبش پایدار است (شکل ۱۰). تغییر درصد Al بین حدود حلالیت به بی‌نظمی ساختاری همراه با اتم‌های Ti یا Al اضافی به ترتیب در موقعیت‌های شبکه‌ای Al یا Ti می‌انجامد (به عبارت دیگر، اتم‌های ضد ساختار در ضد محل‌های فاقد جای خالی ساختاری) و در نتیجه تغییر مشابهی در نسبت $\frac{c}{a}$ ایجاد می‌کند، یعنی مستطیلی شدن بین $1/03$ برای بیش‌ترین درصد Al و $1/01$ برای کم‌ترین درصد Al را در پی دارد.^(۴) پایداری فازهای مختلف در سیستم $Ti-Al$ به صورت نظری از طریق محاسبات اصل نخستین مطالعه شده است.^(۵) باید توجه داشت که نمودار فازی $Ti-Al$ چندین سال مورد بحث بوده است و در حال حاضر نسخه‌ی شکل ۱۰-الف، نموداری است که عموماً مورد استفاده قرار می‌گیرد، و براساس مطالعات اخیر می‌باشد.^(۶) با این وجود، تعادل‌های فازی با $TiAl$ در دماهای بالا هنوز کاملاً روشن نیستند و مطالعه‌ی دقیق و جدید به یک نمودار تجدیدنظر شده انجامیده است (شکل ۱۰-ب).^(۷) همان‌گونه که پیشتر در مورد Ti_3Al اشاره شد، تعادل‌های فازی (یعنی ترکیب‌های تعادلی و دماهای گذار) به طور

1 - Yoo et al., 1991; Lee and Yoo, 1990; Fu and Yoo, 1990; Yoo, 1991; Woodward et al., 1993; Yoo and Fu, 1991, 1993

2 - Fu and Yoo, 1993

3 - Kroll et al., 1992

4 - Yamaguchi and Umakoshi, 1990; Kim and Dimiduk, 1991; Shirai and Yamaguchi, 1992

5 - Asta et al., 1993

6 - Y. A. Chang et al., 1991; Shull and Cline, 1990; Perepezko, 1991a, b; Huang and Siemers, 1989; Kim and Dimiduk, 1991; Rowe and Huang, 1988; Kattner et al., 1992; Jones and Kaufman, 1993; Anderson et al., 1993

7 - Hellwig et al., 1992; Kainuma et al., 1994

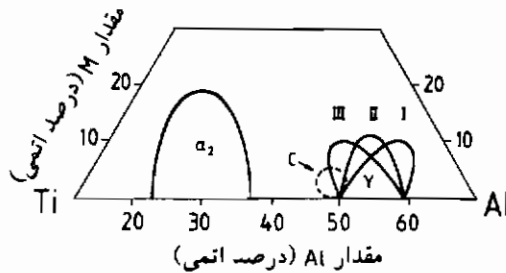
حساسی به درصد ناخالصی‌ها خصوصاً اکسیژن وابسته است^(۱).
 به منظور کنترل و بهینه‌سازی ویژگی‌های مکانیکی و رفتار خوردگی، TiAl با عناصر جانشین و بین نشین مختلف آلیاژسازی شده است^(۲). همان‌گونه که به طور شمایی در شکل ۱۴ دیده می‌شود، عناصر آلیاژکننده اثرات گوناگونی بر وسعت منطقه‌ی TiAl در نمودارهای فازي سه تایی مربوطه دارند. در این تقریب خام، ظاهراً V، Mn و Cr به عنوان جایگزین‌های Al به تنهایی یا به صورت جانشین توأم Ti و Al عمل می‌کنند، در صورتی که Nb، Ta، Zr و Mo و W به عنوان جانشین‌های Ti عمل می‌کنند^(۳). اخیراً ترجیح مکانی چنین افزودنی‌های آلیاژساز در شبکه‌ی TiAl و اثر آن‌ها بر مستطیلی شدن با محاسبات اصل نخستین مطالعه شده‌اند که نتایج آن‌ها سازگاری کمی با یافته‌های تجربی مذکور دارند^(۴). در صورت بررسی جزئیات، مشاهده می‌شود که اثرات پیچیده هستند و همان‌گونه که در نمودارهای فاز سه تایی موجود برای TiAl و Nb (شکل ۱۱) و Zr، Mn و V یا Ag آشکار می‌شود، به مقدار ماده‌ی آلیاژ ساز هم بستگی دارند^(۵). همان‌طور که پیش‌تر در مورد Ti_۳Al اشاره شد (بخش ۳-۱-۱)، تعادل‌های فازي در سیستم‌های پایه‌ی Ti-Al هنوز کاملاً درک نشده است و خصوصیت فازهای اضافی موضوع تحقیقات فعلی است^(۶). فهم بهتری از این تعادل‌های فازي از طریق آزمایش‌های زوج نفوذی و تحلیل‌های مسیر نفوذ که می‌توان از آن داده‌های نفوذ را به دست آورد، حاصل شده است^(۷). اثرات آلیاژ کردن با Mo و V بر نسبت‌های فازي اخیراً مطالعه شده‌اند^(۸).

۳-۲-۲- ریزساختار و رفتار مکانیکی

تغییرات استحکام و شکل‌پذیری با دما مشابه تغییرات آن‌ها در مناطق پُر تیتانیم Ti_۳Al در شکل ۱۲ است. شکل ۱۵ وابستگی دمایی استحکام و توانایی تغییر شکل موم‌سان TiAl چند بلوره‌ی

- 1 - Kahveci and Welsch, 1986; Huang and Siemens, 1989; Froes et al., 1991; Saunders and Chandrasekaran, 1992
- 2 - Hashimoto et al., 1986a, b, 1991; Kasahara et al., 1987; Tsujimoto and Hashimoto 1989; Froes et al., 1991; Kim and Dimiduk, 1991
- 3 - Kim and Dimiduk, 1991; X. F. Chen et al., 1992
- 4 - Erschbaumer et al., 1993
- 5 - Hashimoto et al., 1986a, b; Kasahara et al., 1987; Tsujimoto and Hashimoto, 1989; Kim, 1989; Ahmed and Flower, 1992
- 6 - Jackson and Lee, 1992; Jackson, 1993; Nakamura et al., 1993
- 7 - Ma et al., 1992
- 8 - Das et al., 1993b; Ma and Dayananda, 1993

تک فاز را طبق کار لیپسیت و همکارانش (۱۹۷۵)، نشان می‌دهد. می‌توان دید که این فاز عملاً با نداشتن توانایی تغییر شکل در دماهای تا 700°C ترد است و تنها بالاتر از این دما تغییر شکل مشاهده شده است. به همین ترتیب، استحکام شکست تقریباً 500MPa را تا حدود 700°C حفظ می‌کند. بالاتر از آن دما، نرم شدن فعال شده‌ی حرارتی رخ می‌دهد که تغییر شکل موم‌سان را ممکن می‌سازد و تسلیم حاصله منجر به استحکام‌های تسلیم پایین‌تر از استحکام‌های شکست می‌شود.



شکل ۱۴- شمای مقطع هم‌دمای 900°C نمودار فاز سه‌نایی TiAl با Ti-Al-M. قسمت قوسی آبرای $\text{M}=\text{Nb}, \text{Ta}, \text{Mo}$ یا W و قسمت II یا III برای $\text{M}=\text{Cr}, \text{V}$ یا Mn؛ سطح C گستره‌ی ترکیب مورد توجه تجاری را مشخص می‌کند. (Kim and Dimiduk, 1991).

ریز سازوکارهای تغییر شکل، و خصوصاً واکنش‌های نابه‌جایی به‌طور بسیار مفصل تحلیل شده و از نظر استحکام و شکل‌پذیری مورد بحث قرار گرفته‌اند^(۱) (فصل یاما کوچی در جلد ۶ MST را نیز ملاحظه کنید). تغییر شکل موم‌سان از طریق حرکت نابه‌جایی‌های منفرد و اَبَر نابه‌جایی‌ها به دست می‌آید که هر دوی آن‌ها مولفه‌های ساکن از خود نشان می‌دهند. به علاوه، دو قلو شدن یک سازوکار تغییر شکل مهم است. توانایی حرکت کم نابه‌جایی علت اصلی رفتار شکست ترد در دماهای پایین است زیرا از تشکیل منطقه‌ی موم‌سان در نوک ترک که تنش‌های متمرکز را آزاد می‌کند، جلوگیری می‌نماید^(۲). یک تحقیق جدید اثر اندازه‌ی دانه بر رفتار مکانیکی را که نمی‌توان با رابطه‌ی هال - پیچ^(۳) توصیف کرد،

1 - Shechtman et al., 1974; Lipsitt et al., 1975; Yamaguchi and Umakoshi, 1990; Greenberg et al., 1991; Kim and Dimiduk, 1991; Yoo and Fu, 1991; Simmons et al., 1993; Denquin and Naka, 1993; Li and Whang, 1993; Whang and Hahn, 1993

2 - Yoo and Fu, 1991

3 - Hall-Petch

مورد توجه قرار داده است^(۱).

تنش تسلیم TiAl تک بلور وابستگی دمایی مثبت نامتعارف از خود نشان می‌دهد، یعنی تنش تسلیم با افزایش دما زیاد می‌شود تا این‌که به بیش‌ترین مقدارش در دمای حدوداً 600°C می‌رسد و تنها بالاتر از این دما است که وابستگی دمایی منفی معمول پدیدار می‌شود^(۲). این نتایج نامتعارف، از لغزش متقاطع فعال شده‌ی حرارتی آبر ناه‌جایی‌های متحرک با توانایی حرکت نسبتاً بالا به سمت صفحه‌های لغزش حاصل می‌شود. این صفحه‌ها مکانی است که نه تنها انرژی آبر ناه‌جایی‌ها، بلکه حرکت آن‌ها هم به دلیل تنش پیرلز^(۳) زیاد، پایین‌تر است^(۴). تفاوت انرژی بین آرایش‌های ناه‌جایی (یعنی نیروی محرکه برای لغزش متقاطع) ناشی از وابستگی مرز ضد فاز (APB) به استقرار و گشتاور نیروی بین برهم کنشی ناه‌جایی‌های جزئی در اثر ناهمسان‌گردی کش‌سانی است. این پدیده‌ها، یعنی انرژی‌های APB ناهمسان‌گرد و زیاد، ناهمسان‌گردی شدید کش‌سانی، و تنش‌های بالای پیرلز مقابله‌کننده با حرکت ناه‌جایی، به پیوند جهت‌دار قوی بین اتم‌های Ti و Al مربوط می‌شوند^(۵).

همان‌طور که در شکل ۱۵ نشان داده شده است، این وابستگی دمایی نامتعارف تنش تسلیم همیشه در آلیاژهای TiAl چند بلوره دیده نمی‌شود. دلیل این امر، وجود پدیده‌های استحکام بخشی اضافی در دماهای پایین‌تر (خصوصاً سخت‌کنندگی مرزدانه) است که استحکام را افزایش می‌دهد، به طوری که محل استحکام پیشینه چندان مشخص نیست^(۶). یک تحقیق جدید تأثیرات اندازه‌ی دانه، درصد Al و درصد ناخالصی بر تنش سیلان نامتعارف در TiAl را مورد توجه قرار داده است^(۷). پدیده‌های نامتعارف مشابهی هم برای دیگر بین فلزها دیده شده است. شناخته شده‌ترین مثال Ni_3Al است که در بخش ۴-۱-۲ مطرح می‌گردد. سازوکارهایی که باعث وابستگی دمایی نامتعارف در Ni_3Al و TiAl می‌شوند، مشخصه‌های مشابهی دارند. البته جزئیات امر به دلیل تفاوت در ساختارهای بلوری و آرایش‌های مختلف ناه‌جایی، متفاوت است^(۸).

1 - Imayev et al., 1993a, b

2 - Kawabata et al., 1985; Huang and Hall, 1991 a; Y. G. Zhang et al., 1991; Veysiere, 1991; Stucke et al., 1993

3 - Pierels

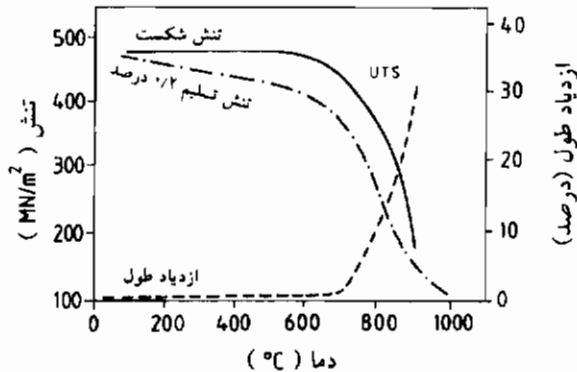
4 - Kawabata et al., 1991 a; Fu and Yoo, 1990; Yoo and Fu, 1991

5 - Fu and Yoo, 1990; Yoo and Fu, 1991

6 - Huang and Hall, 1991a

7 - Sriram et al., 1993

8 - Kawabata et al., 1991 a



شکل ۱۵- استحکام کششی یعنی تنش شکست، استحکام کششی نهایی (UTS)، تنش تسلیم ۰/۲ درصد، قابلیت تغییر شکل موم سان یعنی از دیاد طول کششی به عنوان تابعی از دما برای چند بلورهی تک فاز TiAl با ۵۴ درصد اتمی Al (Lipsitt et al., 1975).

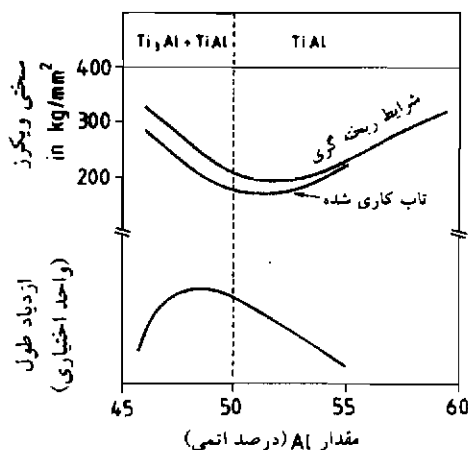
مسأله‌ی اصلی در استفاده از TiAl شکل پذیری کم آن در دمای اتاق است. شکل پذیری کم TiAl تک فاز (با بیش تر از ۵۰ درصد اتمی Al) با افزایش عناصر آلیاژی مانند Mn یا W, Cr, Nb, V بهبود نمی‌یابد. کاهش درصد Al شکل پذیری را بهبود می‌دهد^(۱). اگر به منظور تشکیل Ti_۳Al به عنوان فاز ثانویه در کنار TiAl، مقدار آلومینیم تا زیر ۵۰ درصد اتمی کاهش یابد، آلیاژهای بین فلزی دو فازی حاصل چند درصد شکل پذیری نشان می‌دهند که برای استفاده‌های معمول، قابل قبول هستند^(۲). این مسأله در شکل ۱۶ که سختی و شکل پذیری در دمای اتاق آلیاژهای تک فاز و دو فاز TiAl را نشان می‌دهد، روشن شده است. طبق این داده‌ها، ۴۸ درصد اتمی Al در آلیاژهای TiAl ترکیب بهینه برای بیشترین شکل پذیری در دمای اتاق است. سنجی‌های مختلف سختی برای شرایط تاب کاری یا ریخته گری اثر شدید تغییرات ریزساختار بر رفتار مکانیکی را نشان می‌دهد. هدف تولید مواد مختلف بر پایه‌ی TiAl بهبود توأم استحکام و شکل پذیری، نخست با کنترل ریزساختار و در درجه‌ی دوم با آلیاژ کردن با سایر عناصر است.

ریزساختار (یعنی توزیع) را می‌توان در محدوده‌های وسیعی از طریق عملیات حرارتی و فراوری ترمومکانیکی مناسب تغییر داد^(۳). در هنگام فراورش، تبلور مجدد پویا رخ می‌دهد که به

1 - J. M. Larsen et al., 1990; Kim and Dimiduk, 1991

2 - Huang and Hall, 1991 b; Kim and Dimiduk, 1991; Froes et al., 1991; Nonaka et al., 1992

3 - Koeppel et al., 1992



شکل ۱۶- سختی و یکرز و ازدیاد طول کششی در دمای اتاق به صورت تابعی از درصد Al برای آلیاژهای TiAl تک فاز و دو فاز.

(Kim, 1989)

صورت روشمند مطالعه شده است^(۱). بسته به نوع عملیات حرارتی، دانه‌های درشت و هم محور TiAl با رگه‌هایی از دانه‌های ریز TiAl که به وسیله ذرات Ti₃Al مهار شده‌اند، یا ریزساختار دولایه‌ای ریز شامل دانه‌های TiAl و دانه‌های ورقه‌ای یا ریزساختار تقریباً ورقه‌ای با دانه‌های ورقه‌ای درشت و مقدار جزئی دانه‌های ریز TiAl، یا ریزساختار کاملاً ورقه‌ای با دانه‌های ورقه‌ای درشت را می‌توان تولید کرد^(۲).

ریزساختارهای مختلف باعث ایجاد ویژگی‌های مکانیکی نسبتاً متفاوت می‌شوند و همان‌گونه که در شکل‌های ۱۷ و ۱۸ دیده می‌شود، امکان‌های مناسبی برای بهینه‌سازی ارائه می‌دهند^(۳). توجه می‌شود که اندازه‌ی دانه‌ی کوچک آلیاژهای دو لایه برای شکل پذیری و استحکام کوتاه مدت، سودمند اما برای مقاومت خزشی یعنی استحکام بلندمدت به دلیل لغزش مرزدانه‌ها، زیان‌آور است. چنین آلیاژهای ریز دانه شده که به روش‌های ترمومکانیکی فراوری شده‌اند را می‌توان به صورت اَبَر موم سان تغییر شکل داد^(۴).

ماهیت و جهت استقرار مرزهای بین فازها اهمیت ویژه‌ای در رفتار تغییر شکل که از طریق لغزش

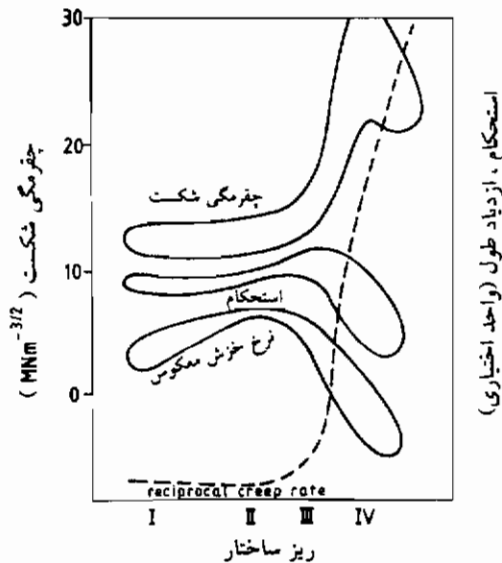
1 - Lee et al., 1993

2 - Kim and Dimiduk, 1991

3 - Y-W. Kim, 1992

4 - Cheng et al., 1992

و دوقلو شدن کنترل می شود، دارد^(۱). رفتار خزشی آلیاژهای TiAl تک فاز و دو فاز (که شامل دوقلو شدن می باشد)، به صورت مفصل مطالعه شده است^(۲). تحلیل خزش مشاهده شده از لحاظ سهم فازهای تشکیل دهنده موضوع کار بار تولو موز^(۳) و همکارانش (۱۹۹۳) بوده است. تنها بخش کمی از تحقیقات متوجه رفتار خستگی آلیاژهای TiAl شده است^(۴). باید توجه کرد که برخی ریزساختارها (همان طور که از ویژگی های ریزساختاری لایه ای در شکل ۱۷ ثابت می شود) ممکن است اثرات متضادی بر شکل پذیری و چقرمگی داشته باشند. سازوکارهای مختلف چقرمه کردن اخیراً از جنبه ی آغاز و رشد ترک در TiAl مطالعه شده اند^(۵).



شکل ۱۷- چقرمگی شکست، استحکام کششی و از دیاد طول کششی در دمای اتاق و عکس آهنگ خزش ثانویه که معیاری از مقاومت خزشی است به عنوان تابعی از ریز ساختار (شمایی) برای آلیاژهای دو فاز TiAl (Kim and Dimiduk, 1991).

1 - Wunderlich et al., 1993; Seeger and Mecking, 1993; Appel et al., 1993

2 - Feng et al., 1990b; Huang and Kim, 1991; Oikawa, 1992; Maruyama et al., 1992; Hayes and London, 1992; Jin and Bieler, 1993; Bartels et al., 1993

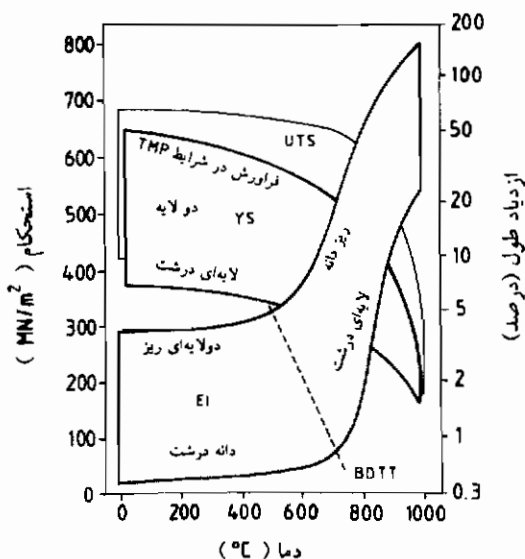
3 - Bartholomeusz

4 - Feng et al.; 1990a; Aswath and Suresh, 1991; Dowling et al., 1991; Froes et al., 1992; Rao et al., 1992; Soboyejo et al., 1993; Stoloff et al., 1993

5 - Chan, 1993a

آلیاژهای Ti-Al دوفازی با ریزساختار بسیار خاص و رفتار مکانیکی فوق‌العاده جالب با یک روش ویژه رشد بلور تولید می‌شوند^(۱). به عنوان مثال، آلیاژی با ۴۹/۳ درصد اتمی Al شامل دانه‌های یک یا دو لایه‌ای است که از لایه‌های تشکیل دهنده‌ی اصلی TiAl و فاز ثانویه‌ی Ti_۳Al و لایه‌های حاوی TiAl تعداد زیادی از دوقلوهای نازک تشکیل می‌شود. بنابراین آلیاژهایی با این ریزساختار، بلورهای دوقلو شده‌ی مصنوعی چند ترکیبی (PST) نامیده می‌شوند. این ریزساختار ویژه باعث نوعی رفتار مکانیکی می‌شود که به جهت استقرار بلور نسبت به جهت بارگذاری حساس است. حالت دشوار تغییر شکل با برش از میان مرزهای لایه‌ها، و حالت ساده‌ی برش به موازات مرز لایه‌ها است. حالت دوم (برش موازی) از دیاد طول کششی تا ۲۰ درصد را در دمای اتاق به دست می‌دهد.

علاوه بر انواع عملیات حرارتی و فراورش ترمومکانیکی دقیقاً کنترل شده، از افزودن مقادیر کم عناصر آلیاژ ساز (معمولاً ۱ تا ۳ درصد) برای بهینه‌سازی رفتار مکانیکی آلیاژهای TiAl دوفازی استفاده



شکل ۱۸- وابستگی دمایی استحکام کششی نهایی (UTS)، استحکام تسلیم کششی (YS)، دمای تبدیل از رفتار ترد به شکل پذیر (BDTT) و از دیاد طول کششی (EI) برای آلیاژهای دوفازی TiAl با ریزساختارهای مختلف که تحت شرایط فراورش متفاوت (خصوصاً فراوری ترمومکانیکی) تولید شده‌اند (Kim and Dimiduk, 1991).

می شود^(۱). Cr, Hf, V و Mn به طور قابل ملاحظه ای شکل پذیری را افزایش می دهند و Cr با بیش ترین اثر و Mn با حداقل تأثیر محلول جامد استحکام بخش تولید می کنند. Nb, Ta و W هم باعث استحکام بخشی محلول جامد می شوند، اما شکل پذیری را کاهش می دهند. عناصر بین نشین مانند C و N بسته به درصد Al و عملیات های قبلی بر شکل پذیری تأثیر می گذارند و خصوصاً مقاومت خزشی را بهبود می بخشند^(۲). اثرات عناصر مختلف به تفاوت در توزیع الکترونی و خاصیت پیوند نسبت داده می شود، که منجر به تغییرات در ابعاد سلول واحد شبکه، مستطیلی شدن و اشغال محل های شبکه می گردد. البته، این عناصر نیز به دلیل اثراتشان بر ترمودینامیک سیستم Ti-Al بر ریزساختارها تأثیر می گذارند و جداسازی اثرات مختلف دشوار است. از این رو هنوز فهم روشنی از قوانین ویژه ی عناصر آلیاژ ساز مختلف به دست نیامده است^(۳). سازوکار نسبتاً ساده ای از رسوب سختی توسط نموتو^(۴) و همکارانش (۱۹۹۲) مطالعه شده است. پیدایش مواد مختلف به طیفی از آلیاژهای چند تایی منجر شده است که در درصد Al، عناصر آلیاژ ساز و فراوری متفاوت هستند^(۵). گستره ی ویژگی های حاصله در جدول ۲ نشان داده شده است.

یک پیشرفت خاص توسط چینی ها متکی بر آلیاژ سازی TiAl با Nb به منظور کسب آلیاژهای محکم، سبک و مقاوم به اکسایش است^(۶). آلیاژ کردن با Nb به نظم دادن اتمی در ساختار TiAl، L۱ می انجامد به عبارت دیگر فاز جدیدی تولید می شود که ساختار بلوری آن هنوز کاملاً مشخص نیست. بیشتر در بخش قبلی تأکید شد که تعادل های فازی آلومیناید های تیتانیوم به ناخالصی های بین نشین خصوصاً اکسیژن بسیار حساسند. اخیراً دیده شده است که آلیاژ TiAl تقریباً تک فاز با ۵۰ درصد اتمی Al را می توان از طریق استفاده از Ti و Al با خلوص بالا به دست آورد. در حالی که آلیاژ معمول Ti-۵۰Al با خلوص کم دوفازی بوده و مقدار زیادی Ti_۳Al هم چنین TiAl به همراه دارد^(۷). TiAl با

1 - Kim, 1989; Tsujimoto and Hashimoto, 1989; Yamaguchi and Umakoshi, 1990; Hashimoto et al., 1991; Froes et al., 1991, 1992; Kawabata et al., 1991b, 1993; Kim and Dimiduk, 1991; Huang et al., 1991a; Strangwood et al., 1992; Tsujimoto et al., 1992; Huang, 1993; Hashimoto and Kimura, 1993

2 - Kawabata et al., 1991b; Kim and Dimiduk, 1991

3 - Kim and Dimiduk, 1991

4 - Nemoto

5 - Tsujimoto and Hashimoto, 1989; Hashimoto et al., 1991; Froes et al., 1991; Kawabata et al., 1991b; Kim and Dimiduk, 1991; Tsujimoto et al., 1992

6 - G. Chen et al., 1991, 1992, 1993; W. Zhang et al, 1993

7 - Murata et al., 1992, 1993

خلوص زیاد شکل پذیر است، (با کرنش شکست بیش تر از ۳ درصد) برخلاف TiAl با خلوص کم که کرنش شکست آن تنها در حدود ۱ درصد است.

۳-۲-۳- اثرات محیطی

مقاومت به اکسایش TiAl به دلیل درصد بالاتر Al بیش تر از Ti_۳Al است، اما هنوز چند مرتبه‌ی اعشار کم تر از سازنده‌های معمول Al_۲O_۳ از قبیل NiAl است^(۱). مقاومت به اکسایش TiAl بر تشکیل لایه‌ی محافظ Al_۲O_۳ متکی است که البته همان‌گونه که در مورد Ti_۳Al در بخش ۳-۱-۳ بیان شد تنها کمی از TiO پایدارتر است^(۲). به دلیل فعالیت زیاد Ti در آلیاژهای TiAl پرتیتانیم، TiO اکسید پایداری در مجاورت آلیاژهای TiAl با درصد‌های Al پایین تر از ۵۰ درصد اتمی می‌باشد که نمونه‌ای از آلیاژهای با بیش ترین شکل پذیری است^(۳). اکسایش بیش تر به تشکیل TiO_۲ یعنی روتیل می‌انجامد که محافظ نیست. بنابراین، برای آلیاژهای TiAl که از حیث رفتار مکانیکی بهینه‌سازی شده‌اند، اکسایش مسأله ساز است. شرایط تعادلی و ترمودینامیکی برای تشکیل فازهای اکسیدی مختلف مفصلاً مطالعه شده است^(۴). رفتار اکسایشی این آلیاژهای TiAl به طور قابل ملاحظه‌ای از طریق آلیاژ کردن با Al بهبود می‌یابد. این آلیاژسازی به تشکیل لایه‌ی Al_۲O_۳ محافظ با مقاومت بهبود یافته در مقابل پوسته‌ای شدن منجر می‌شود^(۵).

اکسایش آلیاژهای TiAl با درصد‌های Al به اندازه‌ی کافی زیاد (یعنی آلیاژهای تک فاز با حداقل ۵۰ درصد Al) به تشکیل پوسته‌های Al_۲O_۳ با آهنگ اکسایش کم فقط در دمای پایین تر از حدوداً ۱۰۰۰°C منجر می‌شود، در صورتی که در دماهای بالاتر، پوسته‌های با ترکیب پیچیده با لایه‌های روتیل بیرونی بر روی لایه‌ی مخلوطی از Al_۲O_۳ و روتیل با سرعت‌های اکسایش کاملاً افزایش یافته آشکار می‌شوند^(۶). اکسایش سطح ماده، درصد Al در TiAl را آن قدر کاهش می‌دهد که لایه‌ای از Ti_۳Al ترد (معمولاً به همراه ترک‌ها) تشکیل می‌شود. در زیر این پوسته‌ها و لایه‌های سطحی، اکسایش درونی مشاهده می‌شود که به پراکندگی‌های اکسیدی در کل قطعه منجر می‌شود. گذر از اکسایش در دمای

1 - Choudhury et al., 1976

2 - Meier and Pettit, 1992

3 - Kim and Dimiduk, 1991

4 - Rahmel and Spencer, 1991; Zhang et al., 1992b

5 - Becker et al., 1993

6 - Meier and Pettit, 1992; Taniguchi et al., 1991a

پایین به اکسایش در دمای بالا در گستره‌ی دمایی بسیار باریکی رخ می‌دهد و دلایل این رفتار هنوز درک نشده است^(۱). اخیراً سینتیک و ریزسازوکارهای تشکیل پوسته مطالعه شده‌اند^(۲).

مقاومت به اکسایش آلیاژهای TiAl را می‌توان از طریق عملیات‌های پیش اکسایشی خاص بالا برد^(۳). از سوی دیگر می‌توان به وسیله‌ی آلیاژ کردن با Ta, Nb و W آن را بهبود داد که البته شکل پذیری را کاهش می‌دهد، در صورتی که Cr, V و Mn که برای افزایش شکل پذیری استفاده می‌شوند، مقاومت به اکسایش را کاهش می‌دهند^(۴). آلیاژهای پایه‌ی TiAl با درصد‌های بالای Nb اخیراً از لحاظ ترکیبی با شرایط لازم برای تشکیل پوسته‌ی محافظ مطالعه شده‌اند و در حقیقت اکسایش محافظ در ۱۴۰۰°C برای ۵۰ درصد اتمی Al به دست آمده است^(۵). با توجه به مشکلات اکسایش آلومینایدهای تیتانیوم، پوشش دهی به عنوان فراهم‌کننده‌ی محافظت اکسایشی کافی پیشنهاد شده است و روش‌های مختلف مورد مطالعه قرار گرفته‌اند^(۶).

علاوه بر تشکیل پوسته، اکسیژن (مانند دیگر ناخالصی‌های بین نشین یعنی C, N, B) آلیاژهای TiAl را ترد می‌کند^(۷). توجه می‌شود که قابلیت حل شدن اکسیژن در TiAl کم‌تر از قابلیت حل شدن آن در Ti_۳Al است. البته، Ti_۳Al در بیش‌تر آلیاژهای TiAl دیده می‌شود و بنابراین اکسیژن گیر است^(۸). تنش تسلیم در دماهای بالا و پایین، هم از طریق ذرات Al_۲O_۳ رسوبی و هم اکسیژن محلول افزایش می‌یابد^(۹). تردی محیطی در TiAl مانند بقیه‌ی بین فلزات دیده شده است^(۱۰). واضح است که این تردی از طریق وجود رطوبت در فضای آزمایش ایجاد می‌شود زیرا معلوم شده است که شکل‌پذیری یک آلیاژ پیشرفته‌ی TiAl (با افزودنی‌های Si, Mn, Cr) در هوا کم‌ترین، و در اکسیژن خالص بالاترین مقدار را دارد. این قبیل پدیده‌های تردی به طور محسوسی به دما، آهنگ کرنش، ریزساختار و توزیع فاز

1 - Meier and Pettit, 1992

2 - Becker et al., 1992; Shida and Anada, 1993

3 - Suzuki et al., 1991

4 - Kim, 1989

5 - Brady et al., 1993

6 - Nishiyama et al., 1990; Taniguchi et al., 1991b; Yoshihara et al., 1991; Wu and Lin, 1993

7 - Kim and Dimiduk, 1991

8 - Yamaguchi and Umakoshi, 1990; Kim and Dimiduk, 1991

9 - Kawabata et al., 1992

10 - Liu and Kim, 1992

بستگی دارند^(۱). تردی محیطی آلیاژهای TiAl دوقلو شده‌ی چند ترکیبی مصنوعی (بخش قبل را ببینید) از طریق آلیاژ کردن با Mo, Cr و Mn کاهش می‌یابد^(۲).

با این وجود، قابلیت حل شدن هیدروژن در TiAl برای تشکیل هیدرید در هنگام خنک‌کاری به قدر کافی زیاد است که در گزارش‌های پیشین آشکار نشده بود^(۳). هیچ اثر روشنی از تأثیر هیدروژن بر رفتار مکانیکی TiAl تک فاز پیدا نشده است در صورتی که آلیاژهای دوفاز همراه با Ti_pAl از خود تردی‌ای که احتمالاً ناشی از اثر گازرایی Ti_pAl است، نشان دادند. کار بیش‌تر برای درک روشنی از سازوکارهای تردکنندگی لازم است^(۴).

۳-۲-۴-کاربردها

کار بر روی آلیاژ TiAl به دلیل دشواری‌های جدی‌تر مربوط به شکل‌پذیری، کم‌تر از آلیاژ α_2 پایه‌ی Ti_pAl است. البته آلیاژهای TiAl به دلیل چگالی کم‌تر و دماهای استفاده‌ی بالاتر اساساً به عنوان مواد امیدوارکننده‌تر مورد توجه قرار می‌گیرند و اکنون کوشش‌های فزاینده‌ای در کشورهای مختلف بر روی TiAl معطوف شده است. مثلاً در آمریکا^(۵)، ژاپن^(۶)، انگلستان^(۷)، روسیه^(۸) و آلمان^(۹). فراورش آن به خاطر دمای تبدیل رفتار ترد به شکل‌پذیر بالاتر و خصوصاً این که دماهای کار گرم بیرون از گستره‌ی تجهیزات رایج فراوری تیتانیم است، و اندازه‌ی شمش‌های تولیدی را تا حدود ۲۰۰ کیلوگرم محدود می‌کند، دشوارتر از آلیاژهای Ti_pAl می‌باشد^(۱۰). تلاش‌های کنونی متوجه بهبود کیفیت آلیاژ از

1- Chan and Kim, 1993; Kim and Dimiduk, 1993

2- Oh et al., 1993a, b

3- Thompson, 1992

4- Eliezer et al., 1991; Thompson, 1992

5- Kim and Dimiduk, 1991; Froes et al., 1991, 1992; Dimiduk et al., 1991; Huang et al., 1991b

6- Nishiyama et al., 1990; Yamaguchi, 1992; Matsuo, 1991; Nakao et al., 1991; Mabuchi et al., 1991; Kusaka, 1991; Yoshihara et al., 1991; Ogishi et al., 1991; Kawabata et al., 1991b; Fujitsuna et al., 1991; Tokizane et al., 1991; Hashimoto et al., 1991; Tokizane et al., 1991; Hashimoto et al., 1991; Masahashi et al., 1991; Matsuo et al., 1991; Nakagawa et al., 1992; Tsujimoto et al., 1992

7- Peacock, 1989

8- Bondarev et al., 1991; Imayev et al., 1993 b

9- Sauthoff, 1990a; Dogan et al., 1991; Dahms et al., 1991; Kuczera et al., 1991; Frommeyer et al., 1992

10- Peacock, 1989; Chesnutt, 1990; Froes et al., 1991; Kusaka, 1991; Matsuo, 1991

طریق بهبود عملیات ذوب و انواع عملیات ترمومکانیکی است^(۱) مسأله‌ی توانایی انواع عملیات حرارتی برای تولید شمشال‌های بزرگ بررسی شده است^(۲). علاوه بر ریخته‌گری و کارگرم، متالورژی پودر برای ساخت قطعه استفاده می‌گردد، اگرچه مسایلی در مورد کیفیت، امکان دسترسی و قیمت پودر وجود دارد^(۳).

آلیاژهای TiAl ریختگی را می‌توان به صورت هم‌دما آهن‌گری کرد^(۴)، می‌توان ماده‌ی متالورژی پودر ریزدانه را به صورت اترموم‌سان شکل داد^(۵)، و هم‌چنین می‌توان آن را به صورت ریخته‌گری خاص و عملیات ترمومکانیکی شده ساخت^(۶)؛ ورقه‌ی با ضخامت ۱ تا ۲ میلی‌متر را می‌توان از طریق ریخته‌گری دو غلتکی تولید کرد؛ فرایندهای خاصی برای نورد ظهور کرده‌اند و ماشین‌کاری و هم‌چنین اتصال دادن از طریق پیوند نفوذی و جوش‌کاری امکان‌پذیر است^(۷). فرایند پیوند نفوذی به طور مفصل و ویژه مطالعه شده است^(۸). برای کاربردهای موتور توربین، روش‌های ساخت قطعه برای پوسته‌های کمپرسور و بال هواپیما تشریح شده است^(۹). البته کار بسیار گسترده‌تری برای غلبه بر مشکلات مربوط به شکل‌پذیری، چقرمگی، مقاومت به خوردگی، استحکام و هزینه‌ها لازم است.

با این وجود، آلیاژهای TiAl برای استفاده‌های هوا-فضایی آینده مورد توجه قرار می‌گیرند^(۱۰) خصوصاً در فضایی‌های ملی (شاتل) آمریکا^(۱۱) و طرح سنگر آلمان^(۱۲) که قبلاً در مبحث آلیاژهای Ti_۳Al در بخش ۳-۱-۴ به آن‌ها اشاره شد. در این جا استحکام ویژه (یعنی استحکام بر واحد چگالی و وزن

1- Sakamoto et al., 1992; Lombard et al., 1992; Szaruga et al., 1992; Mouldckhues and Sahn, 1992; Guan et al., 1994; Austin and Kelly, 1993; London et al., 1993; T. P. Johnson et al., 1993; Takeyama et al., 1993

2- Semiatin et al., 1993

3- Froes et al., 1991; Chesnutt, 1990; Dahms et al., 1991, 1993; Tokizane et al., 1991; Fuchs, 1993; Oehring et al., 1993

4- Fujitsuna et al., 1991; Clemens et al., 1993 b

5- Tokizane et al., 1991; Matsuo, 1991

6- Tsujimoto et al., 1992

7- Matsuo, 1991; Kim and Dimiduk, 1991; Fujitsuna et al., 1991; Tokizane et al., 1991; Wurzwallner et al., 1993

8- Yan and Wallach, 1993

9- Lipsitt, 1985a; Chesnutt, 1990; Yamaguchi and Umakoshi, 1990; Kim and Dimiduk, 1991; Bondarev et al., 1991

10- Dimiduk et al., 1991; Kim and Dimiduk, 1991; Matsuo, 1991

11- Ronald, 1989

12- Kuczera et al., 1991; Bunk, 1992

مخصوصاً از خواسته‌های اولیه هستند و آلیاژهای انتخابی باید با مواد فلزی و غیرفلزی با استحکام بالا رقابت کنند. برای برآورده ساختن معیارهای طراحی، آلیاژهای TiAl به عنوان مواد نگه‌دارنده در مواد مرکب زمینه‌ی فلزی مورد توجه قرار گرفته‌اند و ظهور مواد مربوط روبه‌گسترش است^(۱) در این‌جا مشکلات اضافی مربوط به سازگاری مکانیکی و شیمیایی (همان‌طور که قبلاً در مورد آلیاژهای Ti-Al در بخش ۳-۱-۳ اشاره شد) باید برطرف شوند. اخیراً کاهش استحکام کششی ماده‌ی مرکب TiAl/SiC در اثر واکنش‌های فصل مشترک مورد مطالعه قرار گرفته است^(۲). سینتیک واکنش‌های فازی از طریق نفوذ متقابل تعیین می‌شود که در مورد TiAl-Mo بررسی گردیده است^(۳). نشان داده شده است که هم مقاومت خزشی و هم چقرمگی ماده‌ی مرکب با زمینه‌ی TiAl را می‌توان با استفاده از رشته‌های پوشش داده شده با فصل مشترک‌های رشته/زمینه‌ی ضعیف بهبود داد^(۴).

در هر حال، آخال‌های تقویت‌کننده‌ی شکل‌پذیری در مواد مرکب امکان ارزشمندی برای بهبودی چقرمگی شکست ماده‌ی مرکب را به ارمغان می‌آورند. اثر چقرمه سازی تقویت‌کننده‌های نرم در زمینه‌های ترد، هم به صورت نظری و هم تجربی در مورد سرامیک‌هایی از قبیل Al_2O_3 تقویت شده با Al و فلزات^(۵) مطالعه شده است. این پدیده‌ی چقرمه‌کنندگی برای ماده‌ی مرکب الگو (TiAl/Nb) نیز مشخص شده است^(۶).

علاوه بر استفاده در صنعت هوا-فضا، توجه محققان به کاربردهایی در موتور خودرو مانند سوپاپ، روتورهای توربوشارژر معطوف شده است که در حال نزدیک‌تر شدن به واقعیت است^(۷). یک پیشرفت موفقیت‌آمیز به ساخت روتور توربوشارژر TiAl ریختگی با قطر ۴ سانتی‌متر منجر شده است که به‌خوبی، هم با روتور SiN سرامیکی و هم روتور اینکونل ۷۱۳C آبرآلیازی، از لحاظ کارآیی در شرایط کاری برابری می‌کند و برای استفاده در خودروهای مسافربری با بازده بالا آماده است^(۸).

1- Anton, 1988; Christodoulou et al., 1988; Feng et al., 1990b; Norman et al., 1990; Rösler et al., 1990; Westwood, 1990; Bryant et al., 1991; Froes et al., 1991, 1992; Kumar, 1991; Kumar and Whittenberger, 1991, 1992; Mabuchi et al., 1991; Soboyejo et al., 1993; Sadananda and Feng, 1993

2- Ochiai et al., 1994

3- Zhang et al., 1992a

4- Weber et al., 1993

5- Sigl et al., 1988; Flinn et al., 1989; Ashby et al., 1989

6- Cao et al., 1989

7- Kim and Dimiduk, 1991

8- Nishiyama et al., 1990

۳-۳-۳- Al_3Ti و دیگر فاز های D_{022}

۳-۳-۱- ویژگی های اساسی و نمودار فازی

تری آلومیناید تیتانیم Al_3Ti با ساختار منشوری D_{022} متبلور می شود (شکل ۱). این ساختار برای برخی دیگر از تری آلومینایدها یعنی Al_3M با $M = Nb, Ta, V$ و بعضی از فاز های دیگر مانند Ni_3V معمول است^(۱). ساختار D_{022} از ساختار تنگ بسته L_{12} از طریق چیدمان مکعب های L_{12} به صورت یک در میان با مرز های ضد فاز حاصل می شود. بنابراین ساختار D_{022} را می توان به عنوان ساختار مکعبی با نظم دور برد به صورت واپیچیده به شکل مکعب مستطیل تلقی کرد^(۲).

ساختار D_{022} نیز برای محاسبات اصل نخستین مکانیک کوانتومی به اندازه ی کافی ساده است و در حقیقت این محاسبات ابتدایی برای Al_3Ti به منظور بررسی نوع پیوند و پایداری فاز و به دست آوردن مقادیر نظری ثابت های کش سانی، انرژی های عیب و انرژی های شکافت بلوری، انجام شده است^(۳). مقادیر سخت پایی کش سانی که به صورت تجربی تعیین می شوند، بزرگ تر از مقادیر نظری هستند و خصوصاً مقدار تجربی 216 GPa که برای ثابت یانگ Al_3Ti چند بلوره در دمای اتاق به دست آمده کاملاً بیش تر از مقدار ثابت یانگ برای دیگر آلومینایدهای تیتانیم و هم مرتبه با آلبرالیازهاست^(۴). به خاطر درصد بالای Al در Al_3Ti ، چگالی $3/3 \text{ g/cm}^3$ آن هنوز هم کم تر از چگالی سایر آلومینایدهای تیتانیم است^(۵). به علاوه، مقاومت به اکسایش آن بسیار بیش تر از Ti_3Al و $TiAl$ می باشد^(۶) و بنابراین Al_3Ti فاز منتخب برای کاربردهای سازه ای سبک است. هم چنین Al_3Ti به عنوان ماده ی پوششی مورد توجه قرار گرفته و سیستیک اکسایش آن به صورت مفصل مطالعه گردیده است^(۷). Al_3Ti به طور غیر متجانس در حدود 1340°C ذوب می شود و بر اساس نمودار های فازی موجود یک ترکیب خطی با ترکیب ثابت است^(۸). باید توجه کرد که تعادل های در دمای بالا هنوز هم تحت

1- Bauer, 1939; Villars and Calvert, 1991

2- Bauer, 1939; Yamaguchi and Umakoshi, 1990

3- Carlsson 1991; Lin et al., 1991; Yoo and Fu, 1991

4- Nakamura, 1991; Nakamura and Kimura, 1991

5- Yamaguchi and Umakoshi, 1990

6- Umakoshi et al., 1989; Subrahmanyam and Annapurna, 1986

7- Smialek and Humphrey, 1992

8- Glazova, 1965; Murry 1988; Rowe and Huang, 1988; Huang and Siemers, 1989; Schuter and Ipsier,

1990; Shull and Cline, 1990; Y.A. Chang et al., 1991; Perepezko, 1991a

بررسی هستند. Al_3Ti می‌تواند با سایر تری آلومینیدهای $D_{0.22}$ برای تشکیل فازهای سه تایی $D_{0.22}$ آلیاژ شود که ترکیب‌های خطی بلندتری نیستند اما گستره‌ی همگنی بیش تری دارند. به عبارت دیگر ترکیب می‌تواند بین حدود حلالیت تغییر کند که در نمودارهای فاز سه تایی مربوطه دیده می‌شود^(۱).

۳-۳-۲- ریزساختار و رفتار مکانیکی

Al_3Ti

رفتار تغییر شکل Al_3Ti به تفصیل تحلیل و بررسی شده است^(۲). شکل ۱۹ وابستگی دمایی تنش تسلیم برای ماده‌ی چندبلوره با اندازه‌ی دانه‌ی حدوداً ۱ میلی‌متر تولید شده به روش ذوب القایی در خلأ را نشان می‌دهد که حاوی نسبت کمی از ذرات فاز ثانویه (غالباً Al) ناشی از خاصیت ترکیب خطی این فاز، می‌باشد. استحکام Al_3Ti در دمای اتاق در مقایسه با استحکام دیگر آلومینیدهای تیتانیم در تقریباً $500^\circ C$ ، پایین تر است (جدول ۲ را ببینید). حالت عمده‌ی تغییر شکل دوقلو شدن است که بر تقارن ساختار $D_{0.22}$ تأثیر نمی‌گذارد. طبق بررسی نظری رفتار تغییر شکل برای بلورهای $D_{0.22}$ ، دلیل غلبه‌ی سازوکار دوقلو شدن، تحرک کم نابه‌جایی‌ها است^(۳). علی‌رغم مومسانی میکروسکوپی مشاهده شده، تقریباً هیچ‌گونه شکل پذیری در دمای پایین تر از $620^\circ C$ وجود ندارد و ترک‌ها به آسانی در ناهمگنی‌های ساختار یعنی آخال‌ها، ذرات فاز ثانویه، تقاطع دوقلوها و مرز دانه‌ها، هسته‌گذاری می‌شوند.

شکل پذیری Al_3Ti با کم آلیاژ کردن، یعنی افزودن مقادیر کم Zr و Hf هم‌چنین B و Ni بهبود می‌یابد و کرنش شکست با درصد کم فشردگی در دمای اتاق به دست می‌آید^(۴). گمان می‌رود اثر Hf و Zr ناشی از کاستن انرژی خطای چیدمان باشد زیرا فازهای Al_3Zr و Al_3Hf با ساختار $D_{0.22}$ متبلور می‌شوند که با ساختار $D_{0.22}$ متفاوت است زیرا تناوب چیدمان طولانی تری نسبت به مکعب‌های $L1_2$ دارند.

Al_3Ti برای استفاده به عنوان پوشش مقاوم به اکسایش^(۵) و لایه‌ی سطحی مقاوم به سایش روی

1- Sridharan and Nowotny, 1983; Hashimoto et al., 1986b; Kumar, 1990; Hellwig, 1990; Paruchuri and Massalski 1991; Weaver et al., 1991; Perepezko, 1991a

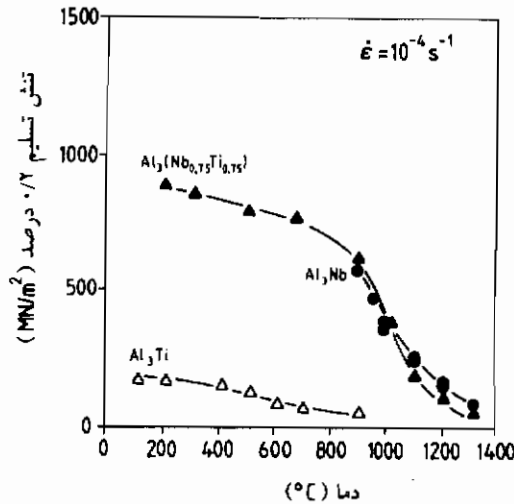
2- Yamaguchi et al., 1987, 1990; Wheeler et al., 1990; Morris and Lerf, 1991; Yamaguchi and Umakoshi, 1990; Shimokawa et al., 1991; and Chapter by Umakoshi in Volume 6 of MST

3- Khantha et al., 1992

4- Yamaguchi et al., 1988

5- Subrahmanyam and Annapurna, 1986; Umakoshi, et al., 1989; Smialek and Humphrey, 1992

آلیاژهای Ti و آلومیناید های تیتانیوم مورد توجه قرار گرفته است^(۱). باید توجه داشت که آلومیناید تیتانیوم پُر Al دیگری نیز (Al_pTi) وجود دارد که با سختی مشابه و روش فراورش یکسان، مقاومت به ترک خوردگی بالاتری نسبت به Al_pTi دارد^(۲). به تازگی Al_pTi به عنوان لایه ی نازک بین اتصالات در



شکل ۱۹- استحکام تسلیم Al_pTi در خلاء و تنش تسلیم ۰/۲ درصد Al_pNb و Al_p(Nb_{۰.۷۵}Ti_{۰.۲۵}) در هوا

(Sauthoff, 1990b; Reip, 1991; Reip and Sauthoff, 1993) به صورت تابعی از دما (آلیاژهای چند بلوره ی درشت دانه شده

با ساختار D_{۰.۲} در آزمون فشار با آهنگ کرنش ۱۰^{-۲} s^{-۱})

ترک خوردگی بالاتری نسبت به Al_pTi دارد^(۳). به تازگی Al_pTi به عنوان لایه ی نازک بین اتصالات در وسایل میکروالکترونیک (جایی که Al_pTi به عنوان مانع نفوذ عمل می کند) به کار رفته است^(۴). در مقایسه با فلزینه کردن با Al، آلومیناید های بین فلزی به دلیل ضریب نفوذ های پایین تر، مقرون به صرفه تر هستند و بهترین ویژگی ها در لایه های نازک Al_pTi مشاهده شده است.

- 1- Uenishi et al., 1992
- 2- Benci et al., 1993
- 3- Benci et al., 1993
- 4- Colgan, 1990; Gupta et al., 1993

Al_3V

Al_3V نویدبخش استفاده‌هایی در فناوری رآکتور هسته‌ای بوده و از لحاظ بهبود شکل پذیری مورد بررسی قرار گرفته است^(۱). Al_3V با Al_3Ti هم ساختار می‌باشد و هر دو، مجموعه‌های پیوسته‌ای از بلورهای مخلوط را می‌سازند. تنها دمای ذوب آن کمی بالاتر از Al_3Ti است و بنابراین رفتار تغییر شکل مشابهی از آن انتظار می‌رود. در حقیقت سازوکارهای تغییر شکل آن با Al_3Ti مشابه است. البته تنش تسلیم در حدود ۲ برابر Al_3Ti است و هیچ‌گونه شکل پذیری فشاری (در خلاء) پایین‌تر از $400^\circ C$ وجود ندارد.

کم آلیاژ کردن با Al_3Ti شکل پذیری فشاری را به قیمت کاهش تنش تسلیم بهبود می‌بخشد به طوری که $Al_3(V_{.1/95}Ti_{.7/5})$ کرنش شکستی در حدود ۷ درصد از خود نشان می‌دهد. آلیاژ کردن بیش‌تر با Al_3Ti به بدر شدن این ویژگی‌ها منجر می‌شود. به عبارت دیگر $Al_3(V_{.1/75}Ti_{.7/25})$ به طور قابل ملاحظه‌ای محکم‌تر از Al_3V است، اما تنها می‌تواند در $700^\circ C$ و بالاتر تغییر شکل موم‌سان پیدا کند. براساس مطالعات نظری با محاسبات اصل نخستین معلوم شده است که فاز Al_3Ru نیز ساختار D_{0h} دارد و بسیار مشابه Al_3V مشابه است^(۲). انتظار می‌رود رفتار تغییر شکل Al_3Ru مشابه Al_3V ، اما با شکل پذیری بیش‌تر باشد.

 Al_3Nb

Al_3Nb ترکیبی خطی است و از این رو معمولاً حاوی فازهای ثانویه، خصوصاً Al اضافی در مرز دانه‌ها است. با حرکت نابه‌جایی‌ها و دوقلو شدن تغییر شکل می‌دهد و در دمای اتاق ترد می‌باشد^(۳). علی‌رغم تردی در دمای اتاق، Al_3Nb به عنوان فاز منتخب برای قطعه‌های سازه‌ای در دمای بالا مورد توجه قرار می‌گیرد^(۴). رفتار تغییر شکل، هم‌چنین ویژگی‌های فیزیکی Al_3Nb و آلیاژهای پایه‌ی Al_3Nb به صورت مفصل‌تر بررسی شده‌اند^(۵). نتایج مقدماتی در مقاله‌های ساوتف (۱۹۹۰a, b) ارائه شده است. در ادامه، یافته‌های عمده به اختصار عنوان می‌شوند.

علی‌رغم چگالی بالای Nb ، فاز Al_3Nb با ساختار D_{0h} باز هم ماده‌ی سبکی با چگالی

1- Umakoshi, et al., 1988

2- Paxton and Pettifor, 1992

3- Shechtman and Jacobson, 1975

4- Rodriguez et al., 1991

5- Reip, 1991; Reip and Sauthoff, 1993

$4/54 \text{ gr/cm}^3$ است و متوسط ضریب انبساط حرارتی آن بین دمای اتاق و 1000°C در حدود $9/6 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ می باشد که کم تر از فولادها و آبرآلیاژهاست. Al_3Nb برخلاف Al_3V و Al_3Ti به صورت متجانس ذوب می شود^(۱) که تهیه ی آن را آسان تر می سازد. دمای ذوب آن (1605°C) خیلی زیاد تر از دیگر فازهای D_{02} است و بنابراین استحکام بسیار بیش تری (خصوصاً در دماهای بالا) از آن انتظار می رود.

ضریب یانگ، در دمای اتاق 246 GN/m^2 ، و در 600°C ، 224 GN/m^2 ، با وابستگی دمایی خطی بین دو دما است و مقدار آن بیش تر از سایر آلومیناید های تیتانیوم و حتی بالاتر از آبرآلیاژهاست (جدول ۲). نسبت پواسان آن $0/17$ به دست آمده است و به همین ترتیب برای Al_3Ti و سایر بین فلزات با ساختارهای بلوری پیچیده نیز مقادیر کمی حاصل شده است^(۲).

تنش تسلیم، یا به عبارت دیگر تنش $0/2$ درصد Al_3Nb در شکل ۱۹ به صورت تابعی از دما در بالاتر از 850°C در هوا داده شده است. بین 600°C و 800°C ، به دلیل اکسایش مرزدانه ها Al_3Nb به صورت ناگهانی می شکند که به عنوان پدیده ی سفیدک شناخته می شود. پایین تر از 500°C کرنش شکست در فشار، کوچک تر از $0/2$ درصد است در حالی که تغییر شکل موم سان در خمش فقط در بالاتر از 1050°C دیده شده است. همان گونه که پژوهشگران دیگر هم دریافته اند، چقرمگی شکست کرنش صفحه ای در دمای اتاق تنها حدود $2 \text{ MN/m}^{3/2}$ است^(۳).

توجه می شود که این سفیدک برای Al_3Nb در دمای بحرانی حدود 720°C و تحت فشارهای جزئی اکسیژن بین 10^{-10} و 10^{-15} بار مشخص تر است در حالی که هیچ سفیدکی در اکسیژن خالص مشاهده نمی شود^(۴). گمان می رود که تجزیه ی شبه سفیدک Al_3Nb احتمالاً ناشی از اکسایش انتخابی Al در مسرزدانه ها باشد که به تهی سازی از Al و تشکیل Al_3Nb می انجامد^(۵). دیگر ترکیب های بین فلزی نیز از سفیدک رنج می برند و سازوکار این پدیده به طور کامل درک نشده است^(۶). سیستم های لغزش نابه جایی مشاهده شده تفاوتی با دیگر فازهای D_{02} ندارند و باز هم حالت عمده ی تعبیر شکل در دماهای پایین و بالا، دو قلو شدن است که بر نظم تأثیری ندارد. تعداد حالت های

1- Massalski et al., 1990

2- Fleischer et al., 1989b; Nakamura, 1991

3- Schneibel et al., 1988

4- Steinhorst and Grabke, 1990; Grabke et al., 1991a

5- Tolpygo and Grabke, 1993

6- Westbrook and Wood, 1964; Aitken, 1967; Meier and Pettrit, 1992

تغییر شکل مستقل کم‌تر از تعداد تعیین شده توسط معیار فن - میزس است که به تدری مشاهده شده کمک می‌کند (بخش ۲-۳ را ببینید). شکل پذیری در دماهای بالا از حرکت نابه‌جایی‌های فعال شده‌ی حرارتی یا به عبارت دیگر خزش حاصل می‌شود.

استحکام خزشی Al_pNb نسبتاً پایین است (تنش $10 MN/m^2$ تنها ظرف ۵۰ ساعت ۱ درصد کرنش ایجاد می‌کند و ظرف ۲۳۰۰ ساعت موجب شکست می‌شود) در حالی که تنش تسلیم آن در حد مطلوبی با آلیاژها قابل قیاس است. این مطلب واقعیتی را روشن می‌سازد که تفاوت بین تنش تسلیم و استحکام خزشی برای ترکیب‌های بین فلزی بسیار مشخص‌تر از آلیاژهای رایج است. خزش Al_pNb از طریق صعود نابه‌جایی کنترل می‌گردد که با تشکیل دانه‌های فرعی همراه است. رفتار خزش مشاهده شده مشابه آلیاژهای نامنظم رایج است و نرخ خزش از طریق شناخت معادله‌های ساخت‌مندی تعیین می‌گردد. این مسأله به صورت مفصل‌تر در مورد $NiAl$ مطرح خواهد شد (بخش ۴-۳). آهنگ خزش ثانویه از قانون‌نمایی یعنی معادله‌ی دُرن^(۱) برای خزش نابه‌جایی پیروی می‌کند:

$$\dot{\varepsilon} = A \frac{DGb}{kT} \left(\frac{\sigma}{G} \right)^n \quad (2)$$

که در این جا ε آهنگ کرنش ثانویه، A ثابت بی‌بعد، D ضریب نفوذ مؤثر، G ضریب برشی، b بردار برگرز، k ثابت بولتزمن، T دما، و σ تنش اعمالی است. نمای n بین ۳ و ۵ است. برای Al_pNb ، نمای تنش $3/6$ و انرژی فعال‌سازی ظاهری $360 kJ/mol$ به دست آمده است که $35 kJ/mol$ آن ناشی از وابستگی دمایی ضریب برشی و $325 kJ/mol$ باقیمانده بیان‌گر وابستگی دمایی عوامل دیگر معادله‌ی دُرن، خصوصاً ضریب نفوذ است. داده‌های نفوذ به میزان کافی برای تحلیل داده‌های خزش در دسترس نیستند^(۲).

همان‌گونه که در بخش ۳-۳-۱ اشاره شد، Al_pNb ، Ti را در خود حل می‌کند یعنی می‌تواند با Al_pTi آلیاژ شود تا دسته‌های پیوسته‌ای از بلورهای مخلوط با ساختار $D0_{19}$ را بسازند که ترکیب‌های خطی چندان بلندتری نیستند. شکل ۱۹، تنش $0/2$ درصد کرنش فاز سه‌تایی $(Nb_{0.75}Ti_{0.25})$ را به صورت تابعی از دما در هوا نشان می‌دهد و می‌توان دید که بر خلاف آلیاژ دوتایی Al_pNb ، کرنش شکست آن در فشار بیش‌تر از کرنش $0/2$ درصد Al_pNb در $200^\circ C$ است و به علاوه هیچ نشانی از پدیده‌ی سفیدک وجود ندارد. البته در خمش، دمای تبدیل تدریجی به شکل پذیری آن تنها کمی کم‌تر از

1 - Dorn

2- Ogurtani, 1972; Slama and Vignes, 1972

Al_3Nb است. همان گونه که قبلاً برای Al_3Nb مشاهده شد (بخش ۲-۳-۳ را ببینید)، افزودن مقدار کمی Hf و Li کاهش بیش تری از دمای تبدیل تردی به نرمی را به دست می دهد. باید توجه کرد که همانند حالت Al_3Ti (بخش ۴-۳ را ببینید)، تلاش هایی برای آلیاژ کردن Al_3Nb با یک عنصر سوم به منظور ایجاد ساختار $L1_2$ به جای ساختار $D0_{19}$ انجام شده است، زیرا ساختار $L1_2$ به عنوان مزیتی برای توسعه ی بین فلزات شکل پذیر مورد توجه قرار می گیرد^(۱). البته، این کوشش ها موفقیت آمیز نبوده است. نمودار های فاز ی سه تایی مربوطه به انضمام اطلاعات قدیمی از آلمان و شوروی (سابق) توسط کومار^(۲) (۱۹۹۰) بررسی شده است.

بهبود چشم گیر تر در چقرمگی و دمای تبدیل تردی به شکل پذیری از طریق استفاده از Al_3Nb به عنوان جزء لازم در آلیاژ دو فازه یا چند فازه ی بین فلزی (یعنی با ترکیب Al_3Nb با فاز دیگری که کم تر ترد است) به دست می آید. خصوصاً Al_3Nb تعادل پایداری با فاز $NbAl$ با ساختار $B2$ تشکیل می دهد. به عبارت دیگر، آلیاژ های بین فلزی $NiAl-Al_3Nb$ را می توان تولید کرد، که در بخش ۴-۳ مطرح می شوند. دیگر آلیاژ های پایه ی Al_3Nb با ریز ساختار پیچیده از طریق استفاده از روش های فراوری بدیع از جمله انجماد سریع و روش های متالورژی پودر تولید می شوند^(۳). به عنوان مثال، آلیاژ چند فاز ی پایه ی Al_3Nb که توسط TiB_2 به صورت پراکنش ذره ای مستحکم شده است، از طریق چرخانندگی مذاب، خردایش و فشردن ایزواستاتیک گرم تولید می شود^(۴). در این جا کار بسیار زیادی برای تخمین قابلیت های بالقوه ی آلیاژ های پایه ی Al_3Nb برای کاربردهایی به عنوان مواد سازه ای در دمای بالا، لازم است. جدا از رفتار مکانیکی، مقاومت به اکسایش کافی پیش نیاز هر استفاده ای در دمای بالا است. علی رغم این واقعیت که Al_3Nb به عنوان پوشش مقاوم به اکسایش برای آلیاژ های پایه ی نیکل در نظر گرفته می شود^(۵)، مقاومت به اکسایش یک قطعه ی Al_3Nb صرفاً از طریق تشکیل پوسته محدود می شود^(۶). مقاومت اکسایشی با Al اضافی و افزایش های کم Hf بهبود می یابد^(۷). هم چنین Al_3Nb که با

1- Li et al., 1992; Subramanian and Simmons, 1991

2 - Kumar

3- Bowman and Noebe, 1989; Bowden, 1989; Lu et al., 1990; Alman and Stoloff, 1991; Rodriguez et al., 1991; Ayer and Ray, 1991; Ho and Sekhar, 1991

4- Ray and Ayer, 1992

5- Bowden, 1989

6- Perkins et al., 1988; Hebsur et al., 1989; Korinko and Duquette, 1990; Steinhorst, 1989; Steinhorst and Grabke, 1989; Grabke et al., 1990, 1991b

7- Steinhorst, 1989; Grabke et al., 1990, 1991b

Cr و Y کم آلیاژسازی می‌شود، مقاومت به اکسایش خوبی در دمای 1200°C نشان می‌دهد اما بازم از پدیده‌ی شدید سفیدک حین تشکیل در دماهای متوسط آسیب می‌بیند^(۱). این آلیاژها نیز از حیث استحکام و چقرمگی شکست در دماهای پایین و بالا مطالعه شده‌اند. جدا از این بهبودهای حاصل از آلیاژکردن تک فازی، مقاومت به اکسایش Al_3Nb به طور قابل ملاحظه‌ای با آلیاژکردن با NiAl به منظور تشکیل آلیاژهای چندفازه‌ی بین فلزی افزایش می‌یابد^(۲)، یعنی آلیاژهای چندفازه‌ی $\text{Al}_3\text{Nb-NiAl}$ هم از لحاظ رفتار تغییر شکل و هم مقاومت به اکسایش شان مقرون به صرفه هستند و پدیده‌ی سفیدک را نشان نمی‌دهند.

Al_3Ta

ساختار D_{02} در Al_3Ta دقیقاً مشابه با Al_3Nb است^(۳). اخیراً نمودارهای فازی Al-Ta-Ti و Al-Ta بررسی شده‌اند^(۴). Al_3Ta دمای ذوب بالاتری (1627°C) نسبت به Al_3Nb دارد و به نظر می‌رسد رفتار تغییر شکل مشابهی داشته باشد^(۵). تولید این فاز به دلیل نقاط ذوب بسیار متفاوت عناصر تشکیل دهنده، دشوار است. با این وجود، این آلیاژ برای پیشرفت مواد مرکب مورد توجه قرار می‌گیرد^(۶).

Ni_3V

تری آلومیناید های D_{02} که در بالا به آن‌ها اشاره شد، ترکیب‌های خطی هستند و ساختار بلوری منظم آن‌ها تا نقطه‌ی ذوب پایدار است که احتمالاً به عنوان شاخصی از تمایل شدید به نظم تلقی می‌گردد. بر خلاف این فازها، فاز Ni_3V با ساختار D_{02} ، گستره‌ای از همگنی را نشان می‌دهد و ساختار بلوری منظم آن تنها در دماهای پایین تر پایدار است. به عبارت دیگر Ni_3V در 1045°C نامنظم می‌شود و محلول جامد Ni-V با ساختار fcc تشکیل می‌دهد^(۷). این محلول تمایل ضعیفی به نظم دهی از خود نشان

1- Raj et al., 1992a

2- Steinhorst , 1989; Grabke et al., 1990, 1991b

3- Bauer , 1939

4- Subramanian et al., 1990b; Sridharan and Nowotny, 1983

5- Pak et al., 1990

6- Alman and Stoloff, 1991; Anton, 1988; Shah et al., 1990; Kumar, 1991

7- Massalski et al., 1990

می دهد. سازوکارهای تغییر شکل به تفصیل بحث و بررسی شده اند^(۱). همانند تری آلومینایدها، Ni_3V از طریق دوقلو شدن تغییر شکل می دهد که بر نظم ساختارش اثر ندارد. تنش تسلیم آن نسبتاً بالاست، مثلاً برای Ni_3V چند بلوره با دامنه‌ی نظم طولانی، 720 MN/m^2 و برای Ni_3V با دامنه‌ی نظم کوتاه، 1320 MN/m^2 است. برخلاف تری آلومینایدها، Ni_3V شکل پذیری فشاری قابل توجهی در دمای اتاق نشان می دهد. البته شکل پذیری کششی باز هم کوچک است. به عبارت دیگر، Ni_3V نیز ترد تلقی می شود^(۲).

آلیاژ کردن Ni_3V با Fe و Co به فازهای $(Fe, Ni)_3V$ و $(Fe, Co, Ni)_3V$ با ساختار $L1_3$ می انجامد. این فازهای چهار تایی و سه تایی، بسیار شکل پذیر با ازدیاد طول کششی ۴ درصد یا بیش تر در دمای اتاق هستند و اساس پیشرفت موفقیت آمیز این مواد بوده اند که در بخش ۴-۲ به همراه سایر فازهای $L1_3$ مرتبط با Ni_3Al تشریح می شوند^(۳). تبدیل ساختار $D0_{19}$ به ساختار $L1_3$ از طریق آلیاژ کردن، این واقعیت را روشن می کند که چنین ساختارهای بلوری کاملاً مشابه (بخش ۲-۳-۱ را ببینید) به همان گونه که به صورت نظری با محاسبات ابتدایی نشان داده می شود از لحاظ انرژی و پایداری فقط کمی متفاوت هستند^(۴).

در این زمینه باید به Ni_3Nb با ساختار $D0_{19}$ اشاره کرد که از مواد مهم کاربردی برای برخی از آبرآلیاژهای پایه‌ی نیکل است. این آلیاژها به وسیله‌ی ذرات Ni_3Nb نیمه پایدار رسوبی استحکام بخشی می شوند و قابلیت جوش کاری خوبی از خود نشان می دهند^(۵).

۳-۴- تری آلومینایدهای با ساختار $L1_3$

۳-۴-۱- ویژگی‌های پایه و نمودارهای فاز

ساختار $L1_3$ مکعبی متقارن تراز $D0_{19}$ منشوری است (شکل را ببینید). طبق معیار فن-میزس به تعداد کافی سیستم لغزش وجود دارد و از این رو باید توانایی تغییر شکل بیش تری هم داشته باشد^(۶).

1- Moreen et al., 1971; Vanderschaeve et al., 1979; Faess and Vanderschaeve 1987; Yamaguchi and Umakoshi, 1990; Khantha et al., 1992

2- Liu and Inouye, 1979

3- Liu, 1984

4- Stocks et al., 1987; Carlsson, 1991; Freeman et al., 1991

5- Oblak et al., 1974

6- George et al., 1991b

خصوصاً پس از نرم‌کنندگی موفقیت‌آمیز Ni_3Al و Ni_3V (بخش ۴-۲ و ۴-۱ را ملاحظه کنید)، ساختار L_{12} به عنوان مفیدتر و امیدوارکننده‌ترین ساختار برای ظهور ترکیب‌های بین فلزی سازه‌ای مورد توجه قرار می‌گیرد.

از مدت‌ها پیش وجود ترکیب‌های بین فلزی سه تایی پر آلومینیم با ساختار fcc منظم L_{12} ، مشخص بوده است^(۱). در بخش‌های قبلی (بخش ۳-۳ و ۳-۳-۱) اشاره شد که ساختارهای بلوری D_{6h} و L_{12} کاملاً مشابه هستند و تفاوت انرژی شان اندک است. سومین ساختار کاملاً مشابه، ساختار D_{6h} است که ساختار مکعبی دیگری با نظم طولانی بر پایه‌ی ساختار L_{12} است^(۲). اخیراً تری آلومینیدهای دو تایی و فازهای سه تایی پر آلومینیم با ساختارهای بلوری بسیار نزدیک از نقطه نظر عملی و تئوری در رابطه با پایدارسازی ساختار L_{12} از طریق آلیاژ کردن و جنبه‌های توسعه‌ی مواد بر اساس این قبیل فازهای L_{12} بررسی شده‌اند^(۳). نتایج اصلی در زیر خلاصه می‌شوند:

Sc، (عنصر گروه IIIA) مانند برخی آکتینیدها و عناصر خاکی نادر، تری آلومینید دو تایی پایدار با ساختار L_{12} می‌سازد در حالی که عناصر گروه IVA و VA تری آلومینیدهای با ساختار D_{6h} ، یعنی Al_3Ti و Al_3Hf در دمای بالا و Al_3V ، Al_3Nb و Al_3Ta در دمای پایین، یا Al_3Zr و Al_3Hf با ساختار D_{6h} در دمای پایین می‌سازند. فازهای L_{12} سه تایی از طریق آلیاژ کردن Al_3Ti با Cr و Mn، Fe، Co، Ni، Rh، Pt، Pd، Cu، Ag، Au یا Zn به دست می‌آیند در حالی که ساختار L_{12} با V، Nb یا Mo به دست نیامده است^(۴). همچنین، ساختار L_{12} از طریق آلیاژ کردن Al_3Zr با Cu، Ni، Fe، Mn، Sc، V، Cr یا Zn و با آلیاژ کردن Al_3Hf با Cu تولید شده است، در حالی که این آلیاژ کردن در مورد Al_3V ، Al_3Nb و Al_3Ta به فازهای L_{12} نمی‌انجامد. رفتارهای آلیاژسازی مختلف، تفاوت پایداری ساختارهای رقیب را منعکس می‌کند و می‌توان با توجه به توزیع چگالی الکترون‌ها (همان‌گونه که بر اساس محاسبات ابتدایی مکانیک کوانتومی به دست آمده است) این مسأله را درک کرد. این مطلب خصوصاً برای Al_3Nb-Ni که به دلیل ترکیب سودمند دمای ذوب بالا و چگالی کم جلب توجه می‌کند، نشان داده شده است^(۵). توجه می‌شود که تری آلومینیدهای دو تایی نیمه پایدار یعنی پودرهای Al_3Ti و Al_3Zr و Al_3Hf با ساختار L_{12} را می‌توان با آلیاژ کردن مکانیکی (یا به عبارت دیگر فراورش در دمای

1- Raman and Schubert, 1965

2- Bauer, 1939

3- Kumar, 1990, 1993; Freeman et al., 1991; George et al., 1991b

4- Kumar, 1990; Freeman et al., 1991; George et al., 1991b; Nakayama and Mabuchi, 1993

5- Inoue et al., 1991b

پایین) به دست آورد^(۱). در این زمینه می توان از فاز Pd_۲Mn نام برد که پایین تر از ۵۳۰°C برای تشکیل ساختار D_{۰۳۳} در غیاب هیدروژن، و ساختار L_{۱۲} در حضور هیدروژن با فشار جزئی کافی، نظم می گیرد^(۲).

ترکیب فازهای سه تایی L_{۱۲} پر آلومینیم می تواند در گستره‌ی کوچکی از همگنی تغییر کند و بسته به عنصر آلیازکننده با فرمول‌های تقریبی مختلف Al_{۲۰}Ti_۲M_۴, Al_{۲۲}Ti_۸M_{۲۰}, Al_{۲۶}Ti_{۲۰}M_۴ در شرایطی که Cr, Mn, Fe=M... (با فرمول مشابه برای جایگزین‌های Zr) مشخص می شوند. چگونگی پراکنده شدن اتم‌ها در شبکه‌ی L_{۱۲} روشن نیست. چون این ترکیب‌ها نزدیک به ترکیب تری آلومینایدهای دوتایی در نمودار فاز سه تایی مربوطه هستند. این فازهای سه تایی L_{۱۲} معمولاً به صورت تری آلومینایدهای L_{۱۲} سه تایی با جایگزینی جزئی Al به وسیله‌ی عنصر سوم (M) و طبق فرمول (Al_{۱-x}M_x)_۲Ti_۲ تعریف می شوند، اگرچه استدلال‌هایی در مقابل این نظریه وجود دارد^(۳). نمودارهای فازی مربوطه مورد بررسی قرار گرفته‌اند^(۴). با توجه به گستره‌ی معمول ترکیب تری آلومینایدهای مختلف با ساختار L_{۱۲} معیاری ثابت برای وجود ساختار L_{۱۲} استنتاج شده است که اگر اثر اندرکنش اتمی بر پراکنده‌گی الکترونی طبق نظریه‌ی انگل-بروور^(۵) لحاظ گردد، از طریق عدد ویژه‌ی الکترون‌های ظرفیت آلیاز به دست می آید^(۶).

۳-۴-۲- ریزساختار و رفتار مکانیکی

بیش تر مطالعات به ترکیب Al_{۲۰}Ti_۲M_۴ معطوف شده و رفتار مکانیکی آن به طور مفصل توسط جورج^(۷) و همکارانش (۱۹۹۱b) تحلیل گردیده است. توجه کنید که فراوری این آلیاژها بسیار دشوار است. زیرا آلیاژهای ریختگی معمولاً حاوی حفره‌های باقیمانده و ذرات ثانویه هستند. از بین بردن این عیب‌ها با انواع عملیات پس از انجماد یعنی عملیات حرارتی، کارگرم، حدیده کاری گرم یا آهن‌گری دشوار است و فقط به تازگی آلیاژهای با کیفیت مناسب به دست آمده‌اند. علاوه بر متالورژی شمش،

1- Schwarz et al., 1992

2- Sowers et al., 1992

3- Durlu et al., 1991; Durlu and Inal, 1992a

4- Kumar, 1990; Mazdiyasi et al., 1989; Mikkola et al., 1991; Nic et al., 1991

5 - Engel - Brewer

6- Durlu and Inal, 1992b

7 - George

متالورژی پودر و انجماد سریع هم به کار رفته‌اند.

ضریب‌های کش‌سانی این مواد اندازه‌گیری شده‌اند و ضریب یانگ برای آلیاژ $Al_{67}Ti_{25}Ni_8$ مقدار 200GN/m^2 و برای آلیاژ $Al_{67}Ti_{25}Fe_8$ ، 192GN/m^2 به دست آمده است^(۱). به عبارت دیگر این مقادیر از یک سو بین ارقام مربوط به $TiAl$ ، Ti_3Al و Al_3Nb و از سوی دیگر مقادیر Al_3Ti و Al_3Nb و هم مرتبه با آئر آلیاژهاست (جدول ۲ و بخش‌های ۱-۳-۳ و ۲-۳-۳ را ببینید).

استحکام تسلیم فشاری $Al_{67}Ti_{25}M_4$ با Fe ، Cr ، Mn یا مخلوطی از این فلزات واسطه بین دمای اتاق و حدود 800°C تقریباً 300MN/m^2 است. به عبارت دیگر، وابستگی دمای نسبتاً مثبت یا یک منطقی با وضعیت ثابت استحکام وجود دارد^(۲). در پایین‌تر از دمای اتاق، افزایش شدید تنش تسلیم در اثر کاهش دما دیده می‌شود و بالاتر از 800°C ماده به طور معمولی نرم می‌گردد. مقادیر بسیار بیش‌تر تنش تسلیم را می‌توان با تغییرات در ترکیب و ریزساختار^(۳) و خصوصاً با وارد کردن ذرات پراکنده به منظور تولید مواد مرکب ذره‌ای به دست آورد^(۴). رفتار مکانیکی به صورت تابعی از درجه‌ی نظم دوربرد تحلیل شده است^(۵). وابستگی تنش تسلیم به اندازه‌ی دانه از قانون هال - پچ پیروی می‌کند^(۶). عموماً استحکام تسلیم در کشش برابر با استحکام تسلیم در فشار می‌باشد، البته پیچیدگی‌هایی وجود دارد که هنوز به خوبی درک نشده است^(۷).

از دیاد طول خمشی یا کششی در دمای اتاق فقط کسری از درصد است و به آرامی همراه با بالا رفتن دما افزایش می‌یابد تا به یک نقطه‌ی حداقل شکل‌پذیری دیگر در حدود 500°C برسد^(۸). شکل‌پذیری تک بلورهایی که تا به امروز آزمایش شده‌اند بالاتر از چندبلوره‌ها نبوده و تغییرات گوناگون ترکیب و ریزساختار صرفاً سبب بهبودهای جزئی در شکل‌پذیری شده است^(۹). سیستم‌های لغزش، تحرک و اندرکنش نابه‌جایی‌ها، حالات شکست، شکل‌پذیری خمشی و استحکام خزشی به تفصیل

1- George et al., 1991b

2- Yamaguchi and Umakoshi, 1990; Kumar et al., 1991b; Kumar and Brown, 1992b; Wu et al., 1993; Brown et al., 1993

3- George et al., 1991b

4- Kumar et al., 1991c; Kumar, 1991; Otsuki and Stoloff, 1992

5- Winnicka and Varin, 1993

6- Pu et al., 1992

7- Kumar et al., 1991a, b; George et al., 1991b

8- Z. L. Wu et al., 1990a, b, 1991; Kumar and Brown, 1992a, c, 1993

9- George et al., 1991b; Brown et al., 1993

بررسی شده‌اند^(۱). باید چنین نتیجه گرفت که تری آلومینایدهای $L1_3$ از نوع $Al_{66}Ti_{70}M_4$ ترد هستند و انتظارات اولیه از حیث شکل پذیری را برآورده نمی‌سازند.

با این وجود، تری آلومینایدهای $L1_3$ به دلیل چگالی پایین، امیدوارکننده بوده و احتمال بالقوه‌ای برای کاربردهای هوافضا دارند. اگر چه این احتمال بالقوه تا به امروز بالفعل نشده است^(۲). برای این قبیل کاربردها، مقاومت به اکسایش کافی ضروری می‌باشد و در حقیقت مقاومت به اکسایش چرخه‌ای که از کم برای $Al_{67}Ti_{70}Mn_3$ تا عالی برای $Al_{67}Ti_{70}Cr_3$ تغییر می‌کند، مشخص شده است^(۳). هدف کار حاضر، متوجه بهینه‌سازی ترکیب و ریزساختار آلیاژهای $Al_{66}Ti_{70}M_4$ از طریق فرآورش دقیق از لحاظ استحکام، شکل پذیری، چقرمگی و مقاومت به اکسایش است.

علاوه بر این مطالعات که بر روی تری آلومینایدهای با پایه‌ی Al_3Ti صورت گرفته، کار مشابهی بر روی آلیاژهای تری آلومیناید $L1_3$ آغاز شده است^(۴). این آلیاژهای با ساختار $L1_3$ براساس Al_3Zr با ساختار $D0_{23}$ پایه گذاری می‌شوند و باز هم حاوی Cu ، Mn و یا Cr هستند. بر طبق نتایج ابتدایی به نظر می‌رسد رفتار مکانیکی مشابه رفتار آلیاژهای پایه‌ی Al_3Ti باشد و وابستگی دمایی مثبت شدیدی برای تنش تسلیم وجود داشته باشد.

1- Yamaguchi and Umakoshi, 1990; George et al., 1991b; Schneibel et al., 1992a; Morris et al., 1993b, c; Sizak and Gray, 1993; Miura and Watanabel et al., 1993; Wu and Pope, 1993

2- Dimiduk et al., 1991

3- Parfitt et al., 1991

4- Virk and Varin, 1992; Schwarz et al., 1992; Varin et al., 1993

فصل ۴

آلومینایدهای نیکل و فازهای مربوطه

Ni₃Al-۱-۴

۴-۱-۱- خواص عمده و نمودار فازی

Ni₃Al شناخته شده ترین ترکیب بین فلزی است و بیش ترین مطالعه بر روی آن انجام شده است زیرا مدت زیادی به عنوان فاز استحکام بخش در آبرآلیاژها مورد استفاده بوده و به خاطر نرم بودنش، می تواند بر مشکلات مربوط به شکل پذیری غلبه کند، یعنی می تواند از طریق کم آلیاژ کردن با برون نرم گردد^(۱). این بدان معنی است که این آلیاژ را می توان بدون دشواری های عمده ی آزمایشگاهی، آزمایش و تولید کرد. از این رو است که در گذشته این ماده برای مطالعه بر روی رفتار بین فلزات انتخاب می شد (بخش ۱-۲ را ببینید). شناخت به دست آمده بر اساس متالورژی مکانیکی و فیزیکی Ni₃Al و آلیاژهای آن به طور جامع توسط استولوف^(۲) (۱۹۸۹) بررسی شده است.

آلومیناید نیکل Ni₃Al معروف به فاز 'L_{۱۲}' با ساختار مکعبی L_{۱۲} (نوع Cu_۳Au) متبلور می شود که از نظم یافتن ساختار fcc حاصل می گردد (شکل ۱). انحراف از ترکیب استوکیومتری در درجه ی اول از طریق عیوب ضد مکان در ساختار سازگار می شود^(۳). چگالی Ni₃Al، ۷/۵g/cm^۳ است^(۴) و بنابراین تنها کمی پایین تر از چگالی آبرآلیاژهاست (جدول ۲) که البته با این وجود هم مورد توجه قرار می گیرد.

1- Aoki and Izumi, 1979; Liu and Koch, 1983; Aoki, 1990

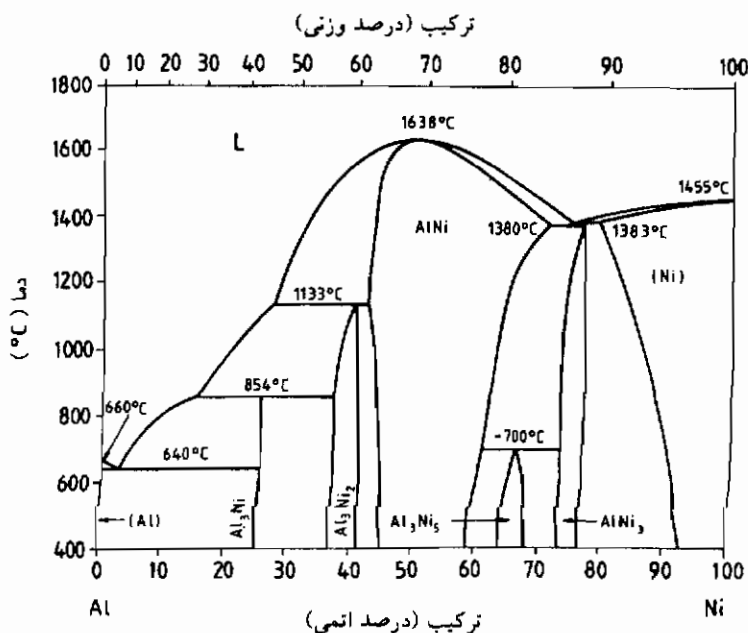
2 - Stoloff

3- Lin and Sun, 1993

4- Liu et al., 1990

ثابت‌های کش‌سانی به طور تجربی و نظری توسط محققان مختلف بررسی شده‌اند^(۱). ضریب یانگ Ni_3Al چندبلوره‌ی ریختگی در دمای اتاق حدوداً همان مقدار ضریب یانگ Ni خالص ولی با وابستگی دمایی کم‌تر است^(۲)، به عبارت دیگر کمی کوچک‌تر از ضریب یانگ آبرآلیاژهاست (جدول ۲). داده‌های مربوط به انبساط حرارتی، هدایت حرارتی، اثر سیبیک^(۳) و مقاومت الکتریکی ارائه شده‌اند^(۴). نفوذ حرارتی Ni_3Al اخیراً مطالعه شده است^(۵).

شکل ۲۰ نمودار فازی دوتایی $Ni-Al$ را نشان می‌دهد که برخی نتایج جدید در آن لحاظ شده‌است. Ni_3Al به طور نامتجانس در دمای حدوداً $1383^{\circ}C$ ذوب می‌شود و تولید $Ni-Al$ مایع و



شکل ۲۰- نمودار فاز دوتایی $Ni-Al$ بر اساس کار ماسالسکی (۱۹۹۰) و همکاران که نتایج جدید هیلیپرت و همکارانش (۱۹۸۷) و روهون و همکارانش (۱۹۹۱) را از حیث تعادل‌های Ni_3Al مورد توجه قرار داده‌است.

1- Davies and Stoloff, 1965; Dickson et al., 1969; Kayser and Stassis, 1969; Foiles and Daw, 1987; Wallow et al., 1987; Yoo and Fu, 1991, 1993; Yasuda et al., 1991a, 1992

2- Stoloff, 1989

3 - Seeback

4- Stoloff, 1989

5- Archambault and Hazotte, 1993

Ni-Al با ساختار fcc جامد نامنظم پریئکتیکی می‌کند^(۱)، که مخالف نمودار فازی مورد توافق تر ماسالسکی^(۲) و همکارانش (۱۹۹۰) است. به علاوه، تعادل یوتکتیکی در 1380°C با فاز NiAl (ساختار B2) و مایع Ni-Al وجود دارد. Ni₃Al طبق نظر بیش تر محققان تا نقطه‌ی ذوبش پایدار است^(۳) که البته احتمالاً این امر تنها تا نزدیک به ترکیب استوکیومتری صحیح می‌باشد، زیرا نشانه‌هایی وجود دارد که دمای بحرانی نظم‌دهی برای Ni₃Al با Ni اضافی، کمی پایین تر از دمای ذوب آن است^(۴).

Ni₃Al می‌تواند عناصر بیش تری، خصوصاً فلزات واسطه‌ی دیگر را در خود حل کند. نمودارهای فازی سه تایی پایه‌ی Ni-Al توسط محققان مختلف مطالعه شده‌اند^(۵). جهت‌گیری منحنی‌های Ni₃Al در برش‌های هم‌دما در نمودار فازی سه تایی نشان می‌دهد که چه مکان‌هایی توسط افزودنی‌های آلیاژی اشغال شده است. طبق این نمودار و نتایج مطالعات ویژه بر روی اشغال فضا، مکان‌های Ni توسط Sc یا Cu، Pt، Pb، Co و مکان‌های Al توسط Sn، Ge، Si، In، Ga، Zn، W، V، Nb، Zr، Ti، Ta، Mo، Sb اشغال می‌شوند، در حالی که می‌توانند Cr یا Mn، Fe هر دو مکان را (با کمی ترجیح برای محل‌های Al بسته به ترکیب) اشغال کنند^(۶). مورد Hf دشواری‌های تعیین محل را نشان می‌دهد، زیرا شواهد تجربی محکم بیش تری برای اشغال محل‌های Ni به جای مکان‌های Al توسط Hf وجود دارد^(۷). فعالیت شیمیایی Hf در Ni₃Al اخیراً تعیین شده است که البته بر طبق آن، Hf جایگزین Al در Ni₃Al می‌شود^(۸). مطابق با الگوسازی رایانه‌ای، اشغال مکان به ترکیب بستگی دارد، به عبارت دیگر انحراف‌های مختلف از استوکیومتری، ممکن است اشغال فضا توسط عنصر سوم را تغییر دهند^(۹).

انحراف‌ها از استوکیومتری که در هر دو طرف ترکیب استوکیومتری امکان‌پذیر است، منجر

1- Hilpert et al., 1987; Verhoeven et al., 1991

2 - Massalski

3- Stoloff, 1989

4- Bremer et al., 1988; Yavari et al., 1991; Ramesh et al., 1992

5- Guard and Westbrook, 1959; Kornilov, 1960; DasGupta et al., 1984; Chakravorty and West, 1985, 1986; Chakravorty et al., 1985; Nash and Liang, 1985; Vincent et al., 1988; Hong et al., 1989; Enomoto et al., 1991; Lee and Nash, 1991a

6- Ochiai et al., 1984; Miller and Horton, 1987; Shindo et al., 1988; Enomoto and Harada, 1989; Chiba et al., 1991; Hono et al., 1992

7- Bohn et al., 1987a, b

8- Albers et al., 1992

9- Hosoda et al., 1991

به بروز عیوب ساختاری ای می‌شوند که برای رفتار مکانیکی هم در دمای پایین و هم در دما بالا مهم هستند، زیرا در دماهای کم این عیوب احتمالاً به عنوان موانع نابه‌جایی عمل می‌کنند و در دماهای بالا ممکن است نفوذ را گسترش دهند (این مسأله از حیث رفتار تغییر شکل فازهای B2 به طور مفصل‌تر در بخش ۴-۳ بحث خواهد شد).

نفوذ در Ni₃Al توسط معدودی از محققان (خصوصاً چو و چو^(۱) (۱۹۸۵) و هوشینو^(۲)) و همکارانش (۱۹۸۸) مطالعه، و از لحاظ سازوکارها و عیوب بحث و بررسی شده است^(۳). عیوب ساختاری، اتم‌های ضد ساختار در هر دو طرف ترکیب استوکیومتری وجود دارند یعنی Al در محل‌های Ni و Ni در مکان‌های Al، قرار می‌گیرند و غلظت جای خالی‌های ساختاری یعنی غیرحرارتی بسیار کم است. مقدار جای خالی در دمای ذوب 6×10^{-2} و انتالپی تشکیل ۱/۶ eV، برابر با مقادیر مربوطه برای Ni است. به عبارت دیگر، رفتار جای خالی در Ni₃Al مشابه فلزات خالص می‌باشد^(۴). نفوذ Ni در Ni₃Al با نفوذ در Ni خالص چندان تفاوتی ندارد و در دماهای بالا به انحراف از استوکیومتری حساسیت نشان نمی‌دهد. نفوذ Al در Ni₃Al کم‌تر مطالعه شده است زیرا ماده‌ی ردياب مناسب به راحتی در دسترس نیست. احتمالاً، عیوب با عناصر حل شده‌ی سوم که بر نفوذ تأثیر می‌گذارند اثر متقابل داشته باشند. خصوصاً جاهای خالی با B که برای نرم‌کنندگی لازم است، اثر متقابل دارند و این مسأله به وابستگی پیچیده‌ی ثابت نفوذ Ni به مقدار Al و B در Ni₃Al می‌انجامد^(۵). داده‌های نفوذ عناصر سوم، Cr, Co یا Ti در Ni₃Al در دسترس هستند^(۶).

۴-۱-۲- ریزساختار و رفتار مکانیکی

رفتار مکانیکی Ni₃Al و آلیاژهای پایه‌ی Ni₃Al از جمله خزش، خستگی و شکست، و خصوصاً اثرات ریزساختار و آلیاژ کردن با عناصر دیگر، به صورت جامع بررسی شده است^(۷). در این جا فقط ویژگی‌های مهم‌تر که مطالعات جدیدتر را نیز مورد توجه قرار داده‌اند، یعنی تأثیر بُرن بر وابستگی

1 - Chou and Chou

2 - Hoshino

3- Bakker, 1984; Wever et al., 1989; Stoloff, 1989

4- Schaefer et al., 1992

5- Hoshino et al., 1988

6- Minamino et al., 1992

7- Stoloff, 1989

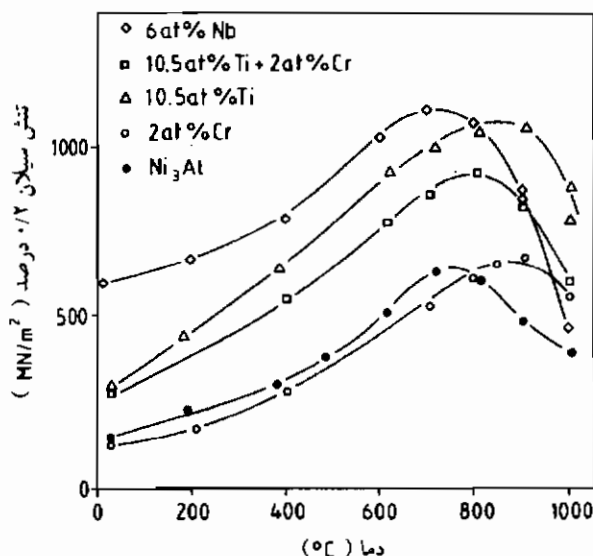
نامتعارف تنش سیلان به دما و هم چنین افزایش شکل پذیری مطرح می شوند. سایر مطالعات جدید به خزش (از جمله خزش معکوس پس از نخستین مرحله‌ی خزش معمول اولیه)^(۱)، آبرکش سانی^(۲)، خستگی^(۳) و شکست^(۴) مربوط می شود. رفتار تبلور مجدد تنها به تازگی به صورت مفصل تر مورد مطالعه قرار گرفته است^(۵).

وابستگی نامتعارف تنش سیلان به دما

سیلان موم سان Ni₃Al با جزئیات بیش تر توسط پژوهشگران متعددی بررسی شده است. نتایج با تعمق زیادی مورد بحث و بررسی قرار گرفته اند و هم اکنون سازوکارهای بنیادی کاملاً درک شده اند^(۶). ویژگی مشخص این مواد، وابستگی نامتعارف تنش سیلان به دما است (شکل ۲۱). بین دمای اتاق و حدود ۷۰۰°C تنش سیلان با بالا رفتن دما افزایش می یابد تا به بیش ترین مقدارش برسد و تنها در دماهای بالاتر نرم شوندگی معمول رخ می دهد.

همان گونه که پیش تر مطرح شد^(۷)، این پدیده‌ی نامتعارف از ناهمسان گردی انرژی و تحرک نابه جایی های آبرشبه که حاصل می شود که تغییر شکل موم سان Ni₃Al را تعیین می کنند. نابه جایی های پیچی می توانند روی صفحات {۱۱۱} و {۰۱۰} تجزیه شوند. تجزیه روی صفحه‌ی {۰۱۰} از لحاظ انرژی ترجیح دارد زیرا انرژی مرزهای ضد فاز بین نابه جایی های جزئی بر روی {۰۱۰} کم تر است. البته آبر نابه جایی روی {۰۱۰} ساکن است زیرا هسته های نابه جایی های جزئی تا بیرون صفحه‌ی مرز ضد فاز گسترش می یابند. از سوی دیگر آبر نابه جایی با انرژی بالاتر روی {۱۱۱} متحرک است زیرا هسته‌ی پیش رونده در صفحه‌ی لغزش محدود می شود.

- 1- Hazzledine and Schneibel, 1989; Hayashi et al., 1991a, b; Hemker et al., 1991; Miura et al., 1991; Schneibel and Hazzledine, 1992; Wolfenstine et al., 1992; Hemker and Nix, 1993; Zhang and Lin, 1993
- 2- Valiev et al., 1991; Ochiai et al., 1991; Yang et al., 1992; and Chapter by Mukherjee in Volume 6 of MST
- 3- Matuszyk et al., 1990; Glatzel and Feller-Kniepmeier, 1991; Gordon and Unni, 1991; Gieseke and Sikka, 1992
- 4- Kawabata and Takasugi, 1991; Takasugi, 1991a; Yoo and Fu, 1991
- 5- Gottstein et al., 1989, 1991; Inoue and Inakazu, 1991; Ball and Gottstein, 1993; Zhou et al., 1993; Jena et al., 1993
- 6- Stoloff and Davies, 1966; Paidar et al., 1981; Liu and Stiegler, 1984; Pope and Ezz, 1984; Stoloff, 1984; Liu and White, 1985; Izumi, 1989; Suzuki et al., 1989; Liu et al., 1990; Yamaguchi and Umakoshi, 1990; Liu, 1993b; Saada and Veysiere, 1993b; and Chapter by Umakoshi in Volume 6 of MST
- 7- Sauthoff, 1986



شکل ۲۱- وابستگی تنش سیلان به دما برای Ni_3Al چند بلوره‌ی ریختگی با افزودنی‌های آلیاژساز مختلف

(Thornton et al., 1970).

این حالت متحرک نیمه پایدار است چون ناهنجاری‌های جزئی باید قبل از این که برگشت لغزش مقاطع به {۱۱۱} رخ دهد، به صورت تک ناهنجاری ادغام شوند. بنابراین، ناهنجاری‌ها اساساً روی صفحات تحت بار {۱۱۱} تولید می‌شوند و در دماهای کم لغزش به {۱۱۱} محدود می‌شود. با افزایش دما، لغزش مقاطع از طریق فعال‌سازی حرارتی نسبت به {۰۱۰} امکان‌پذیر می‌شود که به وسیله‌ی آن ناهنجاری‌ها از حرکت باز می‌ایستند (ساز و کارکیار- ویلسدرف)^(۱). ناهنجاری‌های ساکن به عنوان موانع عمل می‌کنند و باعث استحکام بخشی سریع همراه با تنش سیلان اضافی می‌گردند. از این رو واضح است که وابستگی دمایی غیر متعارف تنش سیلان تنها با کرنش کافی مشاهده می‌شود. در حقیقت معلوم شده است که حداقل کرنش لازم برای مشاهده‌ی این تنش سیلان غیر متعارف باید حدود 10^{-5} باشد^(۲). در دماهای بالاتر از حداکثر تنش سیلان، ناهنجاری‌های متوقف شده مجدداً از طریق فعال‌سازی حرارتی افزایش یافته و متحرک می‌شوند که به نرم‌کنندگی معمول می‌انجامد. جزئیات این ساز و کارها و واکنش‌ها موضوع مطالعات ویژه بوده و هستند و توصیف نظری آن روز به روز کامل‌تر می‌شود^(۳).

1 - Kear - Wilsdorf

2- Thornton et al., 1970

3- Yoo et al., 1988; Suzuki et al., 1989; Pope, 1991; Yoo and fu, 1991; Webb et al., 1993a; Schoeck, 1993;

از این بحث روشن می‌شود که تنش سیلان غیر متعارف Ni_pAl تابعی از نیروهای پیوند بین اتم‌هاست. در حقیقت، این پدیده‌ی نامتعارف در فازهای L_{12} مختلف برای حوزه‌های گوناگون به درجات متفاوت مشاهده می‌شود و تفاوت‌ها دقیقاً با اختلاف‌ها در پایداری بین ساختار L_{12} و دیگر ساختارهای ممکن خصوصاً ساختارهای D_{014} و D_{022} مرتبط می‌شوند^(۱). در Ni_pSi و Ni_pGe تنش سیلان نامتعارف حتی بیش‌تر از Ni_pAl مشخص می‌شود، در حالی که در Fe_pGa ، Zr_pAl ، Co_pTi و Cu_pAu ضعیف‌تر است و وقتی از Ni_pGe به سمت Fe_pGe حرکت می‌کنیم، انتقال پیوسته‌ای از وابستگی دمایی مثبت به وابستگی منفی آشنا در فاز سه تایی $(Ni, Fe)_pGe$ ، L_{12} مشاهده می‌شود. هم‌چنین، همان‌گونه که در شکل ۲۱ مشخص شده است، حداکثر تنش سیلان حداکثر Ni_pAl را از حیث دما، می‌توان با افزودنی‌های آلیاژساز سه تایی تغییر و افزایش داد^(۲). باید توجه کرد که این تنش سیلان نامتعارف در دیگر فازها با ساختارهای مختلف بلوری از قبیل $Fe-Co_{2V}$ (با ساختار $B2$)، $CuZn$ (با ساختار $B2$)، $TiAl$ (با ساختار L_{10})، Fe_pAl (با ساختار D_{02})، Mg_pCd (با ساختار D_{014})، Ni_pV (با ساختار D_{022})، Fe_pB (با ساختار $C16$)، مشاهده می‌شود و سازوکارهای گوناگونی برای این فازها پیشنهاد شده است^(۳).

وابستگی مثبت تنش سیلانی به دما در مورد Ni_pAl می‌تواند تحت الشعاع سایر پدیده‌های غیر معمول استحکام‌بخشی قرار گیرد. به عنوان مثال، تنش سیلان در دمای کم می‌تواند به وسیله‌ی اندازه‌ی دانه تا مقدار بیش‌تر از حداکثر تنش سیلان در دمای بالا، افزایش یابد. به عبارت دیگر تنش سیلان چندان قابل تشخیص نیست^(۴). هنگامی که کربن برای افزایش تدریجی تنش سیلان کم دما در Ni_pAl حل می‌شود، اثر مشابهی ایجاد می‌گردد^(۵).

نرم‌کنندگی (افزایش شکل پذیری)

به خوبی مشخص شده است که تنها Ni_pAl چندبلوره ترد است و از طریق شکست بین دانه‌ای

Dimiduk et al., 1993; Hirsch, 1993; Molenat et al., 1993; Saada and Veysiere, 1993a, b; Khantha et al., 1993a, b

1- Mishima et al., 1985; Suzuki et al., 1989

2- Lall et al., 1979

3- Stoloff and Davies, 1964; Westbrook, 1965; Paufler, 1976; Haasen 1983; Stoloff, 1984; Kawabata et al., 1985

4- Schulson, 1985

5- Jung and Sauthoff, 1989b; Wunnike-Sanders, 1993; Wunnike-Sanders and Sauthoff, 1994

می‌شکند، در صورتی که تک بلورهای Ni_3Al بسیار شکل پذیرند. از این رو تردی چندبلوره‌ها به ضعف مرز دانه نسبت داده می‌شود^(۱). به همین ترتیب مشخص گردیده است که Ni_3Al که به صورت یک جهت با دانه‌های ستونی منجمد شده است، شکل پذیر می‌باشد^(۲). تردی چند بلوره‌ها را می‌توان با کم آلیاژ کردن با Cr, Co یا Pt که تمایل نظم‌دهی Ni_3Al را تقلیل می‌دهند، کاهش داد^(۳). هم‌چنین تردی Ni_3Al چندبلوره را می‌توان با کم آلیاژ کردن Ni_3Al کم آلومینیم، با بژن از بین برد^(۴). از دیاد طول کششی Ni_3Al چندبلوره با ۲۴ درصد اتمی Al که به مدت ۳۰ دقیقه در $1000^{\circ}C$ تبلور مجدد یافته است، با افزایش درصد B از صفر درصد برای آلیاژهای حاوی صفر درصد B، تا حدود ۴۴ درصد برای آلیاژی با ۲۵٪ درصد وزنی B زیاد می‌شود^(۵). افزودن ۰/۱ درصد وزنی B از دیاد طول کششی حداکثری در حدود ۵۴ درصد را ایجاد می‌کند، و بعد از آن شکل پذیری تدریجاً با افزایش درصد B کاهش می‌یابد.

این پدیده‌ی نرم‌کنندگی بژن به‌طور حساسی به درصد Al وابسته می‌باشد^(۶). ۲۴ درصد اتمی Al معادل حد حلالیت Al در Ni_3Al است و نمی‌تواند از این مقدار کم تر شود، زیرا کاهش بیش تر، صرفاً فاز $\gamma-Ni-Al$ نامنظم تولید می‌کند (شکل ۲۰). با درصدهای Al بیش تر، پدیده‌ی نرم‌کنندگی کم تر می‌شود و بعد از ترکیب استوکیومتری با ۲۵ درصد اتمی Al، Ni_3Al چندبلوره حاوی B به اندازه‌ی آلیاژ بدون B ترد است. این تأثیر استوکیومتری را می‌توان به‌طور قابل ملاحظه‌ای از طریق آلیاژ کردن با عناصر سوم تغییر داد^(۷). باید توجه کرد که افزایش شکل پذیری با از دیاد قابل ملاحظه‌ای در استحکام کشش نهایی همراه است که از سخت شدن کرنشی سریع در حین تغییر شکل موم‌سان نتیجه می‌شود^(۸).

این تأثیر شگرف نرم‌کنندگی بژن، موضوع آزمایش‌ها و مطالعات نظری زیادی بوده و هست که البته هنوز به توافقی در مورد دلایل فیزیکی برای اثر بژن منجر نشده است. به عبارت دیگر، فهم مکانیکی این پدیده‌ی نرم‌کنندگی هنوز مبهم است. اخیراً این مسأله، موضوع دسته‌ای از مقالات بوده است و وضعیت دانش فعلی و موضوعات متناقض و بحث‌انگیز آن، بررسی شده‌اند^(۹). عوامل مهم مختصرأ در

1- Liu and Stiegler, 1984

2- Hirano and Mawari, 1993

3- Chiba et al., 1992

4- Aoki and Izumi 1979, Aoki, 1990

5- Liu et al., 1985

6- Liu et al., 1985; Aoki, 1990

7- Aoki et al., 1993

8- Liu et al., 1985

9- Liu, 1991 b

ادامه‌ی این قسمت بیان می‌شوند.

معلوم شده است که B (و هم چنین Al) در Ni_3Al کم آلومینیم در تعادل در مرزدانه‌ها جدایش می‌یابند که بر ماهیت و استحکام پیوند در فصل مشترک تأثیر می‌گذارد. جدایش هر دو عنصر به درصد کلی Al بستگی دارد. بُرن به طرف سطوح آزاد جدایش نمی‌یابد. چنین اظهار شده است که این جدایش B، استحکام چسبندگی در مرزدانه را افزایش می‌دهد و نتیجتاً از ترک خوردگی در طول مرزدانه جلوگیری می‌کند. محاسبات نظری اصل نخستین، در حقیقت اثر سودمند B بر استحکام چسبندگی را تأیید می‌کند. مطالعه‌های اخیر بر روی رفتار تغییر شکل میکروسکوپی نشان داده است که در حین تغییر شکل، مرزدانه‌های حاوی بُرن، نابه‌جایی‌ها را جهت آزادسازی تمرکز تنش پخش می‌کنند، در صورتی که در مرزدانه‌های بدون بُرن، این تمرکزهای تنش از طریق جوانه‌زنی و پیشرفت ترک‌ها در طول مرزدانه‌ها آزاد می‌شوند^(۱).

دیگران پیشنهاد کرده‌اند که این جدایش B موجب بی‌نظمی در مرزدانه‌ها می‌شود، از این رو عبور لغزش از میان آن‌ها را آسان می‌سازد. این دیدگاه با تحلیل نوع هال-پیچ در مورد داده‌های تنش سیلان به صورت تابعی از اندازه‌ی دانه تأیید می‌شود. مشاهداتی بر روی لایه‌های مرزدانه‌ی بی‌نظم انجام شده است که تشکیل فاز $\gamma-Ni-Al$ در مرزدانه‌ها را نشان می‌دهند. این مسأله غیرمحمول نیست زیرا درصد Al در Ni_3Al کم آلومینیم نزدیک به حد حلالیت می‌باشد و در مورد فاز Cu_3Au با ساختار $L1_2$ دریافت شده‌اند^(۲) که تحول نظم - بی‌نظمی از طریق تشکیل لایه‌های نامنظم در فصل مشترک به پیش رانده می‌شود. البته لایه‌های بی‌نظم در Ni_3Al بدون B نیز یافت شده‌اند ولی در بسیاری از آلیاژهای نرم Ni_3Al حاوی B دیده نشده‌اند^(۳).

بررسی دقیق استحاله‌ی نظم - بی‌نظمی در Ni_3Al نشان داده است که دمای نظم - بی‌نظمی کمی پایین‌تر از دمای خط انجماد Ni_3Al با کم‌تر از ۲۳ درصد اتمی Al می‌باشد^(۴). این مسأله موجب فرایند نظم‌دهی پیچیده‌تر با تشکیل منطقه‌ای می‌شود که ممکن است برای نظم‌دهی مفید باشد در حالی که در مورد Ni_3Al استوکیومتری کم با دمای تحول نظم - بی‌نظمی بالاتر از دمای خط مایع، نظم‌دهی مستقیماً بدون تشکیل منطقه‌ی خاص رخ می‌دهد. این جدایش B بر تفکیک ناخالصی‌هایی مانند S, O, P که

1- T. C. Lee et al., 1992

2- Tichelaar et al., 1992

3- Lin et al., 1993; Sun and Lin, 1993

4- Cahn et al., 1987

آلیاژهای معمول را ترد می‌کنند، اثر می‌گذارد. البته به نظر می‌رسد، این ناخالصی‌ها اهمیت کمی در Ni_3Al داشته باشند، زیرا Ni_3Al و دیگر ترکیب‌های بین فلزی با خلوص بالا و مرزدانه‌های عاری از ناخالصی باز هم ترد هستند.

گواه تجربی برای فرضیه‌های مختلف قاطع نبوده و حتی در بعضی موارد متضادند^(۱). باید این‌گونه استنباط کرد که تردی ترکیب‌های بین فلزی تابع نسبتاً پیچیده‌ای از ساختارهای بلوری، ترکیب و ریزساختارشان می‌باشد. این پیچیدگی که به نظر می‌رسد برای آلیاژهای رایج بیش تر باشد، مانع تفسیر ساده و تک‌علتی می‌شود. در هر صورت، نرم‌کنندگی از تغییرات در خاصیت و استحکام پیوند اتم‌های درگیر نشأت می‌گیرد که احتمالاً با محاسبات مکانیک کوانتومی مناسب و کافی تعیین می‌گردد و به طور تقریبی از طریق متغیرهای اتمی مختلف مانند ظرفیت، الکترونگاتیویته و اندازه‌ی اتمی مشخص می‌شود.

علاوه بر این، همان‌طور که در بخش ۴-۱-۳ مطرح شد، اثرات محیط‌های خورنده باید لحاظ گردد. به تازگی نتایج تجربی‌ای ارائه شده‌اند که تردی محیطی را به عنوان علت اصلی تردی دمای پایین Ni_3Al چندبلوره معرفی می‌کنند که در اثر کم آلیاژسازی با B متوقف می‌شود^(۲). البته این تردی محیطی باید از طریق کاهش دما تقلیل یابد، اما این مسأله مشاهده نشده است. به عبارت دیگر این جنبه از پدیده‌ی نرم‌کنندگی هنوز هم روشن نیست^(۳).

۴-۱-۳- تأثیرات محیطی

رفتار اکسایشی Ni_3Al بارها مورد بررسی قرار گرفته است. درصد Al در Ni_3Al برای تشکیل پوسته‌ی محافظ و پایدار Al_2O_3 تنها در دماهای بالاتر از $1200^\circ C$ کافی است^(۴). در دماهای پایین‌تر نفوذ Al به سطح Ni_3Al آهسته‌تر از آن صورت می‌گیرد که از کاهش Al در سطح جلوگیری کند. بنابراین اولین Al_2O_3 تشکیل شده در سطح از طریق پوسته‌های مختلط Ni-Al بیش از حد رشد می‌کند. مراحل آغازین اکسایش Ni_3Al به تفصیل مطالعه شده است^(۵). واکنش اکسایش همراه با تولید جای خالی به تشکیل حفره‌هایی در زیر پوسته و سرانجام خرد کردن پوسته می‌انجامد. چسبندگی پوسته با افزایش

1- Horton and Liu, 1990 Liu, 1991b

2- George et al., 1992, 1993a, b; Zhu et al., 1993

3- Lee and White, 1993

4- Pettit, 1967; Meier, 1989

5- Bobeth et al., 1992

Cr^(۱) و عناصر شناخته شده‌ی فعال در قبال اکسیژن (خصوصاً Hf, Zr, Ti و خاکی‌های نادر) بهبود می‌یابد^(۲). معلوم شده است که مقاومت به اکسایش این آلیاژهای پایه‌ی Ni₃Al باید بالاتر از آلیاژهای دمای بالای رایج ۸۰۰H و ۶۱۷ باشد^(۳). رفتار خوردگی سودمند و مشابهی در محیط‌های کربورکننده و کلورورکننده نیز دیده شده است در حالی که رفتار آن در محیط‌های گوگردکننده کم‌تر مفید می‌باشد^(۴). جدا از واکنش‌های خوردگی در سطح، قرار گرفتن در معرض هوا یا اکسیژن بر رفتار مکانیکی Ni₃Al تأثیر می‌گذارد و پدیده‌های مختلف تردی محیطی مشاهده شده‌اند. در دماهای بالاتر از ۸۰۰°C شکل پذیری Ni₃Al نرم شده، حداقل مقدار را نشان می‌دهد و در هوا از خلاء مشخص‌تر است و با افزایش Cr به طور قابل ملاحظه‌ای کم می‌شود^(۵). این تردی را نتیجه‌ی تأثیر اکسیژن‌گازی بر رشد ترک دانسته‌اند، در حالی که نتایج جدیدتر نشان می‌دهد که ذرات رسوبی که از طریق اکسایش داخلی تشکیل می‌شوند به تردکنندگی ارتباط بیش‌تری دارند^(۶). اثر مفید Cr به تغییر و تبدیل در خواص مکانیکی پوسته نسبت داده می‌شود^(۷)، اگر چه فهم کامل سازوکارهای کنترل‌کننده‌ی نرمی هنوز به دست نیامده است^(۸).

هم‌چنین تردی محیطی در دمای اتاق (خصوصاً در هوای مرطوب) بسته به ترکیب Ni₃Al و درصد ناخالصی‌ها مشاهده، و نتیجه‌گیری شده است که این تردی از طریق تشکیل هیدروژن ایجاد می‌شود^(۹). به همین دلیل ترک خوردگی تنش‌ی در محیط‌های آبی مشاهده گردیده است که علت این ترک خوردگی هم هیدروژن است^(۱۰). اثر تردکنندگی هیدروژن مستقیماً مورد مطالعه قرار گرفته و به کاهش استحکام چسبندگی مرز دانه‌ها نسبت داده شده است^(۱۱). با وجود این، فهم فیزیکی پدیده‌ی تردی هیدروژنی، مبهم است^(۱۲).

1- Pan et al., 1991

2- Cathcart, 1985; Taniguchi and Shibata, 1989; Krasovec et al., 1992

3- Brill and Klöwer, 1991

4- Natesan, 1988; Brill and Klöwer, 1991

5- Liu and McKamey, 1990; Liu et al., 1990; Matuszyk et al., 1990; Khan et al., 1990

6- DeVan and Hipsley, 1989; Chuang and Pan, 1992

7- Taniguchi and Shibata, 1987; Hipsley et al., 1990

8- Liu and McKamey, 1990; Takeyama and Liu, 1992; Chuang and Pan, 1992

9- Masahashi et al., 1988; Liu, 1991a; Wan et al., 1992a; George et al., 1993b, e

10- Stoloff, 1989; Ricker et al., 1990

11- Bond et al., 1989; Takasugi, 1991b; Wan et al., 1992b

12- Izumi, 1989; Takasugi, 1991a; Liu, 1991a; Li and Chaki, 1993a

۴-۱-۴- کاربردها

آشکار شدن پدیده‌ی نرم‌کنندگی بُرن در Ni_3Al نقطه‌ی آغاز نوآوری‌های موفقیت‌آمیز مواد بر پایه‌ی Ni_3Al بود و به دسته‌ای از آلیاژهای کاملاً نزدیک به Ni_3Al برای کاربردهای دمای بالا منجر شد^(۱). این آلیاژها که به نام آلومینیدهای نیکل یا آلومینیدهای پیشرفته معروفند، عموماً حاوی B با مقادیر پایین‌تر از ۵۰۰ ppm و Al به مقدار کم‌تر از ترکیب استوکیومتری به منظور حصول نرمی در دمای اتاق، به علاوه‌ی Ta, Zr, Hf و Mo تا ۵ درصد اتمی برای بهبود استحکام در دماهای بالا، و Cr تا ۱۰ درصد اتمی برای افزایش نرمی در دماهای میانه بین (۴۰۰°C و ۹۰۰°C) هستند^(۲). ممکن است این آلیاژها، حاوی فازهای ثانویه باشند، به ویژه در آلیاژهای Cr دار که حاوی ۵ تا ۱۵ درصد فاز نامنظم و پُر نیکل (بسته به درصد Al) هستند^(۳).

آلیاژهای Ni_3Al با بسیاری از اَبَر آلیاژها از حیث رفتار مکانیکی کوتاه‌مدت یعنی استحکام تسلیم برابری می‌کنند یا از آنها بهترند. این استحکام تسلیم، بالا تر از استحکام تسلیم $IN\ 713C$ در دماهای بالا می‌باشد و شکل پذیری آن تا ۷۰۰°C در هوا عموماً ۲۵ تا ۴۰ درصد و تا ۱۰۰۰°C، ۱۵ تا ۳۰ درصد است^(۴). مقاومت به خستگی آلیاژهای Ni_3Al در دماهای پایین‌تر از دمای حداقل شکل پذیری یعنی زیر ۵۰۰°C بیش‌تر از اَبَر آلیاژهای پایه‌ی نیکل است^(۵). مقاومت به خزش Ni_3Al با بسیاری از اَبَر آلیاژها برابری می‌کند اما به اندازه‌ی برخی از اَبَر آلیاژهای پایه‌ی نیکل تک بلور پیشرفته‌ای که در تیغه‌های توربین موتور جت استفاده می‌شود، نیست^(۶).

با در نظر گرفتن این ویژگی احتمالاً می‌توان گفت که آلیاژهای Ni_3Al شبیه اَبَر آلیاژهای بسیار نزدیک به آنها هستند و طیف اَبَر آلیاژ را توسعه می‌دهند. البته، آنها نمی‌توانند با اَبَر آلیاژهای هوا-فضای پیشرفته که در موتورهای هواپیما استفاده می‌شوند، برابری کنند و بنابراین جایگزینی آلیاژهای Ni_3Al به جای اَبَر آلیاژها در این کاربردها بعید به نظر می‌رسد^(۷). با این وجود، آلیاژهای Ni_3Al برای کاربردهای با حساسیت کم‌تر مانند توربین‌های بخاری، آبی و گازی، قطعات خودرو،

1- Liu et al., 1990

2- Liu et al., 1990; Sikka, 1990; Alexander and Sikka, 1992

3- Liu et al., 1990; Khan et al., 1990; Liu and Kumar, 1993

4- Liu et al., 1990

5- Stoloff, 1989; Liu et al., 1990; Matuszyk et al., 1990; Gordon and Unni, 1991

6- Liu et al., 1990; Khan et al., 1990

7- Liu et al., 1990; Kimiduk et al., 1992

بست‌های هواپیما، ابزار و قالب‌های دائمی (جاهایی که ترکیب‌های مناسبی از استحکام و مقاومت به خستگی، سایش شامل فرسایش و حفره‌زایی و اکسایش لازم می‌شوند) امیدوارکننده‌اند^(۱).

روش‌های ساخت و فراورش پیشرفت کرده‌اند، بدین معنی که آلیاژهای Ni₃Al را می‌توان با ذوب القایی در هوا با کیفیت قابل قبول، و از طریق ذوب القایی در خلأ، ذوب مجدد با قوس در خلأ و ذوب مجدد برقی با سرباره برای کیفیت‌های بهتر ذوب کرد. شمش‌های بالاتر از ۱۵۰۰ kg و قطعات با تخلخل کم یا بدون تخلخل بسته به شرایط مرزی، ریخته‌گری شده‌اند. کارگرم از طریق آهن‌گری گرم، آهن‌گری هم‌دما و حدیده کاری گرم معمولی امکان‌پذیر است. آلیاژها را می‌توان با کار سرد شکل داد و اطلاعات راجع به خواص آن‌ها در دسترس هستند^(۲). بیش‌تر آلیاژها را می‌توان با کیفیت خوبی جوش کاری کرد (اگر با دقت این کار انجام شود)^(۳) و برش با چرخ‌های ساینده با سرعت بالا انجام می‌شود^(۴). علاوه بر متالورژی شمش، روش‌های متالورژی پودر به طور موفقیت‌آمیزی برای تولید آلیاژهای Ni₃Al به کار رفته‌اند^(۵).

در مال‌های اخیر، فنون پیشرفته برای تولید الیمان‌های حرارتی، قطعات تحت سایش، کاربردهای موتور دیزل و چفت و بست‌های هواپیما به شرکت‌های صنعتی مختلف منتقل شده است. به عبارت دیگر آلیاژهای Ni₃Al در مسیر تجارتي شدن قرار گرفته‌اند^(۶). گسترش فزاینده‌ی استفاده از روتور توربو شارژر برای موتورهای دیزل در کارهای سنگین مثالی از این مورد است و انتظار می‌رود که در آینده با بهبود هر چه بیش‌تر خواص قطعات سیلندر با بازده بالا برای جدیدترین موتورهای دیزل یعنی سوپاپ‌ها، نشیمن‌گاه‌های سوپاپ و سرپیستون، رینگ پیستون‌ها و بوش سیلندرها، انتخاب‌های بعدی باشند. تنها استفاده‌ی آلیاژهای Ni₃Al که تاکنون عملی شده است، کاربرد آن‌ها در قالب‌ها به جای آلیاژهای مغناطیسی دائم پرس گرم که قبلاً در بازار وجود داشتند، می‌باشد^(۷). واضح است که فرایند گذر از آزمایشگاه به تولید در مقیاس بزرگ به دلیل تغییر شکل محدود در دماهای بالا که کارگرم را دشوار می‌سازد، به تعویق افتاده است.

1- Liu et al., 1990

2- Sikka, 1988, 1989, 1990; Sanders et al., 1991; Alexander and Sikka, 1992; Haubold et al., 1992

3- Bittence, 1987; Chen and Chen 1988; Stoloff, 1989; Liu et al., 1990; Santella, 1993; Li and Chaki, 1993b

4- Sikka, 1990

5- Stoloff 1989; Sampath et al., 1991; Liang and Lavernia, 1991; Withers et al., 1991

6- Sikka, 1990; Liu and Kumar, 1993; Liu, 1993a

7- Baker and George, 1992

علاوه بر این پیشرفت‌ها که متوجه کاربردهای خاص هستند، آلیاژهای Ni_3Al برای توسعه‌ی مواد مرکب با زمینه‌ی ترکیب‌های بین فلزی که حاوی ذرات تقویت‌کننده یا رشته‌های بوراید، کاربید، اکسیدها یا کربن هستند، استفاده می‌شوند^(۱). گذشته از ویژگی‌های مکانیکی و مقاومت به خوردگی ضروری، سازگاری شیمیایی فازهای استفاده شده از مهم‌ترین پیش نیازهای پایداری بلندمدت است. معلوم شده است که TiB_2 , B_4C , SiC به شدت با آلیاژهای Ni_3Al واکنش می‌دهند، در حالی که واکنش بسیار کمی با Al_2O_3 یا TiC در Ni_3Al مشاهده شده است^(۲). هم‌چنین باید توجه کرد که آلیاژهای Ni_3Al نه تنها برای ماده‌ی نگه‌دارنده، بلکه به عنوان فاز تقویت‌کننده در مثلاً آلیاژ Al برای تشکیل ماده‌ی مرکب زمینه‌ی فلزی استفاده می‌شوند^(۳).

۴-۲- سایر فازهای L_1_2

۴-۲-۱- توضیحات عمومی

به جز Ni ، Ni_3Al و Ni_3X ترکیب Ni_3X می‌سازد. X یکی از عناصر نزدیک به Al در جدول تناوبی (مثلاً Ni_3Si ، Ni_3Ga یا Ni_3Ge) یا سایر فلزات واسطه‌ی نزدیک Ni (مانند Ni_3Fe یا Ni_3Mn) است. هم‌چنین مثال‌های ساده‌ای برای فلزات واسطه‌ی دیگر (مانند Co_3Ti یا Fe_3Ge ، Fe_3Ga) وجود دارند^(۴). فازهای L_1_2 در زمره‌ی اولین و بهترین ترکیب‌های بین فلزی مطالعه شده هستند زیرا برخی از آن‌ها مانند Ni_3Fe ، Ni_3Mn هم‌چنین مثال کلاسیک Cu_3Au در دماهای زیر دمای ذوب که اجازه‌ی تأثیر نظم اتمی بر خواص فیزیکی و رفتار مکانیکی برای مطالعه را می‌دهد، به محلول‌های جامد نامنظم استحاله می‌یابند^(۵). چنین فازهایی با دمای بحرانی نظم‌دهی پایین‌تر از دمای ذوب به نام فازهای کور ناکف شناخته می‌شوند.

اخیراً، نرم‌کنندگی موفقیت‌آمیز Ni_3Al و توسعه‌ی بعدی مواد، علاقه‌ی زیادی در مورد فازهای L_1_2 را برانگیخته است. این فازها به خاطر فهم سازوکارهای فیزیکی که رفتار مومسانی را کنترل می‌کنند،

1- Fuchs, 1989; Lee et al., 1990; Tortorelli et al., 1990; Alman and Stoloff, 1991; Kumar, 1991; McKamey and Carmichael, 1991; Mukherjee and Khanra, 1991; Brennan et al., 1992

2- Fuchs, 1989; Lee et al., 1990; Brennan et al., 1992

3- Metelnic and Varin 1991

4- Villars and Calvert, 1991

5- Sachs and Weerts, 1931; Dahl, 1936; Vidoz et al., 1963

به تعداد بیش تر و مفصل تر مطالعه شده‌اند^(۱). خصوصاً Cu_pAu و Ni_pFe که کار آزمایشگاهی با آن‌ها آسان است به عنوان فازهای الگو برای تحقیقات مفصل ویژگی‌های ریزساختاری تغییر شکل استفاده می‌شوند^(۲). جریان جرکی^(۳) در Cu_pAu و Ni_pFe هم‌چنین در فازهای L_1 , Zr_pAl و Ni_pMn دیده شده است^(۴). Ni_pGe به عنوان فاز الگو برای مطالعه‌ی اثرات تغییر شکل چرخه‌ای در مقایسه با تغییر شکل یک‌نواخت در فازهای L_1 به کار رفته است^(۵).

فازهای L_1 در مقایسه با Ni_pAl به منظور روشن ساختن اثرات تغییرات بر رفتار مکانیکی به صورت روش مند مطالعه شده‌اند. از مدت‌ها پیش معلوم بوده است که Cu_pAu و Ni_pFe چند بلوره در دمای اتاق نرم هستند^(۶)، در حالی که (همان‌گونه که در بخش قبل مطرح شد) Ni_pAl چند بلوره ترد می‌باشد. این تفاوت در شکل پذیری می‌تواند به تفاوت در انرژی نظم‌دهی نسبت داده شود زیرا Cu_pAu و Ni_pFe به عنوان فازهای کورنا کف پایین تر از دمای ذوب بی‌نظم و Ni_pAl تا نقطه‌ی ذوب منظم هستند. البته فازهای L_1 دیگری هم هستند که تا نقطه‌ی ذوب منظم بوده و ترد نیستند و می‌توان نشان داد که شکل پذیری فازهای L_1 چندبلوره شدیداً به تفاوت مطلق ظرفیت عناصر تشکیل دهنده که از طریق موقعیت مربوطه و فاصله‌هایشان در جدول تناوبی منعکس می‌شود، وابسته است. Ni_pGa ، Ni_pSi ، Ni_pAl و Fe_pGa ، Ni_pGe ، Co_pTi ، Ni_pMn ، Ni_pFe که در حالی که Cu_pPd و Cu_pAu شکل پذیر می‌باشند^(۷).

علاوه بر شکل پذیری، وابستگی تنش سیلان به دما ممکن است به طور قابل ملاحظه‌ای با تغییرات ترکیب تغییر کند. خصوصاً، برخی فازهای L_1 مانند Ni_pAl وابستگی دمایی مثبت و نامتعارف در مورد تنش سیلان از خود نشان می‌دهند، در حالی که دیگر فازهای L_1 ، وابستگی دمایی منفی معمول (که قبلاً در بخش ۴-۱-۲ اشاره شد) را نمایان می‌سازند. در Ni_pGe ، Ni_pSi این پدیده‌ی نامتعارف، حتی مشخص تر از Ni_pAl است، در حالی که در Co_pTi ، Zr_pAl ، Fe_pGa و Cu_pAu ضعیف تر است و هنگامی که از Ni_pGe به سمت Fe_pGe می‌رویم و گذر مداومی از یک وابستگی دمایی مثبت به

1- Veyssiere, 1992

2- Korner, 1991; Tichelaar and Schapink, 1991

3 - Jerki

4- Schulson, 1984

5- Pak et al., 1986; Inoue et al., 1991a

6- Dahl, 1936; Vidoz et al., 1963

7- Takasugi and Izumi, 1985d

وابستگی منفی آشنا در فاز سه‌تایی $L_1, Ge, (Ni, Fe)_p$ وجود دارد. این تغییر در وابستگی دمایی تنش سیلان موضوع مطالعات روش‌مند بر روی ترکیب‌های بین‌فلزی بوده است و می‌توان نشان داد که تفاوت‌ها دقیقاً با اختلاف‌ها در پایداری بین ساختار L_1 و دیگر ساختارهای ممکن خصوصاً ساختارهای $D_{0,19}$ و $D_{0,22}$ مرتبط است^(۱). به علاوه، ارتباطی بین وابستگی دمایی نامتعارف تنش سیلان و ناهمسان‌گردی کش‌سانی وجود دارد که با مطالعه‌ی روش‌مند ضریب‌های کش‌سانی فازهای L_1 مختلف آشکار می‌شود^(۲) و الگوی نظری رفتار تنش سیلان را تقویت می‌کند^(۳).

جدا از این تمایل علمی ویژه در مورد فازهای L_1 ، ساختار L_1 به دلیل نرم‌کنندگی موفق Ni_3Al برای پیدایش مواد بین‌فلزی نرم امیدوارکننده‌تر است. از این رو فازهای L_1 موضوع بسیاری از مطالعات بوده‌اند. در حقیقت برخی فازهای L_1 جزء مواد مورد علاقه برای استفاده به عنوان مواد سازه‌ای هستند. چند مثال مختصراً در ادامه مطرح خواهند شد. به علاوه، دیگر فازهایی که ساختار L_1 ندارند به منظور تولید ساختار L_1 آلیاژ می‌شوند. مثال این مسأله، با به اصطلاح تری‌آلومیناید‌های با ساختار L_1 که از آلیاژ کردن فاز Al_3Ti دوتایی با ساختار $D_{0,22}$ با عناصر واسطه‌ی Ni, Fe, Mn, Cr و Cu (که در بخش ۳-۴ بحث شد) حاصل می‌شوند، ارائه می‌گردد. البته باید توجه کرد که نرم‌کنندگی مورد انتظار این تری‌آلومینایدها هنوز حاصل نشده است. مثال دیگر حصول ساختار L_1 با آلیاژسازی مناسب، فاز چندتایی $(Ni, Co, Fe)_pV$ است که نوآوری‌های موفقیت‌آمیز مواد بر آن با شده است و در بخش بعدی هم مطرح خواهد شد.

۴-۲-۲- فازهای مورد علاقه‌ی خاص با ساختار L_1

Ni_3Fe

همان‌گونه که در بخش قبل اشاره شد، Ni_3Fe یکی از فازهای شکل‌پذیر با ساختار L_1 است. Ni_3Fe تحول نظم - بی‌نظمی را در دماهای میانه از خود نشان می‌دهد که از لحاظ سینتیک و کار مایه‌شناسی مفصلاً مطالعه گردیده است^(۴). رفتار مکانیکی آن کاملاً شناخته شده است و مشخصه‌ها از لحاظ استحکام، رفتار نابه‌جایی‌ها و شکست مورد بحث قرار گرفته‌اند^(۵). ثابت‌های کش‌سانی

1- Mishima et al., 1985; Suzuki et al., 1989

2- Yasuda et al., 1991 a, b, 1992

3- Yoo et al., 1988; Yoo and Fu, 1991

4- Marty et al., 1990; Cahn, 1992; Chapter by Inden and Pitsch in volume 5 of MST

5- Vidoz et al., 1963; Davies, 1963b; Takasugi and Izumi, 1985d, 1992; Izumi, 1989; Korner, 1991; D.G.

اندازه گیری شده‌اند^(۱). Ni_3Fe نیز مانند فازهای L_{12} دیگر در دمای اتاق در معرض تردی هیدروژنی قرار می‌گیرد^(۲).

اهمیت Ni_3Fe از رفتار فیزیکی سودمندش نشأت می‌گیرد. به عبارت دیگر Ni_3Fe ماده‌ای فرومغناطیسی با قابلیت نفوذپذیری مغناطیسی بالا است^(۳). از این رو Ni_3Fe موجب ظهور آلیاژهای مغناطیسی نرم پرنیکل شده است که با نام پرمالوی‌ها شناخته می‌شوند. آلیاژ کردن با سایر عناصر، رفتار مغناطیسی را بهبود می‌بخشد و مولی - پرمالوی‌ها که نوعاً حاوی ۸۰ درصد Ni ، ۴ تا ۵ درصد Mo و بقیه Fe هستند و مو-تال‌ها که عموماً حاوی ۶۷ درصد Ni ، ۵ درصد Cu و ۲ درصد Cr و بقیه Fe هستند، گواه این مسأله است^(۴).

Co_3Ti

یکی از فازهای امیدبخش با ساختار L_{12} ، Co_3Ti است که در گستره‌ی دمای وسیعی (از جمله دمای اتاق) شکل‌پذیری دارد و از استحکام زیادی در دماهای بالا برخوردار می‌باشد^(۵). البته، نشانه‌هایی از تردی محیطی در هوا و دمای محیط در نتیجه‌ی پدیده‌ی ترد شونده‌ی محلولی وجود دارند^(۶). رفتار تغییر شکل Co_3Ti به طور مفصل از لحاظ شکل‌پذیری و استحکام مطالعه گردیده است. و به ویژه همانند Ni_3Al ، وابستگی دمای نامتعارف تنش سیلان آن پدیده‌ای شناخته شده است^(۷). با توجه به تغییر شکل در دمای بالا، ثابت نفوذ Co در Co_3Ti اندازه‌گیری شده است و عیوب ساختاری که از انحرافات از استوکیومتری حاصل می‌شوند مورد مطالعه قرار گرفته‌اند^(۸). Co_3Ti را می‌توان با یک عنصر سوم آلیاژی‌سازی کرد، و در این رابطه اشغال فضای عناصر مختلف مورد بررسی قرار گرفته‌اند^(۹). چنین افزودنی‌های آلیاژی را می‌توان برای تغییر خواص مکانیکی یعنی استحکام، شکل‌پذیری، تنش

⇒ (ادامه‌ی پاورقی از صفحه‌ی قبل) Morris, 1992; Veyssiere, 1992

- 1- Yasuda et al., 1992
- 2- Liu and Stoloff, 1993
- 3- Kouvel, 1967; Dietrich, 1990
- 4- Dietrich, 1990
- 5- Takasugi and Izumi, 1985c; Takasugi et al., 1990b
- 6- Takasugi and Izumi, 1986; Liu et al., 1989b; Takasugi et al., 1990b; Liu, 1991a
- 7- Takasugi and Izumi, 1985b; Takasugi et al., 1987
- 8- Takasugi and Izumi, 1985a; Nakajima et al., 1988, 1991
- 9- Liu et al., 1986; Takasugi et al., 1990a

سیلان نامتعارف و حساسیت در مقابل تردی هیدروژنی به کار برد^(۱).

Ni_pSi

Ni_pSi یکی دیگر از فازهای امیدوارکننده با ساختار $L1_2$ است که رفتار تغییر شکل آن، از جمله وابستگی نامتعارف تنش سیلان به دما، مشابه Ni_pAl می‌باشد. Ni_pSi را می‌توان برای تشکیل فاز $L1_2$ سه تایی $(Ni_p(Si, Ti), Ti)$ ، آلیاژسازی کرد. این فاز به عنوان فاز منتخب برای کاربردهایی که احتیاج به ماده‌ی سازه‌ای با خاصیت کار در دمای بالا، یا ماده‌ی مقاوم به خوردگی دارند، مورد توجه قرار می‌گیرد، زیرا استحکامش در مقایسه با سایر فازهای $L1_2$ بسیار زیاد است. شکل پذیری آن در گستره‌ی وسیعی از دما، بالا می‌ماند (خصوصاً در دماهای پایین تر وقتی با B آلیاژ می‌شود) و مقاومت به خوردگی عالی در اسید سولفوریک گرم دارد. هم‌چنین از مقاومت به اکسایش بسیار خوبی در هوای دماهای بالا برخوردار است. Ni_pSi را می‌توان با خواص مناسب از طریق روش‌های فراورش مختلف تولید کرد^(۲).

مطالعات مختلف به رفتار آلیاژکنندگی و تأثیرات آن بر خواص مکانیکی از جمله شکست معطوف شده است^(۳). ضریب‌های کش سانی آن مشخص گردیده‌اند^(۴) و رفتار ناهم‌جایی‌ها در دماهای پایین و بالا مفصلاً مطالعه شده است^(۵). تنش تسلیم نامتعارف که پیشتر در سال ۱۹۵۲ گزارش شده بود^(۶) اخیراً بر اساس محاسبات ابتدایی ثابت‌های کش سانی و انرژی‌های عیب برشی شناخته شده است^(۷). آلیاژهای $Ni_p(Si, Ti)$ را می‌توان به صورت اَبَر مومسانی تغییر شکل داد^(۸) و تردی محیطی نیز مشاهده گردیده است^(۹). به تازگی، Ni_pSi برای ساخت آلیاژهای بین فلزی دوفازی با مقاومت خزشی بهتر، با Co_pTi آلیاژسازی شده است^(۱۰). و بالاخره، شایان توجه است که در دماهای بسیار بالا، فاز ترد، میانی و مونوکلینیک Ni_pSi ، پایدار می‌باشد که احتمالاً زمینه‌ای از آلیاژهای $Ni-Si$ مربوطه با محلول جامد پُر Ni

- 1- Liu et al., 1989a; Takasugi et al., 1990b; Hasegawa et al., 1993a
- 2- Takasugi and Yoshida, 1991b; Baker et al., 1993; Ulvensoen et al., 1993
- 3- Takasugi et al., 1991b; Takasugi and Yoshida, 1991a; Takasugi, 1991a; Takasugi and Izumi, 1992; Khantha et al., 1991; T. Zhang et al., 1991
- 4- Yasuda et al., 1992
- 5- Yoshida and Takasugi, 1991a, 1992; Takasugi and Yoshida, 1992, 1993
- 6- Lowrie, 1952
- 7- Fu et al., 1993b
- 8- Nieh and Oliver, 1989; Takasugi et al., 1991a, c; Stoner et al., 1992
- 9- Liu and Oliver, 1991; Takasugi et al., 1991d; Takasugi, 1991c
- 10- Hasegawa et al., 1993b

نرم رسوبی و Ni_3Si با ساختار $L1_2$ به عنوان فازهای ثانویه چقرمه کننده را به وجود می آورد^(۱).

Zr_2Al

فاز Zr_2Al با ساختار $L1_2$ که از واکنش پرینتکتیکی Zr و Zr_2Al ساخته می شود، به طور گسترده ای، با هدف استفاده به عنوان ماده ی پوششی در رآکتورهای هسته ای با خنک کنندگی آب مورد مطالعه قرار گرفته است زیرا سطح مقطع کمی برای جذب نوترون های حرارتی دارد^(۲). خصوصاً رفتار مکانیکی این آلیاژ موضوع مطالعات مفصلی بوده است^(۳) که طبق آن استحکام بالا به همراه وابستگی نامتعارف تنش سیلان به دما مشاهده شده است. آهنگ کار سختی آن بیش تر از همه ی آلیاژهای fcc منظم یا نامنظم است. شکل پذیری Zr_2Al با سطح پرداخت شده، در حدود ۳۰ درصد در دمای اتاق است که البته با حساسیت شیاری بالایی همراه است. پرتو دهی نوترون پر شتاب در مقادیر کم، حساسیت شیاری را متوقف می کند، در صورتی که پرتو دهی در مقادیر زیاد استحاله ی ترد شوندگی از حالت بلورین به سمت فاز بی شکل را ایجاد می کند که با تورم قابل ملاحظه ای همراه می شود. این پدیده های پرتو دهی موجب ممنوعیت استفاده از Zr_2Al در رآکتورهای هسته ای شده است^(۴). کار مکانیکی روی Zr_2Al به کاهش مساحت در حدود ۳۰ درصد محدود می شود و بهترین شرایط انجام کار گرم در بالای دمای پرینتکتیک است (به صورت $Zr-Zr_2Al$ دوفازی) که در ادامه با عملیات تاب کاری در زیر دمای پرینتکتیک برای تولید فاز Zr_2Al دنبال می شود. این ماده مقاومت به اکسایش خوبی دارد و می توان آن را به صورت لوله، میله و تسمه تولید کرد.

$(Fe, Co, Ni)_3V$

فازهای ترد Ni_3V با ساختار $D0_{19}$ مکعب مسطیلی و Co_3V با ساختار منشوری پیچیده می توانند با Fe طوری آلیاژ شوند که فازهای سه تایی $(Ni, Fe)_3V$ و $(Co, Fe)_3V$ و فاز چهار تایی $(Fe, Co, Ni)_3V$ تولید کنند. این فازها، ساختار $L1_2$ مکعبی داشته و شکل پذیرند. شکل پذیری کششی آن ها ۴۰ درصد یا بیش تر است^(۵). برای این آلیاژها، معیار پایداری ساختار $L1_2$ کم تر از ۷/۸۹ الکترون ظرفیت در هر اتم

1- Baker et al., 1993; Li and Schulson, 1993

2- Schulson, 1984; Liu et al., 1990; Parameswaran et al., 1990

3- Schulson, 1984

4- Parameswaran et al., 1990

5- Liu and Inouye, 1979; Liu, 1984; Liu et al., 1990

است زیرا مقادیر الکترون ظرفیت بالاتر (بین ۷/۸۹ و ۸/۶) مشخصه Co_pV و $(\text{Co}, \text{Ni})_p\text{V}$ با ساختارهای منشوری است، در حالی که Ni_pV مکعب مستطیلی با ۸/۷۵ الکترون ظرفیت در هر اتم مشخص می‌شود. پایداری این آلیاژهای $L1_2$ از طریق محاسبات اصل نخستین مکانیک کوانتومی مطالعه شده است^(۱).

آلیاژهای با ساختار $L1_2$ شامل $(\text{Co}, \text{Fe})_p\text{V}$ ، $(\text{Ni}, \text{Fe})_p\text{V}$ و $(\text{Fe}, \text{Co}, \text{Ni})_p\text{V}$ در یک دمای بحرانی بین 600°C و 1000°C (بسته درصد Fe) برای تشکیل آلیاژهای نامرتب fcc، نامنظم می‌شوند. تبلور مجدد در حالت منظم در پایین‌تر از دمای بحرانی آهسته‌تر از حالت نامنظم است^(۲)، این در حالی است که به نظر نمی‌رسد نفوذ از طریق تحول نظم - بی‌نظمی چندان تحت تأثیر قرار گیرد^(۳). این آلیاژهای $L1_2$ را به دلیل شکل‌پذیری زیادشان می‌توان به آسانی شکل داد. این آلیاژها مانند Ni_pAl وابستگی نامتعارف مثبت تنش سیلان به دما را از خود نشان می‌دهند. استحکام به سرعت در بالاتر از دمای بحرانی نظم‌دهی کاهش می‌یابد. این آلیاژها مقاومت به خزش و خستگی بسیار خوبی دارند^(۴) و می‌توان آن‌ها را جوش کاری کرد^(۵) اما به دلیل عدم حضور Al در بالاتر از 600°C مقاومت به اکسایش کافی ندارند^(۶) و در معرض تردی محیطی قرار می‌گیرند^(۷). این مواد با توجه به رفتار مکانیکی سودمندشان به عنوان موادی نویدبخش استفاده‌هایی به صورت ماده‌ی سازه‌ای در نیروگاه‌های برق سنتی (خصوصاً توربین‌های بخار) پیدا کرده‌اند. هم‌چنین برای نیروگاه‌های برق هسته‌ای مورد توجه قرار می‌گیرند، زیرا پرتودهی تورم نسبتاً کمی (و البته همراه با قدری کاهش در نرمی) ایجاد می‌کند^(۸).

NiAl - ۳ - ۴

۴-۳-۱- خواص عمده

NiAl شناخته شده‌ترین مثال برای ترکیب‌های بین فلزی با ساختار B2 مکعبی (شکل ۱) است.

1- Freeman et al., 1992

2- Chan, 1991

3- Mantl et al., 1984

4- Ashok et al., 1983

5- Bittence, 1987

6- Liu, 1984

7- Liu, 1991a; Nishimura and Liu, 1991, 1992a, b; Liu, 1992; Miura and Liu, 1992

8- Liu, 1984; Liu et al., 1990

این ترکیب ها یکی از بزرگ ترین گروه های ترکیب های بین فلزی را تشکیل می دهند^(۱). ویژگی های مکانیکی و فیزیکی NiAl اخیراً به طور مفصل مورد بررسی قرار گرفته است^(۲). همان گونه که با توجه به نمودار فازی در شکل ۲۰ روشن می شود، گستره ی همگنی فاز NiAl وسیع است و در تقریباً 1640°C در ترکیب استوکیومتری ۵۰ درصد اتمی Al به طور نامتجانس ذوب می شود. این نقطه ی ذوب، بالاتر از نقطه ی ذوب عناصر سازنده اش است که نشان گر پیوندی قوی بین Ni و Al و پایداری فازی زیاد همراه با تمایل شدید برای نظم اتمی می باشد. این تفسیر از طریق محاسبات ابتدایی مکانیک کوانتومی به دست می آید و بر طبق آن پیوند قوی Ni-Al از نوع مخلوط است. به عبارت دیگر پیوند فلزی همراه با سهمی از پیوند اشتراکی و یونی است که اتم های Al را کمی الکتروپوزیتو می کند^(۳).

در حقیقت طبق این گونه محاسبات ابتدایی، NiAl با ترکیب استوکیومتری تا نقطه ی ذوب به مقدار زیادی منظم می ماند^(۴). انحرافات از ترکیب استوکیومتری به بی نظمی ساختاری منجر می شود^(۵). به عبارت دیگر عیوب نقطه ای عمده ای تولید می شوند که اتم های ضد ساختار هستند. یعنی، همان گونه که به صورت تجربی و نظری مشاهده شده است، اتم های Ni اضافی در محل های Al در طرف پُر Ni ترکیب استوکیومتری و جای خالی در زیر شبکه ی Ni در طرف پُر Al قرار می گیرند^(۶). به این ترتیب تعداد الکترون های ظرفیت در هر اتم آلیاژ از مقدار بحرانی لازم برای انحراف از استوکیومتری (در سازگاری با قوانین هیوم-راتری برای ترکیب های الکترونی) تجاوز نمی کند^(۷). این عیوب نقطه ای در تقابل با یکدیگر هستند که در نتیجه نظم دهی منطقه ای حاصل می شود^(۸). علاوه بر عیوب نقطه ای ساختاری، عیوب نقطه ای حرارتی نیز وجود دارند که باز هم جاهای خالی در زیر شبکه ی Ni و اتم های ضد ساختار Ni در زیر شبکه ی Al هستند زیرا جاهای خالی را تنها می توان در زیر شبکه ی Ni به وجود آورد و هر کدام از این دو جای خالی، برای یک ترکیب ثابت NiAl باید از طریق یک اتم ضد ساختار Ni

1- Baker and Munroe, 1990

2- Miracle, 1993

3- Fu and Yoo, 1992b; Liu et al., 1992

4- Stocks et al., 1992

5- Stocks et al., 1992

6- Jacobi and Engell, 1971a, b; Nakamura and Takamura, 1982; Koch and Koenig, 1986; Fu and Yoo, 1992a; Kogachi et al., 1992; S. M. Kim, 1992

7- Rusovic and Henig, 1980

8- Georgopoulos and Cohen 1981

جبران شود^(۱). آرایش‌های تعادلی جاهای خالی حرارتی به صورت نظری مورد مطالعه قرار گرفته‌اند^(۲).

چگالی NiAl در ترکیب استوکیومتری در مقایسه با آلیاژهای معمول پایه‌ی نیکل، کم ($4/5 \text{ g/cm}^3$) است و با کاهش درصد Al افزایش می‌یابد^(۳). توجه شود که به دلیل تفاوت در ساختار عیب، تغییر چگالی به ازای واحد درصد افزایش Al برای NiAl پُر آلومینیم بزرگ‌تر از Ni در آلیاژ NiAl پُر نیکل است.

رفتار کش‌سان NiAl مکرراً مطالعه شده است و ضریب‌های کش‌سانی به طور تجربی برای تک بلورها و چندبلورها به صورت تابعی از ترکیب و دما تعیین شده‌اند^(۴). رفتار کش‌سان به طور نظری با استفاده از محاسبات ابتدایی مکانیک کوانتومی مطالعه گردیده است و ضریب‌های کش‌سانی حاصله با مقادیر تجربی سازگارند^(۵).

ضریب یانگ NiAl چند بلوره با ترکیب استوکیومتری در دمای اتاق حدوداً 235 GPa است^(۶). ضریب‌های کش‌سانی توابعی از ترکیب هستند و همان‌گونه که انتظار می‌رفت ضریب یانگ نه در ترکیب استوکیومتری بلکه در ۴۸ درصد اتمی Al به حداکثر کمی بیش‌تر از 235 GPa می‌رسد که احتمالاً به تفاوت در خصوصیت عیب در دو طرف ترکیب استوکیومتری مربوط می‌شود. تأثیر جای خالی اضافی (که به وسیله‌ی سرد کردن سریع از دماهای بالا ایجاد می‌شوند) بر رفتار کش‌سان توسط رسوویچ و هنیگ^(۷) (۱۹۸۰) مطالعه شده است. ناهمسان‌گردی کش‌سانی NiAl بیش‌تر از فلزات نامنظم مشابه با ساختار A۲ مانند Fe با ساختار bcc و معادل با Ni و Cu با ساختار fcc (ساختار A۱) است^(۸). در نتیجه‌ی این ناهمسان‌گردی، ثابت‌های کش‌سانی NiAl چندبلوره به طور حساسی به بافت بستگی دارند. NiAl پُر Ni پدیده‌های نامتعارف در رفتار کش‌سانی خود نشان می‌دهد و خصوصاً وابستگی دمایی نامتعارفی وجود دارد که نشان‌گر نرم‌سازی شبکه بوده و به استحاله‌ی مارتنزیتی مربوط می‌شود^(۹).

1- Rusovic and Henig, 1980; Fu and Yoo, 1992a

2- Kozubski, 1993

3- Rusovic and Warlimont 1977; Harmouche and Wolfenden, 1987

4- Wasilewski, 1966; Rusovic and Warlimont, 1977, 1979; Harmouche and Wolfenden, 1985, 1987

5- Yoo et al., 1990; Fu and Yoo, 1992b; Freeman et al., 1992; Yoo and Fu 1993

6- Harmouche and Wolfenden, 1987

7- Rusovic and Henig

8- Wasilewski, 1966

9- Rusovic and Warlimont, 1975, 1977

استحالی مارتنزیتی NiAl در بخش بعدی مطرح خواهد شد.

نفوذ در NiAl مکرراً مطالعه شده است و بر آن اساس پایگاه معتبری از داده‌ها حاصل گردیده است^(۱). انتظار می‌رود که ضریب نفوذ در ترکیب استوکیومتری به کم‌ترین مقدارش برسد، زیرا به ازای هر میزان انحراف از استوکیومتری درجه‌ی نظم اتمی را از طریق وارد کردن عیوب نقطه‌ای ساختاری (که نفوذ را افزایش می‌دهند) پایین می‌رود. در حقیقت ضریب نفوذ Ni در NiAl در تقریباً ۴۹ درصد اتمی Al به یک مقدار حداقل می‌رسد^(۲) که کمی پایین‌تر از ترکیب استوکیومتری است و به تأثیرات عیوب نقطه‌ای یعنی جاهای خالی و اتم‌های ضد مکان بر روی نفوذ، مربوط می‌شود^(۳). ضریب نفوذ Al در NiAl به روش ردگیری رانمی توان مستقیماً اندازه‌گیری کرد زیرا ایزوتوپ آلومینیم لازم وجود ندارد. به دلیل پراکندگی اتمی منظم، فرایندهای مهاجرت اتمی در NiAl از آلیاژهای bcc نامنظم پیچیده‌تر هستند و علی‌رغم تحلیل‌های جز به جز فرایندهای جهش اتمی، هنوز فهم درست و الگوسازی مناسب نفوذ در NiAl حاصل نشده است^(۴). تنها اخیراً، الگویی که بر اختلاط دو سازوکار استوار است برای توصیف وابستگی نفوذ به ترکیب در فازهای B۲ پیشنهاد شده است^(۵). باید توجه کرد که فهم فرایندهای بنیادی نفوذ برای سایر ترکیب‌های بین فلزی کم‌تر از NiAl و دیگر فازهای B۲ است^(۶). مطالعات در مورد نفوذ سیستم‌های چند جزئی اندک هستند و برای آلیاژهای پایه‌ی NiAl تنها داده‌های مربوط به فاز سه تایی (Ni, Fe)Al از یک تحقیق روشمند سیستم Ni-Al-Fe در دسترس می‌باشد^(۷). به تازگی تأثیر Cr بر نفوذ در NiAl مطالعه شده است^(۸).

۴-۳-۲- نمودار فازی و استحالی مارتنزیتی

تعادل‌های NiAl با آلومینایدهای نیکل مجاور در دماهای بالا و پایین به وسیله‌ی نمودار فازی Ni-Al در شکل ۲۰ نشان داده شده است. NiAl پُر Al تنها در دماهای بالاتر با $Al_{1-x}Ni_x$ در تعادل است، در

- 1- Hagel, 1967; Hancock and McDonnell, 1971; Shankar and Seigle, 1978; Hao et al., 1985; Wever, 1992
- 2- Hancock and McDonnell, 1971; Shankar and Seigle, 1978
- 3- Wang and Akbar, 1993
- 4- Bakker, 1984; Wever et al., 1989; Koiwa, 1992; Bakker et al., 1992
- 5- Kao and Chang, 1993
- 6- Wever, 1992
- 7- Cheng and Dayananda, 1979; Dayananda, 1992
- 8- Hopfe et al., 1993

صورتی که در دماهای پایین‌تر با فاز Al_3Ni_3 در تعادل می‌باشد که به تازگی مشخص شده است^(۱). ساختار بلوریش مشابه با ساختار B۲ در $NiAl$ است و جاهای خالی منظم شده دارد. $NiAl$ پُر Ni تنها در دماهای بالا با Ni_3Al در تعادل است و پایداری‌های دو طرفه در نمودار فازی دیده می‌شوند^(۲). در دماهای پایین $NiAl$ تعادلی با Ni_3Al در تعادل می‌باشد که به طور مفصل مورد مطالعه قرار گرفته است^(۳). به علاوه، در $NiAl$ پُر Ni بعد از سرد کردن سریع و تاب‌کاری بعدی در دماهای میانه ذرات رسوبی فاز نیمه پایدار Ni_3Al با یکی از دو ساختار تری‌گونال یا مونوکلینیک دیده شده است^(۴).

اگر بتوان از طریق تاب‌کاری در دماهای بالا با سرد کردن سریع به سمت دماهای پایین، از تجزیه و رسوب Ni_3Al و Ni_3Al_2 جلوگیری کرد، آنگاه $NiAl$ فوق‌اشباع پُر Ni ، یعنی $NiAl$ با بیش از ۶۰ درصد Ni می‌تواند به صورت مارتنزیتی استحاله یابد. دمای تشکیل مارتنزیت (M_s) به طور خطی با افزایش Ni فوق‌اشباع از حدود $240^\circ C$ - برای ۶۰ درصد Ni ، تا حدود $1000^\circ C$ برای ۷۰ درصد Ni افزایش می‌یابد^(۵). استحاله‌ی مارتنزیتی، ساختار مکعب مستطیلی و جوه مرکز دار منظم با نسبت مستطیلی $\frac{c}{a} = 0.86$ ایجاد می‌کند و یک زیرساختار با واپیچش داخلی به وجود می‌آید^(۶). در برخی موارد، مارتنزیت منشوری با ترتیب انباشت $2H$ (ساختار دو لایه) هم دیده شده است^(۷). به علاوه، بسته به درصد Al یک ساختار مونوکلینیک با ترتیب انباشت VR ستوازی الاضلاع (ساختار هفت لایه) یافت می‌شود^(۸). ساختار VR در هنگام استحاله‌ی مارتنزیتی ساختار میان مرحله‌ای حاصل می‌شود و از تشکیل عیوب چیدمان متناوب در ساختار L_1 به وجود می‌آید. به طور نظری می‌توان نشان داد که موانع انرژی برای استحاله‌ی مارتنزیتی از ساختار مکعبی B۲ به ساختار مکعب مستطیلی L_1 از طریق تشکیل فاز میانی VR کم‌تر می‌شوند^(۹). ضریب‌های کش‌سانی مارتنزیت تشکیل شده، تعیین شده‌اند^(۱۰).

استحاله‌ی مارتنزیتی $NiAl$ پُر Ni می‌تواند با تنش‌های خارجی ایجاد شود که در آن ابرمومسانی

- 1- Mukherjee et al., 1979; Ellner et al., 1989
- 2- Nishimura and Liu, 1992b; Bremer et al., 1988; Fang and Schulson, 1992
- 3- Robertson and Wayman, 1984; Khadikar and Vedula, 1987; Khadikar et al., 1993
- 4- Murthy and Goo, 1993; Muto et al., 1993a, b
- 5- Au and Wayman, 1972; Smialek and Hehemann, 1973; Ochiai and Ueno, 1988
- 6- Chakravorty and Wayman, 1976a, b
- 7- Litvinov et al., 1974; Martynov et al., 1983; Tanner et al., 1990
- 8- Martynov et al., 1983; Tanner et al., 1990; Khachaturyan et al., 1992; Shimizu and Tadaki, 1992
- 9- Yegorushkin et al., 1985; Stocks et al., 1992; Khachaturyan et al., 1992; Sluiter et al., 1992
- 10- Robertson, 1990

و گرماکش سانی مشاهده شده است. استحاله‌ی مارتزیتی از طریق دوقلو شدن و دوقلو زدایی تغییر شکل می‌دهد^(۱). بنابراین همه‌ی پیش‌نیازهای پدیده‌ی حافظه‌ی شکل برآورده می‌شوند. در حقیقت پدیده‌ی حافظه‌ی شکل در NiAl مستقل از روش آماده‌سازی آلیاژ (متالورژی شمش یا متالورژی پودر) ایجاد شده است. به عبارت دیگر می‌توان نشان داد که مشخصه‌های استحاله به خط سیر فراورش بستگی ندارند^(۲). طبق یک شبیه‌سازی رایانه‌ای، استحاله‌ی مارتزیتی تنش دار شده نیز برای NiAl که هنوز با Ni فوق اشباع نشده، بلکه در معرض تمرکزهای تنش بالا مثلاً در نوک ترک‌ها قرار دارد، مورد انتظار است^(۳).

به منظور تشکیل فازهای سه‌تایی با ساختار B₂ (که در آن صورت به عنوان ساختار L₂ معرفی می‌شوند) یا به دست آوردن فازهای اضافی در تعادل با NiAl می‌توان NiAl را با بیش‌تر عناصر آلیاژی‌سازی کرد. همان‌طور که با توجه به فازهای CoAl، FeAl، انتظار می‌رود، Fe و هم‌چنین Co را می‌توان به جای Ni در NiAl به طور کامل و بدون تأثیر بر ساختار B₂ جایگزین نمود. به این ترتیب با نمودار فاز سه‌تایی Ni-Fe-Al که نسبت به آلیاژهای دما بالای معمول اهمیت بیش‌تری دارد، گستره‌ی وسیع‌تر حوزه‌ی فاز B₂ و تعادل‌های مربوطه با Ni_۳Al و فازهای پُر Al از یک سو، با Fe با ساختار fcc و Fe با ساختار bcc نامنظم از سوی دیگر را نشان می‌دهد^(۴). سیستم Ni-Al-Co، عملکرد مشابهی دارد^(۵). سیستم‌های سه‌تایی دیگر نیز بررسی شده‌اند^(۶). سیستم آلیاژی مهم دیگر سیستم Ni-Al-Ti است که علاوه بر NiAl محتوی سایر ترکیب‌های بین فلزی سه‌تایی می‌باشد؛ خصوصاً فاز نوع هیوسلر^(۷) Ni_۳AlTi با ساختار L_۲ که از ساختار B₂ حاصل می‌شود (بخش ۴-۵ را ببینید) و فاز لاوه‌ی منشوری Ti_۳Ni_۳Al_۳ با ساختار C_{۱۴}^(۸). وضعیت‌های مشابهی در نمودارهای فازی برای Ni-Al-Nb^(۹) و

-
- 1- Au and Wayman, 1972; Chakravorty and Wayman, 1976b; Enami et al., 1981; Murakami et al., 1992; Kim and Wayman, 1992
 - 2- Ochiai et al., 1987; Kim and Wayman, 1990
 - 3- D. Kim et al., 1991
 - 4- Bradley and Taylor, 1938; Dannöhl, 1942; Bradley, 1951; Hao et al., 1984
 - 5- Hao et al., 1984; Ishida et al., 1991a, 1993
 - 6- Raman and Schubert, 1965; Kumar, 1990
 - 7 - Heusler
 - 8- Raman and Schubert, 1965; Nash and Liang, 1985; Lee and Nash, 1991b; Yang et al., 1992b
 - 9- Benjamin et al., 1966; Reip, 1991; Ochiai et al., 1991

Ni-Al-Ta^(۱) یافت می‌شود.

آلیاژ کردن سه تایی از لحاظ استحاله‌ی مارتنزیتی NiAl اهمیت ویژه‌ای دارد زیرا امکان کنترل دمای تشکیل مارتنزیت (M_s) در کنار سایر مشخصه‌های استحاله را فراهم می‌سازد. Co دمای استحاله و ناهمسان‌گردی کرنش استحاله را کاهش، و تحرک فصل مشترک را افزایش می‌دهد^(۲). توجه می‌شود که منحنی‌های M_s ثابت در نمودار سه تایی Ni-Al-Co در منطقه دوفازی باقی می‌مانند. به عبارت بهتر تنها (Ni,Co) Al فوق اشباع می‌تواند به صورت مارتنزیتی تغییر یابد. به تازگی تأثیر سایر عناصر یعنی، Cu، Cr، Mo، Si، Ta، Nb، V، Ti، Fe، Mn^(۳) و B^(۴) بر M_s مطالعه گردیده است. چنین نتیجه‌گیری می‌شود که آلیاژ کردن با Fe منجر به وضعیتی مشابه با مورد Ni-Al-Co می‌گردد، در صورتی که آلیاژ کردن با Mn حوزه‌ی B2 در نمودار فاز سه تایی Ni-Al-Mn را آن قدر گسترش می‌دهد که منحنی‌های M_s ثابت به طرف حوزه‌ی B2 جلو می‌روند. یعنی، انتظار می‌رود که فوق اشباع کردن برای استحاله‌ی مارتنزیتی (Mn, Ni)Al ضروری نباشد^(۵).

۴-۳-۳- ریزساختار و رفتار مکانیکی

منحنی‌های شکل ۲۲ تغییرات تنش سیلان NiAl چندبلوره با دما و ترکیب را نشان می‌دهند. این منحنی‌ها، وابستگی دمایی عادی همراه با استحکام بالا در دماهای پایین، کاهش استحکام نسبتاً شیب‌دار در دماهای میانه در حوالی نصف دمای ذوب (حدود ۶۸۰°C برای NiAl) و استحکام کم با شکل‌پذیری بیش‌تر در دماهای بالا را نشان می‌دهند. می‌توان فهمید که تغییرات در ترکیب منجر به تغییرات در استحکام می‌شود و این تأثیرات ممکن است در دماهای پایین و بالا متفاوت و با گستره‌ی گذار حول نصف دمای ذوب باشد^(۶).

نرم شوندگی در دماهای بالا به فرایندهای خزش فعال شده‌ی حرارتی مربوط می‌شود که موضوع بخش بعدی هستند. انحرافات از استویکیومتری عیوب ساختاری تولید می‌کند که نفوذ را افزایش می‌دهند و به نرم شدن در دماهای بالا می‌انجامند، در صورتی که در دماهای پایین این عیوب

1- Pak et al., 1988

2- Russell et al., 1989

3- Kainuma et al., 1992a

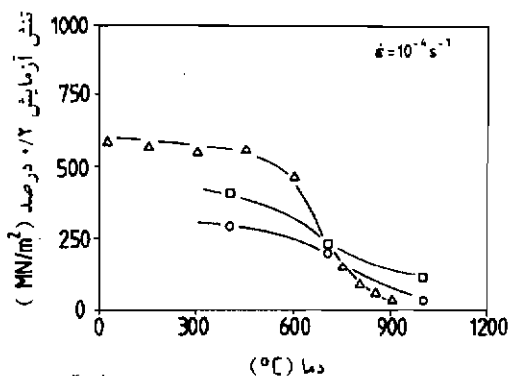
4- Xie et al., 1993

5- Kainuma et al., 1992b,c

6- Sauthoff, 1990b

بی تحرک هستند و به عنوان تقویت کننده‌ی موانع تغییر شکل عمل می‌کنند. این اثرات مختلف انحراف از استوکیومتری در دماهای بالا و پایین مفصلاً برای NiAl دوتایی بررسی شده‌اند^(۱).

آلیاژ کردن NiAl با یک عنصر سوم (مثلاً Fe)، به تقویت محلول جامد در کل گستره‌ی دمایی شکل ۲۲ منجر می‌شود. همان‌گونه که توسط رودی و ساوتف^(۲) (۱۹۸۵) و رودی (۱۹۸۶) نشان داده شد، این تأثیرات هم به دما و هم به آهنگ کرنش وابسته است. اثرات سایر حل شونده‌های مختلف بر استحکام در دمای بالا مطالعه شده است^(۳). علاوه بر ترکیب، فراورش هم به عنوان عامل کنترل‌کننده‌ی استحکام شناخته شده است که نقش مهم ریزساختار در استحکام بخشی را مورد تأکید قرار می‌دهد. بیش‌ترین استحکام‌ها با آلیاژهای حاوی ماده‌ی محلول اضافی به شکل فاز ثانویه مشاهده شده است. آلیاژهای NiAl با فاز ثانویه در بخش ۴-۳-۴ و ۶-۳-۴ مطرح می‌شوند.



شکل ۲۲- تنش سیلان (تنش آزمون ۰/۲ درصد در فشار و در آهنگ کرنش $10^{-4} s^{-1}$) به عنوان تابعی از دما برای فازهای

سه تایی و دوتایی NiAl یعنی NiAl استوکیومتری (دایره‌ها)، $(Ni_{0.8}Fe_{0.2})Al$ استوکیومتری (مربع‌ها) و $(Ni_{0.8}Fe_{0.2})Al$ سه تایی و دوتایی (مثلث‌ها) (Rudy and Sauthoff, 1985; Rudy, 1986).

تغییر شکل موم سان NiAl ترجیحاً از طریق حرکت نابه‌جایی‌های کامل در جهت لغزش $\langle 100 \rangle$ که کوتاه‌ترین بردار انتقال شبکه در ساختار B2 است، رخ می‌دهد و صفحات لغزش ترجیحی خانواده‌ی صفحات $\{011\}$ هستند، در صورتی که لغزش بر روی $\{001\}$ هم امکان‌پذیر است^(۴). جزئیات لغزش

1- Vandervoort et al., 1966

2 - Rudy & Sauthoff

3- Vedula et al., 1985; Nathal, 1992; Cotton et al., 1993 b

4- Ball and Smallman, 1966; Strutt and Dodd, 1970; Baker and Munroe, 1990; Darolia et al., 1992b; Y. Zhang et al., 1993

در تک بلورها اخیراً به صورت تابعی از جهت استقرار بلور، حالت تغییر شکل و دما مطالعه شده است^(۱). با توجه به انرژی نظم‌دهی بالای NiAl (بخش ۴-۳-۱ را ببینید) انتظار می‌رود که ایجاد و حرکت نابه‌جایی‌ها مشکل باشد، یعنی استحکام بالا و شکل پذیری کم مورد انتظار هستند. در یک مفهوم اساسی‌تر، انتظار می‌رود که استحکام بالا و شکل پذیری کم به خاطر استحکام و ماهیت پیوند اتمی ایجاد شود. البته به نظر می‌رسد که برای NiAl هیچ هم‌بستگی ساده‌ای بین میزان یونی شدگی یا جهتی بودن پیوند و رفتار مکانیکی وجود ندارد و کار بسیار بیش‌تری لازم است^(۲).

در نتیجه‌ی سیستم‌های لغزش موجود، استحکام و شکل پذیری با جهت سخت $<100>$ و جهت‌های نرم $<111>$ و $<110>$ بسیار ناهمسان‌گرد هستند^(۳). NiAl با جهت سخت، علی‌رغم نشانه‌هایی از تغییر شکل موم‌سان موضعی^(۴) عملاً هیچ‌گونه شکل پذیری در پایین‌تر از دمای تبدیل از تردی به شکل پذیری (که بسته به آهنگ تغییر شکل تقریباً 350°C معادل با $0.33T_m$ ، $T_m =$ دمای ذوب است) از خود نشان نمی‌دهد، در حالی که NiAl با جهت استقرار نرم تا $2/5$ درصد شکل پذیری را در پایین‌تر از دمای تبدیل تردی به شکل پذیری (تقریباً 200°C ، معادل $0.25T_m$) از خود نشان می‌دهد^(۵). گمان می‌رود که شکل پذیری کم NiAl در دماهای پایین از تحرک کم نابه‌جایی‌ها به دلیل هسته‌های نابه‌جایی توسعه یافته، نتیجه می‌شود^(۶). یک تحقیق جدید، اهمیت چگالی کافی نابه‌جایی‌های متحرک را نشان داده است، زیرا چقرمگی شکست افزایش یافته از طریق پرهیز از هرگونه عملیات تاب‌کاری، به دست آمده است^(۷). در دمای تبدیل، شکل پذیری به صورت نسبتاً تندی با افزایش دمای ناشی از فعال‌سازی حرارتی افزایش می‌یابد که البته هنوز به طور کامل درک نشده است^(۸).

چقرمگی شکست همانند شکل پذیری و استحکام تابع حساسی از جهت استقرار و دما است و اخیراً این مسأله به طور مفصل بررسی گردیده است^(۹). چقرمگی شکست NiAl مشابه شکل پذیری در دماهای کم‌تر، پایین است. البته، حتی در جهت نرم $<110>$ کم‌تر از جهت سخت $<100>$ می‌باشد که

1- Takasugi et al., 1993b, c

2- Schultz and Davenport 1992

3- Darolia et al., 1992b; Glatzel et al., 1993b; Takasugi et al., 1993a

4- Vehoff, 1992

5- Lahrman et al., 1991

6- Farkas et al., 1991; Mills et al., 1993; Kitano and Ploock, 1993

7- Hack et al., 1992

8- Darolia et al., 1992b

9- Reuss and Vehoff, 1990, 1992; Vehoff, 1992; K.M.Chang et al., 1991, 1992; Darolia et al., 1993

نتیجه‌ای از رخ برگی ترجیحی بر روی صفحات {۱۱۰} محسوب می‌گردد. البته، جزئیات فرایندهای شکست پیچیده‌ترند و طبق مشاهدات اخیر، هنوز به طور کامل درک نشده‌اند^(۱). چقرمگی شکست، مستقل از جهت استقرار بلور تا بالاتر از 200°C ، به طور قابل ملاحظه‌ای افزایش می‌یابد که در تعارض با دمای تبدیل از رفتار ترد به شکل‌پذیر آن است. حوزه‌های تغییر شکل و تنش نوک ترک در تک‌بلورهای NiAl مفصلاً تحلیل شده‌اند^(۲).

NiAl چندبلوره معمولاً ترد و عملاً ماده‌ای بدون شکل‌پذیری تلقی می‌شود^(۳). پیشرفت ترک به صورت مرحله‌ای رخ می‌دهد و مقاومت به شکست به آهنگ بارگذاری حساس نیست^(۴). تنها با خلوص بالای NiAl به دقت فراوری شده با ترکیب استوکیومتری دقیق می‌توان افزایش طول ۲/۵ درصد در کشش را در دمای اتاق به دست آورد، در صورتی که NiAl غیراستوکیومتری که به طور مشابه فراوری شده است، ترد می‌باشد^(۵). عیوب ساختاری در NiAl غیراستوکیومتری به طور آشکار شکل‌پذیری را کاهش می‌دهند. در هر صورت، دمای تبدیل تردی به شکل‌پذیری را می‌توان از طریق کاهش اندازه‌ی دانه به طور قابل ملاحظه‌ای کم کرد^(۶). حد کاهش اندازه‌ی دانه، NiAl نانوبلوری است که به طور موفقیت‌آمیزی با اندازه‌ی دانه‌ی تقریباً ۱۰nm تهیه می‌شود^(۷). رفتار تبلور مجدد NiAl توسط هاف و چولسون^(۸) (۱۹۸۲) مطالعه شده است. جدا از تأثیر اندازه‌ی دانه، تردی را می‌توان از طریق وارد کردن منابع نابه‌جایی اضافی کاهش داد. این تأثیر در مورد NiAl با لایه‌های اکسید روی سطح یا ذرات درون آلیاژ (مکان‌هایی که نابه‌جایی‌ها از مرزهای فاز مربوطه منتشر می‌شوند) دیده شده است^(۹). مانند سایر موارد، چقرمگی و نرمی بالاتر با اعمال بیش از حد فشار هیدرواستاتیک مشاهده می‌شود^(۱۰). یکی از دلایل تردی NiAl چندبلوره، تعداد ناکافی سیستم‌های لغزش آن است زیرا تنها سه سیستم لغزش مستقل با بردار لغزش $\langle 100 \rangle$ وجود دارد، در صورتی که بنا بر معیار فن-میزس، پنج سیستم لغزش

1- Schneibel et al., 1993a

2- Saeedvafa and Rice, 1992

3- Barker and Munroe, 1990; Reuss and Vehoff, 1992

4- Schneibel et al., 1993b

5- Hahn and Vedula, 1989; Baker et al., 1991

6- Schulson, 1985; Nagpal and Baker, 1990b; Chan, 1990; Cheng, 1992

7- Hanbold et al., 1992

8 - Haff & Schulson

9- Prakash and Pool, 1981; J. T. Kim et al., 1991; Gibala et al., 1993

10- Margevicius et al., 1993a, b; Pawelski et al., 1994

مستقل برای تغییر شکل همگن کلی ضروری است^(۱). علاوه بر $< ۱۰۰ >$ سایر بردارهای لغزش یعنی $< ۱۱۰ >$ و $< ۱۱۱ >$ تحت شرایط خاص مشاهده شده‌اند^(۲). نابه‌جایی $< ۱۱۱ >$ که معادل با جهت لغزش رایج در آلیاژهای bcc است، یک نابه‌جایی آبرشبهه در ساختار B۲ می‌باشد که دو نابه‌جایی آبر جزیی با مرز ضد فاز در میان آن‌ها را در بر می‌گیرد. انواع مختلف نابه‌جایی (خصوصاً هسته‌های نابه‌جایی) اخیراً به طور مفصل از طریق مشاهدات مستقیم و شبیه‌سازی‌های رایانه‌ای مطالعه شده‌اند و نتایج تحرک نابه‌جایی‌ها مورد بحث قرار گرفته است^(۳). با این سیستم‌های لغزش اضافی می‌توان شرایط معیار فن-میزس را برآورده کرده و شکل پذیری بیش‌تر را انتظار داشت.

تجربه نشان داده است که آلیاژ کردن NiAl با Cr که موجب کاهش انرژی مرز ضد فاز می‌گردد، در حقیقت احتمالاً تمایل به لغزش $< ۱۱۱ >$ را افزایش می‌دهد^(۴) و پدیده‌ی استحکام بخشی شدید محلول جامد را ایجاد می‌کند^(۵)، اگر چه شرایط و سازوکارهای آن هنوز مورد بحث هستند^(۶). شکل پذیری بهبود یافته برای NiAl-Cr تنها در شرایط فشاری یافت شده است^(۷)، در حالی که در عمل شکل پذیری کششی کاهش پیدا کرد و دمای تبدیل تردی به نرمی افزایش یافته است^(۸). روشن است که معیار فن میزس معیاری کافی نبوده و ماده به صورت ترد می‌شکند، زیرا استحکام شکست آن کم‌تر از استحکام تسلیم است. عناصر دیگری که برای ترغیب لغزش $< ۱۱۱ >$ گزارش شده‌اند عبارتند از: Mn، V، Ti و Zr^(۹). با جایگزینی Fe به جای Ni انتقال پیوسته‌ای در لغزش $< ۱۰۰ >$ به لغزش $< ۱۱۱ >$ به وجود می‌آید^(۱۰). محاسبات ابتدایی مکانیک کوانتومی نشان داده است که در حقیقت انرژی مرز ضد فاز از طریق افزودن Mn، Cr یا V به NiAl کاهش می‌یابد^(۱۱).

دلیل دیگر تردی NiAl چند بلوره احتمالاً ضعف مرز دانه باشد. معلوم شده است که آلیاژ کردن

1- Von Mises, 1928; Baker and Munroe, 1990; Darolia et al., 1992b

2- Field et al., 1991a; Kim and Gibala, 1991; Miracle, 1991; Veysiere and Noebe, 1992; Dellar et al., 1992

3- Mills and Miracle, 1993; Parthasarathy et al., 1993; Mei and Cooper, 1993

4- Field et al., 1991b

5- Cotton et al., 1993a

6- Cotton et al., 1993a, c

7- Kowalski and Frommeyer, 1992

8- Field et al., 1991b; Cotton et al., 1993a

9- George et al., 1991a; Field et al., 1991b

10- Patrick et al., 1991

11- Hong and Freeman, 1989

با مقدار کم B که در مورد Ni_3Al سودمند است و در $NiAl$ در مرز جدایش می‌یابد، حالت شکست را از بین دانه‌ای به درون دانه‌ای تغییر می‌دهد^(۱). البته، شکل پذیری و چقرمگی شکست بهبود نمی‌یابد و مقدار بیش‌تر B حتی شکل پذیری را کاهش می‌دهد که احتمالاً به افزایش در تنش تسلیم تا سطحی بالاتر از استحکام شکست و رسوب بورایدها مربوط می‌شود^(۲). اثر تقویت‌کنندگی افزایش B در $NiAl$ پُر نیکل دور از استوکیومتری مشاهده شده است و از تغییر در قابلیت حل شدن B ناشی می‌شود^(۳). کربن و بریلیم در مرز دانه‌ها جدایش نمی‌یابد و حالت شکست را تغییر نمی‌دهند. با این وجود، Be شکل پذیری $NiAl$ را کمی افزایش می‌دهد که دلایل این رفتار روشن نیست.

مشخص شده است که آلیاژ کردن با مثلاً Fe، شکل پذیری $NiAl$ را بهبود می‌دهد^(۴). در حقیقت افزایش زیاد در شکل پذیری کششی در دمای اتاق برای $NiAl$ تک بلوره با جهت‌گیری نرم از طریق آلیاژ کردن با مقادیر کم عناصر (یعنی حدوداً ۱٪ درصد) Mo و Ga یا Fe کسب شده است^(۵). افزودن ۱٪ درصد اتمی Fe، ۶ درصد نرمی (در مقابل ۱ درصد شکل پذیری برای ماده‌ی بدون Fe) تولید می‌کند، درحالی‌که ۵٪ درصد و بیش‌تر Fe تنها ۲ درصد شکل پذیری ایجاد می‌کند. دلایل فیزیکی برای این پدیده‌ی نرم‌کنندگی هنوز روشن نشده‌اند^(۶).

۴-۳-۴- خزش

تغییر شکل در دمای بالا برای مواد فلزی و سایر مواد از طریق سازوکارهای تغییر شکل مختلف بسته به دما و آهنگ تغییر شکل (همان‌گونه که به اصطلاح نقشه‌های تغییر شکل برای مواد مربوطه نشان می‌دهد) کنترل می‌شود^(۷). مقایسه‌ی چنین نقشه‌هایی در مورد مواد مختلف با ساختارهای بلوری متفاوت و انواع پیوند اتمی نشان می‌دهد که رفتار تغییر شکل در دماهای بالاتر از یک سوم دمای ذوب به وسیله‌ی فرایندهای خزش کنترل می‌شوند. این کنترل نه تنها در آهنگ‌های کم تغییر شکل ($10^{-6} s^{-1}$) و کم‌تر که در حین آزمایش‌های معمولی خزش استفاده می‌شوند، بلکه در آهنگ‌های بالاتر (مثلاً

1- George et al., 1991a; Xie et al., 1993

2- Wu and Sass, 1993a, b; Jayaram and Miller, 1993; Schneibel et al., 1993b

3- Tan et al., 1993

4- Baker and Munroe, 1990

5- Darolia et al., 1992a

6- Noebe and Behbehani, 1992

7- Frost and Ashby, 1982

10^{-3}s^{-1}) هم که در حین آزمون‌های کوتاه مدت برای برآوردهای تنش سیلان به کار می‌روند، روی می‌دهند و این احتمالاً می‌تواند ویژه‌ی فازهای بین‌فلزی باشد^(۱). از این رو هرگونه بحث راجع به رفتار تغییرشکل در دمای بالا به سازوکارهای خزشی با کنترل استحکام معطوف می‌شود.

رفتار خزشی NiAl در گذشته به صورت مفصل بحث و بررسی شده است^(۲). به علاوه، رفتار خزشی NiAl و آلیاژهای با پایه‌ی NiAl به صورت روشمند بررسی شده و یافته‌ها موضوع گزارش‌های مختصر مختلف بوده‌اند^(۳). مطالعات بیش‌تر راجع به خزش بر روی تک بلورهای NiAl صورت گرفته است^(۴). در بخش‌های بعدی مشخصه‌های اصلی رفتار خزشی NiAl بررسی می‌شوند؛ اثرات ساختار و تغییرات ترکیب مطرح می‌شوند؛ هم مواد تک‌فازی و هم آلیاژهایی که فازهای بین‌فلزی دیگری به غیر از B۲ را شامل می‌شوند، بررسی می‌گردند. رفتار خزشی NiAl در این جا با تفصیل بیش‌تر مورد بحث قرار می‌گیرد، زیرا فهم حاصل از سازوکارهای کنترل سرعت برای سایر ترکیب‌های بین‌فلزی هم معتبر است و بنابراین NiAl می‌تواند به عنوان مثال مشخصه‌ای برای سیستم‌های آلیاژی بین‌فلزی به خدمت گرفته شود.

مقاومت به خزش آلیاژهای تک فاز B۲

رفتار خزشی فاز سه‌تایی (Ni, Fe)Al با ساختار B۲ به صورت تابعی از دما، تنش، ترکیب و اندازه‌ی دانه، به طور مفصل مطالعه شده است^(۵). در دماهای بالا (مثلاً حدود ۶۰ درصد دمای ذوب و یا بیش‌تر) خزش ثانویه در آهنگ بین حدوداً 10^{-8}s^{-1} و 10^{-6}s^{-1} رفتار قانون‌نمایی از خود نشان می‌دهد، یعنی آهنگ‌های خزش ثانویه مشاهده شده از طریق معادله‌ی آشنای دُرِن برای خزش ناب‌جایی توصیف می‌شوند (معادله‌ی ۲)^(۶).

خزش ناب‌جایی در آلیاژهای نامنظم معمولی از طریق ناب‌جایی صعودکننده و سُرخورنده تولید می‌شود. اگر صعود، مرحله‌ی آهسته‌تر باشد (همان‌گونه که در فلزات خالص هست)، آهنگ خزش از

1- Sauthoff, 1990b

2- Stoloff and Davies, 1966; Vandervoort et al., 1966; Strutt and Dodd, 1970; Strutt and Kear, 1985; yaney and Nix, 1988

3- Jung et al., 1987; Sauthoff, 1990b, 1991a, b, 1992

4- Forbes et al., 1993; Glatzel et al., 1993b; Forbes and Nix, 1993

5- Rudy and Sauthoff, 1985; Rudy, 1986; Jung et al., 1987

6- Mukherjee et al., 1969

طریق صعود نابه جایی کنترل می شود که سبب به وجود آمدن ساختار ریزدانه ای کاملاً مشخصی می گردد و نمای تنش ۴ یا ۵ است. این حالت مشخصه ای از آلیاژهای نوع II است. در غیر این صورت، سرخوردن گران روی نابه جایی کنترل کننده ی سرعت است که به در هم پیچیدن نابه جایی ها بدون تشکیل دانه ی فرعی و نمای تنش ۳ همراه با مشخصه های رفتاری آلیاژهای نوع I می انجامد^(۱).

رفتار خزش ثانویه ی (Ni, Fe)Al مشخصه های نامتعارف از خود نشان می دهد. در فازهای پُر Ni و در آلیاژ دو تایی FeAl بعد از خزش ساختار کاملاً مشخصی به دست می آید. اندازه ی دانه ی فرعی حدوداً $10^4 \mu\text{m}$ است و چگالی نابه جایی در درون دانه های فرعی در حدود 10^{11}m^{-2} می باشد. در تأیید این مطلب، نماهای تنش بین ۴ و ۴/۵، برای فازهای پُر Ni به دست آمده است. به عبارت دیگر، این فازها شبیه آلیاژهای نوع II با صعود نابه جایی که کنترل کننده ی خزش است رفتار می کنند.

البته در فازهای پُر Fe و در FeAl هیچ گونه تشکیل دانه ی فرعی، حتی پس از زمان های خزش طولانی مشاهده نشده است. چگالی نابه جایی، بالا و تقریباً در حدود 10^{12}m^{-2} باقی می ماند و نمای تنش بین ۳ و ۳/۶ تغییر می کند. این حالت، رفتار نوع I را نشان می دهد. به عبارت دیگر در این جا خزش به وسیله ی لغزش گران روی نابه جایی ها کنترل می شود. در هر دو حالت تنها نابه جایی های تجزیه نشده ی $<100>$ مشاهده شده اند. واضح است که نیروی محرکه و قابلیت تحرک اتم ها که برای تشکیل دانه های فرعی ضروری هستند، فقط در فازهای پُر Ni به اندازه ی کافی می باشند. انرژی های خطی، کشش های خطی و مشتقات نابه جایی ها به طور نظری برای NiAl محاسبه شده اند و توافق خوبی با آرایش های مشاهده شده ی نابه جایی ها پس از خزش به دست آمده است^(۲).

این یافته ها نشان می دهد که خزش نابه جایی در این قبیل آلیاژهای بین فلزی و آلیاژهای نامرتب رایج پایه ی Ni یا پایه ی Fe با سازوکارهای متشابه کنترل می شود. حتی چگالی های نابه جایی مشاهده شده، مشابه آلیاژهای نامنظم معمول است^(۳). این شباهت نزدیک شگفت آور است زیرا فرایندهای مقدماتی نفوذ اتمی، انواع و تعداد سیستم های لغزش نابه جایی به خاطر تفاوت در تقارن های بلوری، کاملاً با هم فرق می کند.

علاوه بر خزش نابه جایی، سرخوردن مرزدانه در (Ni, Fe)Al مشاهده شده است. البته این فرایند، سازوکار تغییر شکل مستقلی نیست زیرا حرکت های دانه ی حاصل از این تغییر شکل به

1- Sherby and Burke, 1967; Nix and Ilshner, 1979

2- Glatzel et al., 1993a

3- Rudy, 1986; Sauthoff, 1991a

تمرکزهای تنش در تقاطع مرزدانه منجر می‌شود و باید با فرایندهای تغییر شکل در دانه یعنی از طریق خزش نابه‌جایی دانه‌ها در گستره‌ی دما-تنش مربوطه اصلاح شود. برای چنین فرایندهای جفت شده‌ی تغییر شکل، آهنگ کلی خزش با فرایند آهسته‌تر کنترل می‌شود. در مورد اندازه دانه‌های نه‌چندان کوچک، فرایند کنترل‌کننده، خزش نابه‌جایی است. همان‌گونه که برای آلیاژهای نامنظم کاملاً شناخته شده است، با کاهش اندازه‌ی دانه، سهم سرخوردن مرزدانه افزایش می‌یابد که در نتیجه‌ی آن کاهش مقاومت کلی خزشی است^(۱). این مسأله برای (Ni, Fe)Al نیز مشاهده شده است^(۲). سرخوردن مرزدانه در خزش در NiAl دوتایی اخیراً به طور مفصل‌تر بررسی شده است^(۳).

در تنش‌های کم‌تر که آهنگ‌های خزش ثانویه‌ی پایین‌تر از 10^{-4}s^{-1} ایجاد می‌شود، نسبت آهنگ تنش- کرنش مشاهده شده از رفتار قانون‌نمایی منحرف می‌شود، یعنی نمای تنش ظاهری کوچک‌تر از ۳ می‌گردد و با کاهش تنش، پایین‌تر می‌آید. این انحراف، سهم خزش نفوذی را نشان می‌دهد که تابعی خطی از تنش است:

$$\dot{\varepsilon} = A_{\text{نفوذ}} \frac{\Omega D}{kTd^2} \sigma \quad (۳)$$

که در این جا $A_{\text{نفوذ}}$ ضریب بی‌بعد (معمولاً $A_{\text{نفوذ}} = 14$)، حجم اتمی، D ثابت نفوذ مؤثر که هم نفوذ در داخل دانه (خزش نابارو-هرینگ^(۴)) و هم در طول مرزدانه‌ها (خزش کوپل^(۵)) را لحاظ می‌کند و d طول نفوذ مؤثر است که معمولاً از طریق اندازه‌ی دانه تخمین زده می‌شود^(۶). خزش نابه‌جایی و خزش نفوذی، فرایندهای خزشی مستقلی هستند که به طور موازی در دانه‌ها عمل می‌کنند و آهنگ خزش کل از جمع آهنگ‌های جزئی به دست می‌آید. به خاطر وابستگی شدیدتر خزش نابه‌جایی به تنش (معادله‌ی ۲)، سهم خزش نفوذی با کاهش تنش، غالب‌تر می‌شود.

با توجه به رفتار خزشی مشاهده شده در (Ni, Fe)Al و سایر فازها^(۷) چنین استنباط می‌شود که

1- Frost and Ashby, 1982

2- Rudy, 1986; Sauthoff, 1990b

3- Raj and Farmer, 1993

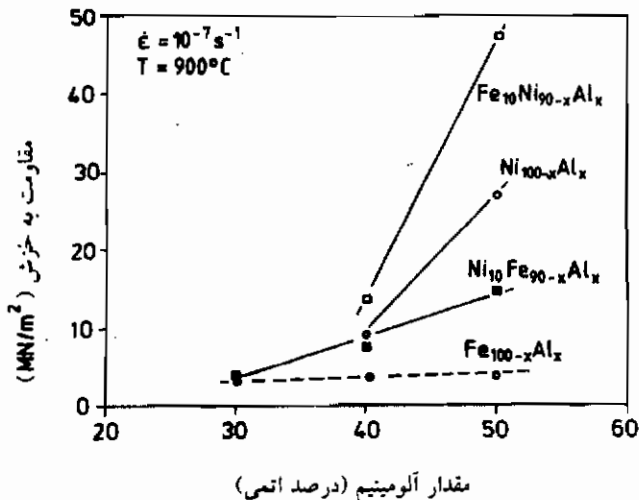
4 - Nabarro - Herring

5 - Coble

6- Frost and Ashby, 1982

7- Polvani et al., 1976; Nicholls and Rawlings, 1977; Ashby et al., 1978; Hirsch, 1985; Schneibel et al., 1986; Kampe et al., 1991; Hayes, 1991; Hayashi et al., 1991a; Miura et al., 1991; Rowe et al., 1991; Takahashi and Oikawa, 1991; Nathal, 1992; Nabarro and de Villiers-Filmer, 1993

خزش فازهای بین فلزی به وسیله سازوکارهای خزش یکسان کنترل و از طریق معادله‌های ساخت‌مندی یکسان با معادله‌های آشنای خزش آلیاژهای نامنظم توصیف می‌شود، اگرچه ساختارهای بلوری ترکیب‌های بین فلزی تقارن بسیار کم‌تری نسبت به ساختارهای ساده‌ی آلیاژهای منظم دارند. تقارن بلوری کم‌تر به تعداد کاهش یافته‌ی سیستم‌های لغزشی و انواع خاص ناهنجاری و انرژی‌های بالاتر ناهنجاری از جمله ناهنجاری‌های آبرشک‌ی ویژه می‌انجامد. البته، خزش ناهنجاری از طریق حرکت‌های ناپایستار ناهنجاری کنترل می‌شود، یعنی حرکت‌های ناهنجاری با جریان‌های نفوذ موضعی جفت می‌شوند که دومی کنترل‌کننده‌ی سرعت است. بنابراین سازوکارهای خاص، جزء موارد مهم و اصلی برای آهنگ کلی خزش ماکروسکوپی که رفتار مشابه آلیاژهای بین فلزی و فلزی را توضیح می‌دهد، نمی‌باشند.



شکل ۲۳- مقاومت خزشی آلومینایدهای دو تایی و سه تایی در 900°C (در فشار بانرخ کرنش 10^{-7} s^{-1}) به صورت تابعی از

درصد Al

(Rudy, 1986; Rudy and Sauthoff, 1986).

شکل ۲۳ اثر تغییرات ترکیب یعنی اثر انحرافات از استوکیومتری و تغییرات در نسبت Ni:Fe بر روی مقاومت خزشی Al (Ni, Fe) را نشان می‌دهد. می‌توان دید که مقاومت خزشی با کاهش مقدار Al یعنی انحراف رو به افزایش از استوکیومتری، کم می‌شود. همان‌گونه که پیشتر در بخش قبلی اشاره شد، انحرافات از استوکیومتری بی‌نظمی ساختاری یعنی عیوب نقطه‌ای را که ثابت نفوذ و در نتیجه آهنگ خزش را افزایش می‌دهند، وارد می‌کند. البته در دماهای کم‌تر، این عیوب نقطه‌ای غیر متحرک می‌شوند

و به صورت موانعی برای حرکت نابه‌جایی‌ها عمل می‌کنند؛ به عبارت دیگر، استحکام در دمای کم را افزایش می‌دهند. در دماهای میانه، دو اثر هم‌دیگر را متعادل می‌کنند و همان‌طور که برای NiAl به دست آمد، انحراف از استوکیومتری بر مقاومت خزشی تأثیری نمی‌گذارد^(۱). در شکل ۲۳ فازهای پُر Ni اثر استوکیومتری شدیدی با کاهش درصد Al از خود نشان می‌دهند، در صورتی که این اثر برای فازهای پُر Fe به مقدار قابل ملاحظه‌ای کوچک‌تر است؛ به عبارت دیگر، دمای آزمون ۹۰۰°C منجر به رفتار در دمای بالا توسط فازهای پُر Ni و رفتار در دمای میانه توسط فازهای پُر Fe می‌شود. این رفتار شگفت‌آور است زیرا معمولاً گمان می‌رود که چنین پدیده‌های فعال شده‌ی حرارتی با مقیاس دمای ذوب سنجیده می‌شوند که این دما برای NiAl بالاتر از FeAl است. دلایل رفتار مشاهده شده از (Ni, Fe)Al در دماهای میانه هنوز روشن نشده‌اند.

شکل ۲۳، جدا از تأثیر انحرافات از استوکیومتری، وابستگی مشخص مقاومت خزشی به نسبت Ni : Fe در فازهای سه‌تایی (Ni, Fe)Al با ساختار B2 را نشان می‌دهد. در مورد (Ni, Fe)Al می‌توان نشان داد که این وابستگی به ترکیب، از وابستگی به ترکیب ثابت نفوذ نشأت می‌گیرد و می‌توان آن را از طریق داده‌های مورد استفاده از مطالعات چنگ و دایاناندا^(۲) (۱۹۷۹) و مویر و دایاناندا^(۳) (۱۹۷۶) تعیین کرد^(۴). حداکثر مقاومت خزشی (Ni, Fe)Al مستقیماً به حداقل ثابت نفوذ نسبت داده می‌شود. باید توجه کرد که تحلیل داده‌های خزش با توجه به ثابت‌های نفوذ مشکلاتی را به دنبال دارد زیرا جدا از کمبود داده‌ها، ثابت‌های نفوذ در معادله‌های ۲ و ۳، از جمله عوامل موثر وابسته به فرایند خاص خزش هستند که این فرایند جفت‌شدگی جریان‌های نفوذی جزئی را تعیین می‌کند. به عبارت دیگر ثابت‌های نفوذ مؤثر مورد نیاز آن‌هایی نیستند که در آزمایش‌های نفوذ اندازه‌گیری می‌شوند. برای محلول‌های دو تایی، تعریف‌هایی در مورد ثابت‌های نفوذ مؤثر برای سازوکارهای خزش مختلف در دسترس هستند^(۵)، در صورتی که برای فازهای چندتایی تعریف ثابت نفوذ مؤثر فقط برای حالت خزش از نوع نفوذی شناخته می‌شود^(۶). کار نظری و آزمایشگاهی بیش‌تر در این قسمت ضروری است.

شکل ۲۴ همبستگی بین مقاومت خزشی فازهای B2 سه‌تایی و دو تایی و ثابت‌های نفوذ مربوطه

1- Vandervoort et al., 1966

2 - Cheng & Diananda

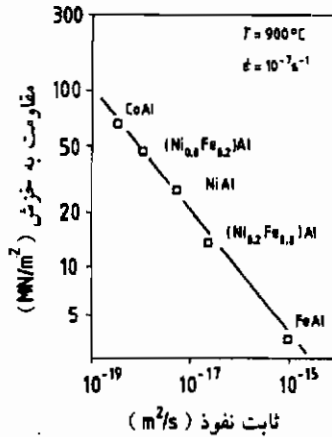
3 - Moyer & Diananda

4 - Rudy, 1986; Rudy and Sauthoff, 1986

5- Chin et al., 1977; Fuentes-Sainanigo and Nix, 1981; Dominguez-Rodriguez and Castaing, 1993

6- Herring, 1950

- را بر اساس داده‌های مکتوب یا تخمین زده شده بر مبنای این داده‌ها، نشان می‌دهد^(۱). مشاهده می‌شود که این همبستگی به طور شگفت‌آوری خوب است و علی‌رغم مشکلات تعیین دقیق ثابت‌های نفوذ مؤثر، به خوبی با معادله‌ی (۲) مطابقت می‌کند.



شکل ۲۴- مقاومت خزشی آلومینایدهای B۲ استوئیکومتری دوتایی و سه تایی در دمای ۹۰۰°C (در فشار با آهنگ کرنش $10^{-5} s^{-1}$) به عنوان تابعی از ثابت نفوذ که از نوشته‌ها به دست آمده یا از داده‌های موجود برآورده شده است)

(Rudy, 1986; Jung et al., 1987; Sauthoff, 1991a; Shankar and Selge, 1978; Akuezue and Whittle, 1983; Cheng and Dayananda, 1979; Moyer and Dayananda, 1976)

حال این سؤال مطرح است که چرا ثابت نفوذ به این صورت به ترکیب فازهای B۲ وابسته است. مانند دیگر ویژگی‌ها، ثابت نفوذ به خواص بلور بستگی دارد. به عبارت دیگر به استحکام و خصوصیت پیوند اتمی وابسته است و در حقیقت انرژی فعال‌سازی نفوذ با افزایش انتالپی کل تشکیل فاز زیاد می‌شود (شکل ۷). سؤال این است که آیا چنین همبستگی‌ای را می‌توان برای دسته‌ای از فازهای کاملاً مشابه برقرار کرد به طوری که بتواند برای پیش‌بینی اثرات افزودنی‌های آلیاژساز بر روی ثابت‌های نفوذ استفاده شود. برای جواب دادن به این سؤال باید همبستگی ثابت‌های نفوذ با ماهیت و استحکام پیوند اتمی به طور مفصل بررسی شود. مجدداً در این جا کار نظری و تجربی بسیار بیش‌تری ضروری است.

با توجه به وابستگی به ترکیب مطرح شده در مورد مقاومت خزشی، نتیجه می‌شود که ثابت نفوذ

1- Rudy, 1986; Rudy and Sauthoff, 1986; Sauthof, 1991a

مؤثر از عوامل مهم و اصلی برای کنترل مقاومت خزشی است^(۱). البته این بدان معنی نیست که سایر متغیرها در معادله‌ی ۲ قابل چشم‌پوشی هستند. این مسأله همان‌طور که قبلاً طرح شد، از طریق وابستگی دمایی خزش $(Ni, Fe)Al$ با ساختار B۲ به اثبات می‌رسد^(۲). با توجه به معادله‌های ۲ و ۳ انتظار می‌رود که انرژی فعال‌سازی ظاهری لازم برای خزش، معادل با انرژی نفوذ باشد زیرا سایر متغیرها کم‌تر به دما حساسند. در حقیقت این مطلب بارها در مورد آلیاژهای نامنظم معمول تأیید شده است. البته در مورد $(Ni, Fe)Al$ ، انرژی فعال‌سازی ظاهری لازم برای خزش صرفاً معادل با انرژی نفوذ در دماهای بالا تا $900^{\circ}C$ است در حالی که در دماهای بالاتر، انرژی فعال‌سازی ظاهری خزش بسیار بیش‌تر است. انرژی‌های فعال‌سازی برای خزش بالاتر از مقادیر لازم برای نفوذ در موارد دیگر هم گزارش شده است^(۳). این بدان معنی است که برخلاف آلیاژهای نامنظم معمول، متغیر وابسته به ریزساختار (A) در معادله‌ی ۲ نیز احتمالاً وابستگی دمایی شدیدی از خود نشان دهد زیرا هنوز ضریب برشی (G) صرفاً به صورت ضعیفی به دما وابسته است^(۴).

متغیر با اهمیت بعدی ماده برای خزش، ضریب برشی در معادله‌ی ۲ است. ضریب‌های کش‌سانی را می‌توان با محاسبات ابتدایی مکانیک کوانتومی محاسبه نمود^(۵) و بنابراین درک فیزیکی از ارتباط بین ماهیت استحکام پیوند، و رفتار کش‌سانی وجود دارد. البته داده‌های نظری و یا تجربی کم‌یاب هستند و شناخت اندکی از اثرات تغییرات در ترکیب و ساختار بر روی ضریب‌های کش‌سانی موجود است. شکل ۶ برخی از داده‌های مربوط به ضریب کش‌سانی را نشان می‌دهد و به عنوان مثال بعضی از فازهای B۲ را با برخی فازهای لاوه‌ی C۱۵ که در بخش ۸ مورد بحث قرار می‌گیرند، مقایسه می‌کند. به وضوح دیده می‌شود که همبستگی بین ضریب یانگ و انتالپی کل تنها برای فازهای لاوه وجود دارد. این همبستگی برای فازهای B۲ کم‌تر مشهود است که احتمالاً از خطاهای آزمایشگاهی و پیچیدگی‌های رفتار کش‌سانی فازهای B۲ ناشی می‌شود. مجدداً سؤال این است که آیا این گونه همبستگی را می‌توان (حداقل برای دسته‌ای از فازهای کاملاً مشابه) برقرار کرد و آیا سپس این همبستگی‌ها را می‌توان برای پیش‌بینی اثرات افزودنی‌های آلیاژساز بر رفتار کش‌سانی به کار گرفت.

به طور خلاصه، چنین استنباط می‌شود که رفتار خزشی فازهای بین فلزی را می‌توان مانند

1- Sauthoff, 1993b

2- Sauthoff, 1991a

3- Vandervoort et al., 1966; Stoloff, 1984; Whittenberger, 1986

4- Harmouche and Wolfenden, 1987

5- Fu and Yoo, 1992a

آلیاژهای نامنظم معمول که به وسیله‌ی معادلات ساختمندی پدیده‌شناسی به دست می‌آید، تشریح کرد. در حقیقت نقشه‌های تغییرشکل به صورت تابعی از داده‌های موجود محاسبه شده‌اند^(۱). البته سازوکارهای فیزیکی که رفتار خزش را کنترل می‌کنند، فقط به طور جزئی درک شده‌اند و کار بسیار بیش‌تری لازم است.

برای استفاده به صورت مواد سازه‌ای در دماهای بالا، مقاومت خزشی فازهای منتخب باید تا حد ممکن برای افزایش هر چه بیش‌تر دمای کاری، بالا باشد. با توجه به معادله‌های ۲ و ۳ متغیرهای تعیین‌کننده‌ی مواد برای افزایش مقاومت خزشی عبارتند از: ثابت نفوذ (D) و ضریب برشی (G). هر دو متغیر از طریق انرژی پیوند اتمی که به انتالپی ماکروسکوپی تشکیل فاز مربوط می‌شود، تعیین می‌گردند^(۲). ضریب برشی به دمای ذوب مربوط می‌شود و قطعاً هم‌بستگی بین متغیرهای D و G و دمای ذوب وجود دارد^(۳)، این بدان معنی است که اصولاً آلیاژهای با دمای ذوب بالا باید برای کسب استحکام در دمای بالاتر استفاده شوند. البته برای این قانون نمی‌توان اعتبار مطلق انتظار داشت زیرا همبستگی‌های اشاره شده پیچیده بوده و به متغیرهای متعددی وابسته هستند. فازهای $CoAl, NiAl$ نمونه‌هایی هستند که ساختار بلوری یکسان و دمای ذوب تقریباً مشابه دارند، اما مقاومت خزشی آن‌ها متفاوت است (شکل ۲۴).

نفوذ به طور حساسی به ساختار بلوری وابسته است^(۴) و براساس تجربه گمان می‌رود که ثابت‌های نفوذ کم‌تر و در نتیجه مقاومت خزشی بالاتر را می‌توان با کاهش نظم بلوری به دست آورد. نظم اتمی در شبکه‌ی B۲ به ساختار L_{12} با چهار زیر شبکه منجر می‌شود که نمونه‌ای از فازهای نوع هیوسلر Co_3TiAl, Ni_3TiAl است. در حقیقت بنابر داده‌های ساوتف (۱۹۸۹) Co_3TiAl تنش سیلان بسیار بالاتری نسبت به $(Co_{0.78}Fe_{0.22})Al$ نشان می‌دهد و Ni_3TiAl مقاومت خزشی بیش‌تری نسبت به $NiAl$ دارد^(۵). علاوه بر تقارن بلوری، تراکم اتمی هم باید مورد توجه قرار بگیرد. به‌خوبی معلوم شده است که مثلاً ثابت خود نفوذ Fe در شبکه‌ی متراکم fcc، دو مرتبه‌ی اعشار کم‌تر از ساختار بازتر bcc است^(۶). ساختار B۲ از نظم‌دهی شبکه bcc ناشی می‌شود، در حالی که نظم‌دهی در شبکه‌ی fcc به مثلاً ساختار

1- Jung et al., 1987

2- Engell et al., 1991

3- Frost and Ashby, 1982

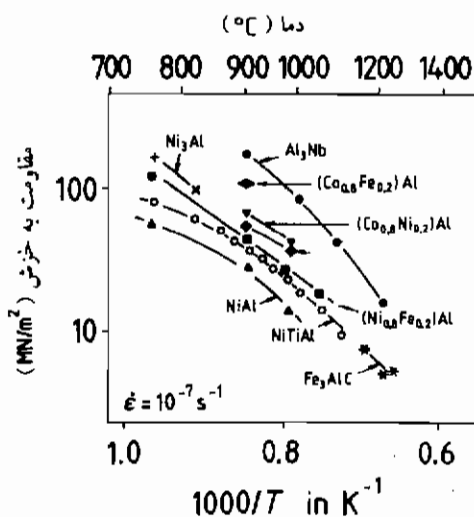
4- Wever et al., 1989

5- Strutt and Polvani, 1973

6- Fridberg et al., 1969

L_1 در Ni_3Al یا با کربن به ساختار L'_1 در Fe_3AlC می‌انجامد^(۱) و به علاوه، نظم‌دهی در شبکه‌ی L_1 به ساختار D_{022} در Al_3Nb منجر می‌شود (شکل ۱).

داده‌های مربوط به خزش برای همه‌ی این فازها در شکل ۲۵ آمده است و مشاهده می‌شود که در حقیقت تفاوت‌ها در ساختار بلوری از لحاظ تقارن و تراکم اتمی منجر به اختلاف‌های قابل توجه و مشابهی در مقاومت خزشی می‌گردد. البته می‌توان دید که اثر تغییر در مقاومت خزشی در اثر تغییر دادن اشغال زیر شبکه در ساختار B2، به بزرگی اثر تغییر مقاومت خزشی به خاطر تغییر ساختار شبکه است. به عبارت دیگر هر دو پدیده برای افزایش استحکام در دمای بالا باید مورد توجه قرار بگیرند.



شکل ۲۵- وابستگی دمایی مقاومت خزشی در فشار یا آهنگ کرنش ثانویه $10^{-7} s^{-1}$ برای آلیاژهای بین‌فلزی تک‌فازی مختلف: $CoAl$ و $NiAl$ و آلیاژهای مربوط به ساختار B2 (Jung et al., 1987; Sauthoff, 1989) Ni_3TiAl و Ni_3TiAl با ساختار L_2 (Strutt and Polvani, 1973)، و دو گونه Ni_3Al با ساختارهای L_1 یعنی آلومیناید پیشرفته (+) (Schneibel et al., 1986) و $Ni_3Al-Fe(x)$ (Nicholls and Rawlings, 1977) Fe_3AlC با ساختار L'_1 (Jung and Sauthoff, 1989b) و Al_3Nb با ساختار D_{022} (Sauthoff, 1990a, b; Reip, 1991).

مقاومت خزشی آلیاژهای بین‌فلزی پایه‌ی $NiAl$ چندفازه

معمولاً در آلیاژهای رایج برای افزایش مقاومت خزشی از ذرات رسوب داده شده استفاده می‌گردد. اثر تقویت‌کنندگی ذرات رسوبی در آلیاژهای $NiAl-Fe$ با زمینه‌ی $(B2)NiAl$ و ذرات $\alpha-Fe$

مطالعه گردیده است^(۱). معلوم شده است که اثر ذرات α -Fe کاملاً مشابه با اثر ذرات (B2)NiAl در آلیاژهای Fe-NiAl با زمینه α -Fe است که توسط یانگ و ساوتف^(۲) (۱۹۸۷) و یانگ (۱۹۸۶) گزارش شده‌اند. در هر دو مورد ذره‌ها به دلیل اندرکنش نابه‌جایی-ذره، به عنوان موانع نابه‌جایی عمل می‌کنند و در حقیقت گیرکردن نابه‌جایی‌ها در ذرات، پیش از گسیختگی در مورد NiAl-Fe مشاهده شده است. این موانع از طریق صعود پشت سر گذاشته می‌شوند که باعث ایجاد یک تنش آستانه‌ی σ_{th} می‌شود و مقاومت خزشی را طبق معادله‌ی زیر افزایش می‌دهد:

$$\dot{\epsilon} = A \frac{DGb}{kT} \left[\frac{\sigma - \sigma_{th}}{G} \right]^n \quad (۴)$$

این تنش آستانه، همان‌گونه که به صورت نظری برای فرایندهای مختلف صعود نشان داده شد، متناسب با تنش اوروان^(۳) است^(۴) و بنابراین در هم‌خوانی با آزمایش‌های تجربی با عکس فاصله‌ی ذره متناسب است^(۵). خزش ثانویه‌ی مشاهده شده برای نابه‌جایی را می‌توان با معادله‌ی ۴ توصیف کرد و نقشه‌های تغییر شکل را بر اساس داده‌های تجربی محاسبه نمود^(۶).

در آلیاژهای ذره‌ای، یکی از فازها، یعنی فاز زمینه به صورت پیوسته توزیع می‌شود، در حالی که فاز دوم به طور ناپیوسته پخش می‌گردد. در مواد مرکب آلیاژی غیر ذره‌ای مانند مواد مرکب رشته‌ای یا لایه‌ای، همه‌ی فازها به صورت پیوسته پخش می‌شوند. اثر پراکنندگی فاز بر رفتار خزشی آلیاژهای NiAl-Fe با ریزساختارهای لایه‌ای مفصلاً مطالعه شده است^(۷). برای این کار، آلیاژ Ni-۴۰ درصد اتمی Fe-۱۸ درصد اتمی Al انتخاب شد که برای به دست آوردن ریزساختار لایه‌ای از فازهای (B2) NiAl و γ -FeNi با ساختار fcc نامنظم و جزء حجمی مساوی، از روش انجماد جهت دار استفاده گردید. معلوم شد تا هنگامی که فاصله‌ی لایه‌ها بیشتر از فاصله‌ی بحرانی (که هم مرتبه با مسیر آزاد نابه‌جایی است) باشد، مقاومت خزشی این قبیل آلیاژهای لایه‌ای طبق قانون اختلاط به مقاومت خزشی فازهای تشکیل دهنده‌شان مربوط می‌شود. اگر فاصله‌ی لایه‌ها کم‌تر از این مقدار بحرانی باشند، نتیجتاً فصل مشترک

1- Jung and Sauthoff, 1989a

2 - Jung & Sauthoff

3 - Orowan

4- Arzt and Rösler, 1988

5- Jung and Sauthoff, 1987, 1989a

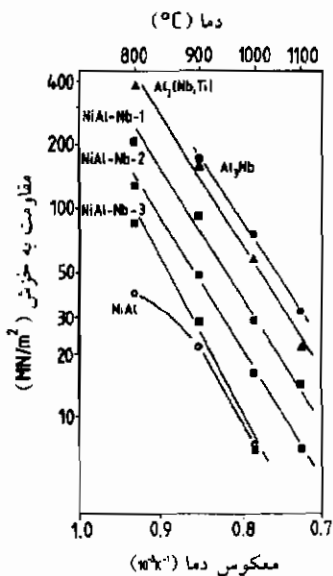
6- Jung and Sauthof, 1989a

7- Klöwer, 1989; Klöwer and Sauthoff, 1991, 1992

لایه‌ها باعث استحکام بخشی اضافی می‌گردند. این پدیده‌ی تقویت‌کنندگی را طبق معادله‌ی ۴ می‌توان به وسیله‌ی تنش آستانه که آن هم متناسب با معکوس فاصله‌ی لایه‌ای است توصیف کرد.

پدیده‌های مشابهی در سایر آلیاژهای بین فلزی پایه‌ی NiAl با توزیع نامنظم‌تر فازهای لاوه‌ی C۱۴ منشوری مشاهده شده‌اند^(۱) و توسط ساوتف (۱۹۹۱) مورد بحث قرار گرفته‌اند. در این آلیاژهای با پراکندگی فاز درشت، آهنگ خزش ثانویه، با تقریب خام از قانون اختلاط پیروی می‌کند، و پدیده‌های تقویت‌کنندگی اضافی تنها در آلیاژهای با پراکندگی ریزفازی دیده می‌شوند. از این مسأله نتیجه می‌شود که خزش مواد مرکب آلیاژی بین فلزی ذره‌ای و غیرذره‌ای به طرق مشابه انجام می‌شود و می‌توان آن را با معادلات ساخت‌مندی همانند آلیاژهای چندفازه‌ی رایج توصیف نمود.

البته بحث بالا تنها به خزش ثانویه مربوط می‌شود. وضعیت برای مرحله‌ی خزش اولیه‌ی گذرا و ضوح کم‌تری دارد. همان‌گونه که پیشتر بحث گردید^(۲)، کرنش خزش اولیه حداقل در مورد آلیاژهای



شکل ۲۶- مقاومت خزشی (در فشار بار نرخ کرنش ثانویه $10^{-5} s^{-1}$) به صورت تابعی از دما برای آلیاژهای مختلف NiAl-Al₃Nb (یعنی برای آلیاژهای سه‌فازی ۱-۲-۳ و NiAl-Nb-۱ به ترتیب با ۷۸،۴۶،۲۲ درصد حجمی NiAl و ۱۵،۴ و به ترتیب درصد حجمی NbNiAl، در مقایسه با NiAl تک‌فازی (Rudy and Sauthoff, 1985; Rudy, 1986) و Al₃Nb و Al₃(Nb_{۰.۷۵}Ti_{۰.۲۵}) هر دو با ساختار D_{۰۳} (Reip, 1991)).

1- Machon, 1992; Sauthoff, 1993a

2- Sauthoff, 1991b

پایه $NiAl$ به طور قابل ملاحظه ای با حضور فاز های دوم کاهش می یابد و با افزایش تنش و کاهش فاصله ی فصل مشترک ها زیاد می شود^(۱). این رفتار در آلیاژ های رایج هم شناخته شده است، اما آلیاژ های دیگری وجود دارند که رفتار متضادی از خود نشان می دهند به عبارت دیگر، افزایش کرنش اولیه در اثر افزایش تنش^(۲). این پدیده ها حتی برای آلیاژ های نامنظم هم تا کنون درک نشده اند. بیش تر تأکید می گردد که نه تنها خزش اولیه ی معمول با شتاب رو به کاهش آهنگ خزش مشاهده می گردد، بلکه خزش اولیه ی معکوسی با آهنگ خزش شتاب دار مثلاً در مورد فاز های لاوه ی سه تایی دیده می شود^(۳) این گونه خزش اولیه ی معکوس برای Ni_3Al هم گزارش شده است که از فعال سازی سیستم های لغزش مختلف نشأت می گیرد^(۴). خزش معکوس از تعداد نا کافی نابه جایی های متحرک حاصل می شود و مثال کلاسیک برای این رفتار تغییر شکل، سیلیسیم است که رفتار تغییر شکل آن به طور مفصل تحلیل شده است^(۵).

در هر صورت، مقاومت خزشی $NiAl$ را می توان به میزان چشم گیری از طریق آلیاژ کردن با سایر بین فلزات قوی تری که آلیاژ های بین فلزی چند فازه (که می توان آن ها را مواد مرکب بین فلزی در محل نامید) تشکیل می دهد، افزایش داد. مثال مشخص این موضوع در شکل ۲۶ با داده های مقاومت خزشی برای آلیاژ های مختلف $Ni-Al-Nb$ که حاوی فاز Ni_3Al با ساختار D_{03} مکعب مستطیلی و $NbNiAl$ فاز لاوه ی منشوری با ساختار C_{14} ، هم چنین Al_3Nb است را در بر می گیرند، آمده است. می توان دید که مقاومت خزشی این آلیاژ های بین فلزی به طور مداوم با افزایش جزء حجمی فاز های قوی تر از $NiAl$ نسبتاً نرم تا فاز های سخت Al_3Nb و $Al_3(Nb, Ti)$ که در بخش ۳-۳-۲ مطرح شده اند، افزوده می شود. [داده های مربوط به $Al_3(Nb, Ti)$ در این شکل وارد شده اند زیرا تنها این تری آلومیناید سه تایی را می توان در دماهای پایین تر نیز مورد آزمایش قرار داد].

مثال دیگری در شکل ۲۷ ارائه شده است که استحکام بخشی $NiAl$ را به وسیله ی فاز های لاوه ی C_{14} سه تایی نشان می دهد. به نظر می رسد که داده های مربوط به $TaNiAl-NiAl$ از یک قانون اختلاط پیروی می کند، اما داده ها برای $NbNiAl-NiAl$ به وضوح انحراف قابل ملاحظه ای را از روی هم گذاری خطی برای مقاومت های خزشی نشان می دهند. به علاوه، مقاومت خزشی برون یابی شده برای ۵ درصد

1- Reip, 1991; Klöwer, 1989

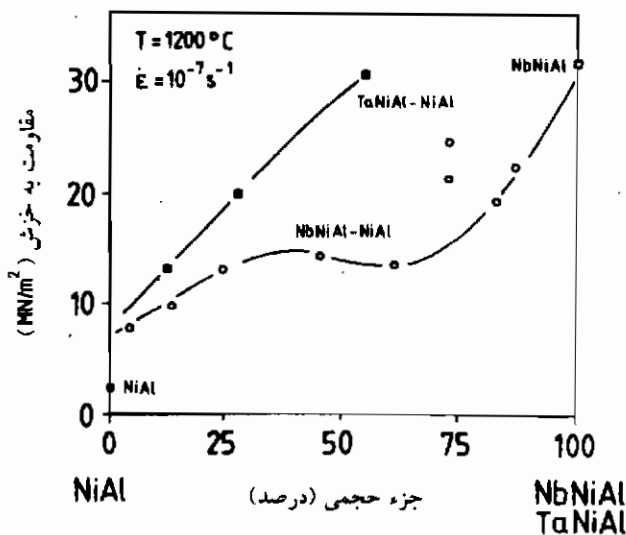
2- Sauthoff, 1991b

3 - Sauth off, 1990a, 1991a; Machon, 1992

4- Hazzledine and Schneibel, 1989; Schneibel and Hazzledine, 1992

5- Alexander and Haasen, 1968; Alexander, 1986

فاز تقویت‌کننده، در این مورد به طور محسوسی بالاتر از مقدار اندازه‌گیری شده برای NiAl دوتایی است. این پدیده‌ی تقویت‌کنندگی اضافی به ذرات ریز رسوبی فاز نوع هیوسلر Nb_۲NiAl با ساختار L_۲ مربوط می‌شود که سبب به وجود آمدن تنش آستانه می‌گردند^(۱). مثال‌های بیش‌تر توسط ناتال^(۲) (۱۹۹۲) ارائه شده‌اند که در آن‌جا فراوانی داده‌های حاصل از سیستم‌های مختلف آلیاژی که بر فازهای B_۲ پایه‌گذاری شده‌اند، تحلیل می‌شوند.



شکل ۲۷- مقاومت خزشی (تنش فشاری برای آهنگ کرنش ثانویه $10^{-7} s^{-1}$) در $1200^{\circ}C$ به صورت تابعی از جزء حجمی فاز ثانویه برای آلیاژهای بین فلزی پایه NbNiAl-NiAl: NiAl و NiAl-TaNiAl به ترتیب حاوی فازهای لایه‌ای C14 و NbNiAl.

(Sauthoff, 1990a; Machon, 1992)

۴-۳-۵- تاثیرات محیطی

برخلاف بیش‌تر آلومینیدهای دیگر که به منظور استفاده در کاربردهای دمایی بالا مورد توجه قرار می‌گیرند، NiAl با ساختار B_۲، مقاومت به اکسایش عالی از خود نشان می‌دهد زیرا یک لایه‌ی

1- Sauthoff, 1991b; Machon, 1992

2 - Nathal

Al_2O_3 محافظ بلافاصله در هنگام اکسایش تشکیل می‌شود^(۱). بنا بر اطلاعات موجود، به نظر می‌رسد، جدا از سیلیساید ها، NiAl تنها ترکیب بین فلزی واقعاً مقاوم به اکسایش باشد^(۲). دلیل فیزیکی برای این مقاومت به اکسایش بالا آن است که در صد Al به حد کافی زیاد است و نفوذ Al در NiAl در همه‌ی دماها برای تشکیل پوسته‌های پایدار Al_2O_3 در سطح و جلوگیری از اکسایش داخلی در جسم، به حد کافی سریع است^(۳). جزئیات مربوط به رشد پوسته، توسط دوی چاک^(۴) و همکارانش (۱۹۸۹) تشریح شده است.

در حین اکسایش، حفره‌ها به دلیل جریان‌های نامتوازن نفوذی، طبق پدیده‌ی کرکندال^(۵)، نزدیک فصل مشترک $NiAl/Al_2O_3$ تشکیل می‌شوند^(۶). این تشکیل حفره، که برای دیگر آلیاژهای پُر Al هم مشاهده شده است، به پوسته پوسته شدن لایه‌ی Al_2O_3 منجر می‌شود و بر مقاومت به اکسایش آن تأثیر می‌گذارد. شکل‌گیری حفره از طریق انباشت گویگرد در سطح خالی از NiAl روی حفره‌ها، افزایش می‌یابد و در نتیجه باعث ایجاد پدیده **اثر گویگرد** می‌شود^(۷). همان‌گونه که برای ماده‌ی مرکب $NiAl-TiB_2$ نشان داده شده است^(۸)، چسبندگی پوسته نیز با حضور پراشیده‌های TiB_2 تحت تأثیر قرار می‌گیرد.

مانند بسیاری از دیگر موارد، چسبندگی پوسته و مقاومت به اکسایش از طریق کم آلیاژ کردن با عناصر **اکسیژن فعال** مانند Ce, Hf, Zr, Y یا La بهبود می‌یابد^(۹). خصوصاً از Zr، برای افزایش مقاومت NiAl نسبت به اکسایش چرخه‌ای استفاده شده است^(۱۰). درک فیزیکی تأثیر مفید این قبیل عناصر **اکسیژن فعال**، (همانند آلیاژهای نامنظم رایج) هنوز هم ناکافی است. اثر آلیاژ کردن با Cr و Si که برای ایجاد مقاومت به خزش در سایر آلیاژها استفاده می‌شوند، بررسی شده است^(۱۱). توجه می‌شود که

1- Doychak et al., 1989; Nesbitt and Lowell, 1993

2- Meier et al., 1993

3- Pettit, 1967

4 - Doychak

5 - Kirkendall

6- Cathcart, 1985; Meier et al., 1993

7- Grabke et al., 1990, 1991b

8- Pregger et al., 1992

9- Mrowec and Jedlinski, 1989; Grabke et al., 199b

10- Doychak et al., 1989; Nesbitt et al., 1992

11- Meier, 1989

مقاومت به سولفید شدن NiAl به وسیله Cr کاهش می‌یابد^(۱). جدا از اکسایش با تشکیل پوسته‌ی خارجی، NiAl همانند ترکیب‌های بین فلزی مختلف دیگر در معرض پدیده‌ی اکسایش خاصی به نام سفیدک قرار می‌گیرد^(۲). سفیدک در یک گستره‌ی دمایی بحرانی (معمولاً در حدود ۸۰۰°C) رخ می‌دهد و ممکن است به تخریب کامل ماده منجر شود. NiAl در مقایسه با سایر بین فلزات آسیب‌پذیری کم‌تری به سفیدک دارد و این پدیده راتنها در فشارهای اکسیژن بسیار کم در زمانی که اکسیژن در سطح نازک پوسته وارد می‌شود و در داخل مرز دانه‌ها نفوذ می‌کند، از خود نشان می‌دهد^(۳). تردی محیطی که رفتار مکانیکی سایر بین فلزات (مثلاً دیگر آلومینیدهای B۲) را تحت تأثیر قرار می‌دهد، در مورد NiAl یافت نشده است^(۴).

۴-۳-۶- پیشرفت‌ها و کاربردهای آلیاژها

آلیاژهای مغناطیسی

ویژگی‌های مغناطیسی مفید آلیاژهای Fe-Ni-Al با ترکیب مناسب، اولین بار توسط میثی‌ما^(۵) در سال ۱۹۳۱ کشف شد. در آن سال ظهور آلیاژهای آلنیکو برای کاربردهایی به عنوان مواد مغناطیسی دائم آغازگردید^(۶). آلیاژ پایه حاوی تقریباً ۵۰ درصد Fe، ۲۵ درصد Ni و ۲۵ درصد Al است که علاوه بر آن عناصر مختلف دیگری (Co یا Cu به عنوان عناصر پراکسیژن‌کننده و Nb، Ti جهت بهینه‌سازی خواص) اضافه می‌شوند^(۷). این آلیاژها در دماهای بالاتر تک فاز هستند و پس از سرد کردن در یک گستره‌ی بحرانی به منظور تشکیل ریزساختار دوفازی همراه با پراکندگی در هم پیچیده‌ی فاز، به صورت دوکوار تجزیه می‌شوند. فازهای سازنده‌ی این آلیاژها طبق نمودار فازی Ni-Al-Fe عبارتند از: فاز پایه‌ی NiAl با ساختار B۲ و فاز پر Fe با ساختار bcc نامنظم^(۸).

فاز B۲ در آلیاژهای آلنیکو خاصیت آهن‌ربایی ضعیفی دارد، در صورتی که فاز پر Fe شدیداً

1- Mrowec et al., 1989

2- Aitken, 1967; Meier and Pettit, 1992

3- Grabke et al., 1991a, b; Meier et al., 1993

4- Liu, 1992; Lahrman et al., 1993b

5 - Mishima

6- Jellinghaus, 1936, 1943; DeVos, 1969

7- McCurrie, 1986

8- Bradley and Taylor, 1938; Dannöhl, 1942; Bradley, 1951; Hao et al., 1984

آهن رباست. بنابراین توزیع فازهای در هم پیچیده و ناهمسان‌گردی شکلی شدید فاز پر Fe منجر به مغناطیس زدایی فراوان می‌شود^(۱).

رفتار مغناطیسی تابع حساسی از عملیات پیشین، نه تنها از حیث پراکندگی فازها، بلکه نسبت به پراکندگی و تمرکز عیوب مثلاً جای خالی و اتم‌های ضدساختار می‌باشد^(۲). اثر عناصر آلیاژگر اضافی (Mn, Co) و Ti یا Cu که ترجیحاً در فاز نامنظم پر Fe حل می‌شوند) بر فرایند تجزیه‌ی آلیاژهای آلنیکو توسط هاو^(۳) و همکارانش (۱۹۸۵) بررسی گردیده است.

آلیاژهای آلنیکو ترد و سخت هستند و تنها به وسیله‌ی سنگ‌زنی، سایش جرقه‌ای (ماشین‌کاری با تخلیه‌ی الکتریکی) و ماشین‌کاری الکتروشیمیایی می‌توان آن‌ها را ماشین‌کاری کرد. آلیاژهای آلنیکو مقاومت اتمسفری خوبی تا 500°C دارند^(۴). رفتار مکانیکی، خصوصاً خزش، در آلیاژهای نوع آلنیکو Fe-Ni-Al مفصلاً مطالعه شده است و هم آلیاژهای پر Fe با ذرات NiAl رسوبی و هم آلیاژهای پر NiAl با ذرات Fe رسوبی مورد توجه قرار گرفته‌اند^(۵). ویژگی‌های مغناطیسی این آلیاژها فهرست شده‌اند و توسط فیکه^(۶) (۱۹۹۰) و مک کوری^(۷) (۱۹۸۶) با دیگر آلیاژهای جایگزین مقایسه گردیده‌اند. آلیاژهای آلنیکو در مقاومت به اثرات دما بر روی خواص مغناطیسی بهتر از دیگر مواد مغناطیسی دائمی هستند. توجه می‌شود که هم اکنون NiAl نیز به عنوان فاز جذاب منتخب برای دیگر کاربردهای علمی مانند اتصالات در تجهیزات لایه‌ی نازک الکترونیکی یا الکترودهای با ولتاژ بالا در وسایل نوری الکترونی در نظر گرفته می‌شود^(۸).

آلیاژهای حافظه‌ی شکل

به خوبی معلوم شده است که استحاله‌ی مارتنزیتی NiAl کم Al (بخش ۴-۳-۲ را ببینید) گرماکش‌سان است و پدیده‌ی حافظه‌ی شکل ایجاد می‌کند. نتیجتاً ظهور موادی آغاز شده است که

1- De Vos, 1969; McCurrie, 1986

2- Kilner and Harris, 1981

3 - Hao

4- Fiepeke, 1990

5- Jung and Sauthoff, 1987, 1989a

6 - Fiepeke

7 - McCurrie

8- Miracle, 1993

کاربردهایی به صورت آلیاژهای حافظه‌ی شکل را هدف قرار داده‌اند^(۱). دمای استحاله‌ی مارتزیتی می‌تواند در گستره‌ی دمایی وسیعی تا 900°C تغییر کند و بنابراین پدیده‌ی حافظه‌ی شکل را در دماهای بالا می‌توان به وجود آورد. این کار امکان پیشرفت آلیاژهای حافظه‌ی شکل با دمای کار بالا را فراهم می‌کند. مشکل مربوط به نرمی در دمای اتاق NiAl از طریق آلیاژ کردن با یک عنصر سوم (خصوصاً Fe) با هدف تولید فاز ثانویه‌ی نرم با ساختار fcc حل شده است.

آلیاژهای پوشش‌دهنده

بسیاری از قطعات آلیاژی با دمای کاری بالا که مقاومت کافی به خوردگی در گازهای گرم مثلاً در توربین‌های گاز ندارند، به منظور فراهم کردن محافظت لازم از یک خوردگی مشخص با لایه‌ی سطحی مقاوم به خوردگی پوشش داده می‌شوند^(۲). با توجه به مقاومت به اکسایش استثنایی و زیاد فاز NiAl (BY) (بخش ۴-۳-۵ را ملاحظه کنید)، مدت‌های مدیدی از این ماده به عنوان ماده‌ی پوشش‌دهنده استفاده شده است. در حقیقت یکی از قدیمی‌ترین فرایندها برای ایجاد پوشش، پوشش کاری در جعبه‌ی آلومینیم (آلومینیم کاری جعبه‌ای) بوده است که از طریق آن Al از جعبه‌ی پر Al به آلیاژی که باید پوشش داده شود نفوذ کرده و لایه‌ی سطحی آلومیناید تشکیل می‌دهد (که در مورد آلیاژهای پایه‌ی Ni، محتوی NiAl است)^(۳). چنین پوشش دهی‌های نفوذی هنوز هم به طور وسیع برای محافظت تیغه‌های توربین تحت شرایط مختلف کاری توربین استفاده می‌شوند. کارآیی پوشش با افزایش افزودنی‌های آلیاژکننده یعنی Cr, Si, Ta و خاکی‌های نادر یا فلزات قیمتی بهبود می‌یابد که از طریق اصلاح فرایند آلومینیم کاری جعبه‌ای حاصل می‌شود^(۴).

گذشته از پوشش دهی‌های نفوذی، از پوشش‌های اندودی نیز استفاده می‌شود. این پوشش‌ها از طریق رسوب دادن یک آلیاژ مقاوم به خوردگی که به طور اختصاصی طراحی شده است بر روی سطح قطعه ایجاد می‌شوند^(۵). این آلیاژهای پوشش‌دهنده که توسط رابطه‌ی عمومی ترکیب MCoAlY با $\text{M} = \text{Ni, Fe}$ و/یا Co توصیف می‌شوند، باز هم بر حضور فازهای MAL با ساختار BY تکیه دارند^(۶).

1- Furukawa et al., 1988; Kainuma et al., 1992b, e

2- Grönlund et al., 1983; Pettit and Goward, 1983; Nicholls and Stephenson, 1991

3- Patnaik, 1989

4- Nicholls and Stephenson, 1991

5- Nicholls and Stephenson, 1991

6- Gudmundsson and Jacobson, 1988

مزیت این پوشش دهی اندرکنش شیمیایی بسیار ناچیز بین پوشش و زیر لایه‌ی در حین رسوب دادن، امکان انتخاب ترکیب آلیاژی مقاوم به خوردگی و توانایی رسوب پوشش‌های ضخیم‌تر برای عمرهای کاری بیش‌تر است. توجه می‌شود که حین کار، نفوذ متقابل بین پوشش و زیر لایه‌ی رخ می‌دهد که ممکن است در آن تهی‌سازی پوشش از Al حاصل شود. NiAl کم Al ممکن است به دلیل چرخه‌های خنک‌کاری به صورت مارتنزیتی استحاله یابد که پوسته پوسته شدن را به پیش می‌برد، به عبارت دیگر در تخریب تدریجی پوشش مشارکت می‌کند^(۱).

آلیاژهای سازه‌ای

مدت‌های مدیدی NiAl به عنوان پایه‌ای برای پیشرفت مواد سازه‌ای با کاربردهای در دمای بالا مورد توجه بوده است^(۲). NiAl به دلیل چگالی کم، هدایت حرارتی خوب، نقطه‌ی ذوب بالا و مقاومت به اکسایش عالی، مفید است، در حالی که تغییر شکل‌پذیری کم در دمای اتاق، استحکام کم آن و مقاومت خزشی پایین در دماهای بالاتر از 1000°C در مقایسه با آبرآلیاژها همیشه عیب محسوب می‌شده است^(۳). استحکام پایین در دماهای بالا به مقاومت به اکسایش عالی آن مربوط می‌شود زیرا هر دو پدیده از نفوذ آسان در دماهای بالا ناشی از ساختار باز B2 در NiAl، حاصل می‌گردند (بخش ۴-۳-۴ و ۴-۳-۵). با توجه به کاربردهایی به صورت ماده‌ی تیغه‌ی توربین فشار بالا، NiAl به عنوان ماده‌ی بسیار امیدوارکننده برای ظهور آلیاژهایی که با آبرآلیاژها رقابت می‌کنند مورد توجه قرار می‌گیرد، زیرا کمی استحکام از طریق مزیت‌های مربوط به چگالی و هدایت حرارتی جبران می‌شود و پیدایش مواد مربوط رو به گسترش است^(۴). افزودنی‌های آلیاژکننده Ta, Mo, Nb, Fe, C, B, Hf و Zr، هم‌چنین روش‌های فراورش خاص (مثلاً حدیده کاری گرم بعد از ذوب و ریخته‌گری) به کار گرفته می‌شوند و همیشه هدف بهبود شکل‌پذیری در دمای اتاق و افزایش استحکام در دمای بالا است^(۵). با توجه به این‌که تا به امروز تنها یک کار بر روی خستگی NiAl انجام شده است، رفتار مکانیکی NiAl تحت

1- Smialek and Hehemann, 1973

2- Fitzer and Gerasimoff, 1959; Imai and Kumazawa, 1959; Grala, 1960; Jellinghaus, 1961, 1967

3- Vedula and Stephens, 1987a; Darolia, 1991

4- Darolia et al., 1992b; Liu and Kumar, 1993; Walston and Darolia, 1993; Locci et al., 1993; Field et al., 1993; Goldman, 1993; Igarashi and Senba, 1993; Oti and Yu, 1993; Darolia, 1993

5- Walston et al., 1993; Field et al., 1993; Lahraman et al., 1993a; Locci et al., 1993; Hack et al., 1993

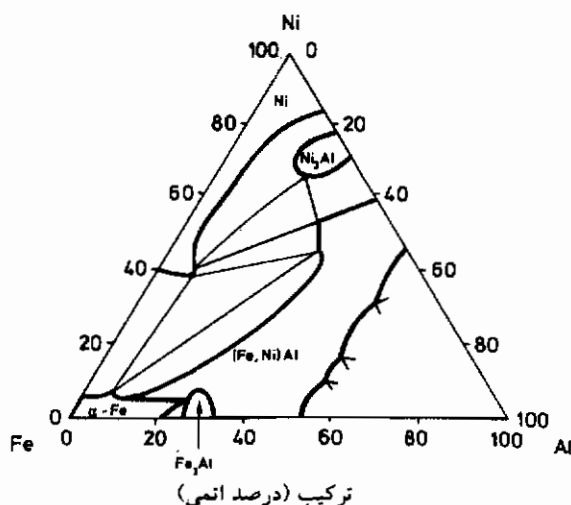
شرایط پیچیده هنوز به صورت روشمند مطالعه نشده است^(۱).

همانند آلیاژهای نامنظم رایج، NiAl را می‌توان با فازهای ثانویه به طور محسوسی تقویت نمود. جدا از اثرات بر روی استحکام، فازهای ثانویه می‌توانند برای شکل‌پذیری و چقرمگی (همان‌گونه که در مورد آلیاژهای بین فلزی با پایه‌ی NiAl مطرح شده است) نیز سودمند باشند^(۲). در هر صورت، تأثیرات فازهای ثانویه به ویژگی‌های فازهای مربوطه و پراکندگی آن‌ها بستگی دارد. این مسأله در بخش‌های بعدی با بررسی سیستم‌های مختلف آلیاژی NiAl که با تفصیل بیشتر مطالعه شده‌اند، نشان داده می‌شوند. رفتار خزشی آلیاژهای NiAl همراه با تقویت‌کنندگی فازهای ثانویه در بخش ۴-۳-۴ عنوان می‌شود.

آلیاژهای NiAl-Fe

نمودار فازی سه تایی Ni-Fe-Al در شکل ۲۸ نمایش‌گر حوزه‌های دوفازی و سه‌فازی در مجاورت منطقه‌ی (Ni,Fe)Al است. به عبارت دیگر، امکان‌های مختلفی برای تولید آلیاژهای NiAl با فازهای ثانویه وجود دارد. به عنوان نمونه، ذرات زیر پر Fe با ساختار bcc می‌توانند با تنظیم دقیق درصد‌های Fe و Al و عملیات حرارتی مناسب از زمینه‌ی NiAl-Fe رسوب داده شوند^(۳). اثر تقویت‌کنندگی این ذرات نامنظم در زمینه‌ی بین‌فلزی مرتب کاملاً مشابه اثر ذرات رسوبی NiAl نامنظم در آلیاژ منظم با پایه‌ی Fe است^(۴)، و بنابراین معادل با استحکام بخشی ذره‌ای در آلیاژهای رایج می‌باشد. از تعادل دوفازی بین NiAl و γ -Fe-Ni با ساختار fcc نامنظم برای تولید آلیاژهای دوفازی لایه‌ای (یعنی مواد مرکب در محل) از طریق انجماد جهت‌دار استفاده شده است^(۵). استحکام مادامی که فاصله‌ی لایه‌ای زیاد است (یعنی برای ریزساختارهای درشت) با قانون اختلاط توصیف می‌شود، در حالی که استحکام بیش‌تر در ریزساختارهای ریز با فاصله‌های لایه‌ای کوچک به دست می‌آید (بخش ۴-۳-۴). همان‌گونه که در بالا در مورد فازهای نامنظم اشاره شد، علاوه بر استحکام بخشی، فازهای ثانویه احتمالاً برای بهبود شکل‌پذیری و چقرمگی (خصوصاً اگر نرم باشند) مفید هستند^(۶). حتی از تعادل

- 1- Noebe and Lerch, 1992, 1993; Smith et al., 1992; Stoloff, 1992; Cullers et al., 1993; Edwards and Gibala, 1993
- 2- Noebe et al., 1991; Clemens and Bildstein, 1992
- 3- Jung and Sauthoof, 1989a
- 4- Jung and Sauthoof, 1987
- 5- Klöwer and Sautboff, 1991
- 6- Noebe et al., 1991



شکل ۲۸- مقطع هم‌دمای نمودار فاز Ni-Fe-Al در ۴۰۰°C همراه با محلول جامد Ni با ساختار fcc (A۱)، محلول جامد α -Fe با ساختار bcc (A۲) و فازهای بین فلزی Ni_۳Al (L۱_۱، L۱_۲)، Fe_۳Al (D_۰، D_۱) و (Ni, Fe)Al (B۲ یا L۲) نمودار شمایی از ساوتف (۱۹۸۶) بر اساس کار برادلی و تایلور (۱۹۳۸)، دانول (۱۹۴۲)، برادلی (۱۹۵۱) و هارو و همکاران (۱۹۸۴).

دوفازی بین NiAl و آلومیناید نیکل دیگر (Ni_۳Al) می‌تواند برای تولید آلیاژ دوفازی NiAl-Ni_۳Al با استحکام و چقرمگی بهبود یافته استفاده شود.^(۱) نتیجتاً، گستره‌ی ترکیب سیستم Ni-Fe-Al که تعادل‌های فازی بین NiAl، α -Fe و γ -Fe و Ni_۳Al را شامل می‌شود، به منظور تعیین آلیاژهای پایه‌ی NiAl با ترکیب مناسب شکل‌پذیری و استحکام به طور گسترده‌ای مطالعه و پیشرفت امیدوارکننده‌ی مواد آغاز شده است.^(۲) خصوصاً، آلیاژهای با ۲۰ درصد اتمی Al و ۳۰ درصد اتمی Fe، هم‌چنین با ۳۰ درصد اتمی Al و ۲۰ درصد اتمی Fe نمونه‌هایی از پیشرفت این مواد هستند. رفتار خستگی توسط استولوف (۱۹۹۲) بررسی شده است. باید تأکید کرد که هم ترکیب و هم فراورش باید به دقت کنترل شوند زیرا توازن استحکام و شکل‌پذیری به طرز حساسی به پراکندگی فازها وابسته است. توجه می‌شود که آلیاژهای مشابهی از Ni-Co-Al تهیه شده‌اند که امکان‌های خوبی برای بهینه‌سازی استحکام و شکل

1- Baker and Munroe, 1990

2- Guha et al., 1989, 1992; Baker and George, 1992; M. Larsen et al., 1990; Noebe et al., 1991; Raj et al., 1991, 1992b; Raj, 1992; J. H. Lee et al., 1992; Tsau et al., 1992; Golberg and Shevakin, 1991; Misra et al., 1993; Kostrubanic et al., 1993

پذیری هم عرضه می‌کنند^(۱).

فاز NiAl در آلیاژهای NiAl با فازهای ثانویه ی پر Fe و/یا پر Ni غیراستوکیومتری در اثر کمبود Al به وجود می‌آید. بنابراین، همان‌طور که در بخش ۲-۳-۴ بحث شده است، NiAl در این آلیاژها احتمالاً به صورت مارتزیتی استحاله می‌یابد که امکان بیش‌تری برای بهبود استحکام و شکل‌پذیری را به ارمغان می‌آورد. در حقیقت این آلیاژها با قابلیت استحاله‌ی مارتزیتی NiAl شکل‌پذیری کششی کمی در دمای اتاق نشان می‌دهند^(۲). توجه می‌شود که این آلیاژها پدیده‌ی حافظه‌ی شکل را از خود نشان می‌دهند و جزء مواد مورد علاقه از حیث کاربردهای مربوط به آن‌ها هستند.

آلیاژهای NiAl-Cr

همان‌گونه که قبلاً مطرح شده است^(۳) NiAl با فلزات دیگرگداز Cr، Mo و W یوتکتیک‌هایی می‌سازد که ممکن است در تولید مواد مرکب از طریق انجماد جهت‌دار استفاده شوند^(۴) و در حقیقت ماده‌ی مرکب NiAl-Cr استحکام دمای بالای امیدوارکننده‌ای از خود نشان می‌دهد^(۵). چنین آلیاژهایی (به ویژه NiAl-Cr و NiAl-Mo) به منظور تولید مواد با استحکام زیاد برای کار در دمای بالا به تفصیل بررسی شده‌اند^(۶). برای تولید این آلیاژها از روش‌های متالورژی پودر و متالورژی شمش (خصوصاً انجماد جهت‌دار) استفاده می‌شوند.

استحکام کششی و فشاری و چقرمگی مطالعه شده‌اند و داده‌های مقدماتی در مقاله‌ی ساوتف (۱۹۹۰) ارائه شده است. استحکام به طور چشم‌گیری با افزایش درصد Cr یعنی افزایش جزء حجمی فاز (bcc) α -Cr نامنظم در این آلیاژهای دوفازی زیاد می‌شود. به علاوه، استحکام (خصوصاً در دماهای بالا) با زیاد شدن اندازه‌ی دانه افزایش می‌یابد، در حالی که شکل‌پذیری کاهش پیدا می‌کند. در هر صورت، شکل‌پذیری و چقرمگی تابع‌های حساسی از ریزساختار هستند و می‌توان آن‌ها را با فرآورش ترمومکانیکی مناسب بهبود داد. این امر از یک سو بدان معنی است که فرآورش چنین آلیاژهایی باید به

1- Kimura et al., 1993

2- Khadikar et al., 1987; Furukawa et al., 1988; Ishida et al., 1991a; Kainuma et al., 1992b

3- Sauthoff, 1990a

4- Cline et al., 1971

5- Walter and Cline, 1970

6- Kowalski and Frommeyer, 1992; Subramanian et al., 1990a; d.R. Johnson et al., 1992, 1993; Bowman, 1992; Chang, 1992; Heredia and Valencia, 1992; Goldman, 1993

منظور دست یابی به کیفیت خوب و قابلیت بازساخت کنترل شود، و از سوی دیگر موقعیت خوبی برای افزایش کم چقرمگی از طریق بهینه سازی آلیاژ از لحاظ ترکیب، پراکنندگی فاز و ریزساختار وجود دارد. مقاومت به شکست آلیاژهای NiAl-Cr و NiAl-Mo که به صورت جهت دار منجمد شده اند، اخیراً مطالعه شده اند^(۱). معلوم شده است که چقرمگی آغاز ترک به طور محسوسی نسبت به NiAl بالاتر می باشد که به وسیله ی الگوهای موجود توجیه شده است.

مقاومت به اکسایش عالی NiAl خالص با افزایش درصد Cr کاهش و با زیاد شدن دما افزایش می یابد^(۲). در هر صورت مقاومت به اکسایش آلیاژهای NiAl-Cr هنوز برای جزءهای حجمی نه چندان بالایی فاز α -Cr قابل قبول است.

آلیاژهای NiAl-Ti

آلیاژ کردن NiAl با Ti فاز ترد و سخت نوع هیوسلر Ni_3AlTi با ساختار L_{12} را تولید می کند^(۳). این فاز بسیار پایدار و دارای پیوندی قوی است به طوری که تغییر شکل را مشکل می سازد و استحکام آن با انحراف از ترکیب استوکیومتری افزایش می یابد^(۴). Ni_3AlTi ، تعادل دوفازی پایداری با NiAl می سازد^(۵) و بنابراین آلیاژهای دوفازی آن را می توان با ذرات رسوبی NiAl در زمینه ی Ni_3AlTi یا ذرات رسوبی // در زمینه ی NiAl تولید کرد. چنین آلیاژهایی از لحاظ خزش به طور گسترده مطالعه شده اند^(۶). خصوصاً معلوم شده است که مقاومت خزشی آلیاژهای با زمینه ی Ni_3AlTi و ذرات کوچک NiAl به آبرآلیاژهای پایه ی نیکل (MARM-۲۰۰) می رسد.

ریزساختار آلیاژهای NiAl-Ni_۳AlTi کاملاً شبیه ریزساختار آبرآلیاژهای با مرزهای فاز نیمه همدوس و شکل های ذره و طرز استقرار مشابه می باشد. این نیمه همدوسی و طرز استقرار از این حقیقت ناشی می شود که ساختار B2 و L_{12} کاملاً مشابه هم هستند (شکل ۱) و عدم انطباق شبکه ی بین دو فاز کوچک است^(۷). البته، عدم انطباق شبکه قابل چشم پوشی نیست زیرا سبب ایجاد انرژی کش سانی

1- Heredia et al., 1993

2- Brumm and Grabke, 1992; Grabke et al., 1992

3- Villars and Calvert, 1991

4- Umakoshi et al., 1985

5- Raman and Schubert, 1965; Nash and Liang, 1985; Mazdiyasi et al., 1989; Kumar, 1990; Lee and Nash, 1991b

6- Strutt and Polvani, 1973; Polvani et al., 1976

7- Takeyama et al., 1991

می‌شود که تکامل ریزساختار را کنترل می‌کند^(۱). نرخ اکسایش Ni_3AlTi از همان مرتبه‌ی اعشار آلیاژهای رقیق $\gamma-Ni-Al$ می‌باشد^(۲). هم‌اکنون، پیشرفت مواد بر اساس $NiAl$ با استحکام بخش Ni_3AlTi در جریان است و کاربردهایی از قبیل پره‌های توربین در موتورهای هواپیما را هدف قرار داده است^(۳) (بخش ۴-۳-۶).

تردی، مشکل چنین آلیاژهایی است. اخیراً فهمیده شده است که تردی را می‌توان با استفاده از تعادل سه‌فازی بین $NiAl$ ، Ni_3AlTi و Ni_3Al از بین برد^(۴). آلیاژهای سه‌فازی حاصل قابلیت تغییر شکل موم‌سان در فشار و در دمای اتاق را دارند و به طور قابل قبولی از لحاظ استحکام با آبرآلیاژها برابری می‌کنند. انتقال لغزش از فاز $NiAl$ به فاز Ni_3Al در چنین آلیاژهایی به طور مفصل بررسی شده است^(۵). با توجه به این ویژگی‌ها و چگالی نسبتاً کم آن‌ها در گستره‌ی $6/6-6/9\text{g/cm}^3$ آلیاژهای سه‌فازی $NiAl-Ni_3AlTi-Ni_3Al$ به عنوان ماده‌ی مناسب برای استفاده در موتورهای هواپیما مورد توجه قرار می‌گیرند^(۶).

آلیاژهای $NiAl-Ta$ و $NiAl-Nb$

با توجه به نمودار فاز سه‌تایی $Ni-Al-Nb$ (شکل ۲۹) راه‌های مختلفی برای تشکیل آلیاژهای دوفازی یا سه‌فازی بر پایه‌ی $NiAl$ با آلیاژ کردن با Nb وجود دارد. برای تقویت $NiAl$ از جنبه‌ی مقاومت به اکسایش و چگالی، فازهای ثانویه با درصد‌های نه خیلی کم Al ، ترجیح داده می‌شوند. Al_3Nb با ساختار مکعب مستطیلی D_{019} (که در بخش ۳-۳-۲ مطرح گردید) و فاز LaO_3 با ساختار منشوری $C14$ (که در بخش ۸ مورد بحث قرار خواهد گرفت) از جمله‌ی این فازها هستند و هر دوی آن‌ها به طور قابل توجهی تردتر و محکم‌تر از $NiAl$ می‌باشند.

شکل (۳۰-الف)، داده‌های تنش سیلان را به صورت تابعی از دما برای این فازها و برای سه آلیاژ سه‌فازی که ترکیبی از $NiAl$ و Al_3Nb و $NbNiAl$ بوده و این آلیاژها یا پر $NiAl$ و یا پر Al_3Nb هستند، نشان می‌دهد. می‌توان دید که در حقیقت $NiAl$ به طور چشم‌گیری از طریق فازهای سخت Al_3Nb و

1- Bendersky et al., 1988

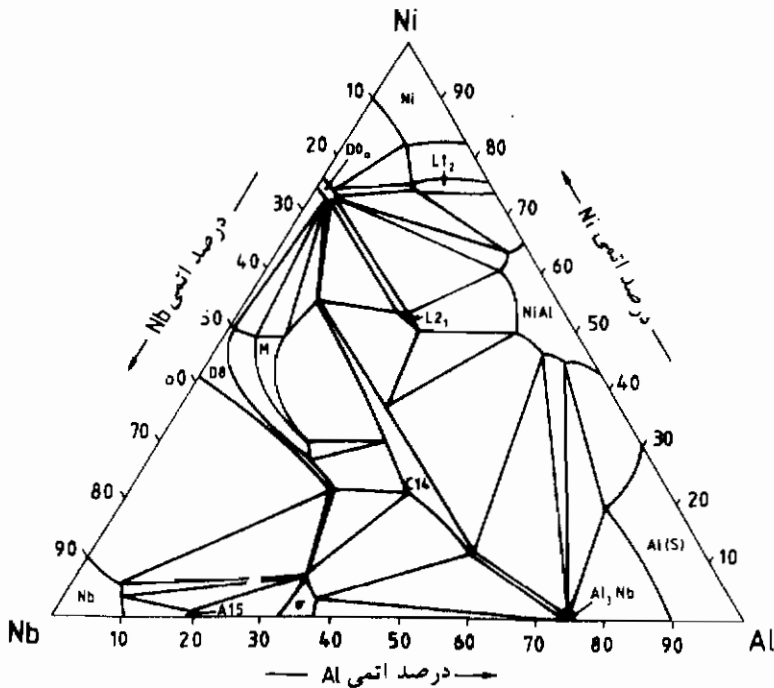
2- Lee and Shen, 1989

3- Darolia, 1991, 1993

4- Yang et al., 1992a, b

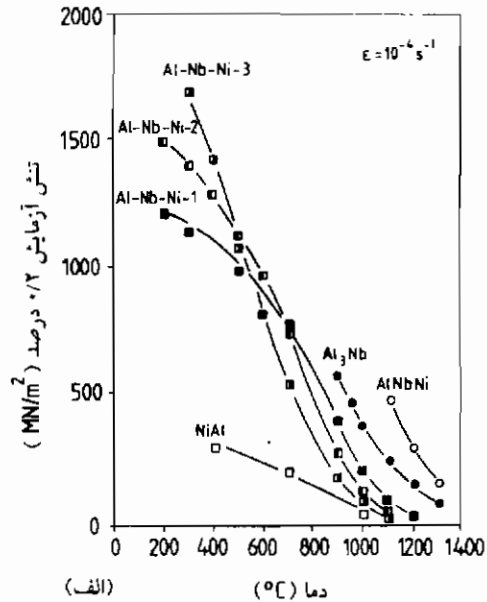
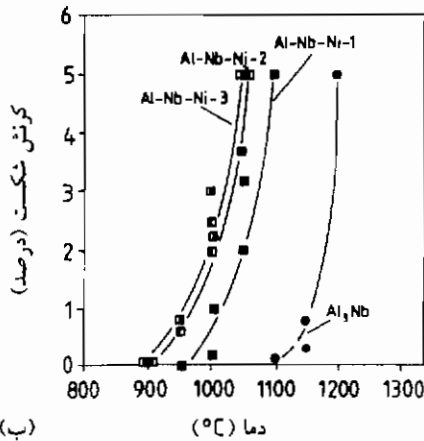
5- R. Yang et al., 1993

6- Yang et al., 1992a



شکل ۲۹- مقطع هم‌دمای نمودار فاز Ni-Al-Nb در ۱۱۴۰°C (Benjamin et al., 1966).

NbNiAl تقویت می‌شود. در دماهای بالا، تنش سیلان همراه با افزایش جزء حجمی فازهای سخت (با تقریب خام بر اساس قانون اختلاط) زیاد می‌شود. در دماهای کم عکس این رفتار مشاهده می‌شود. این مسأله احتمالاً به این واقعیت مربوط می‌شود که این فازها (خصوصاً NiAl) که دو به دو در تعادل هستند، ترکیب‌های غیراستوکیومتری دارند و عیوب ساختاری حاصله که در دماهای کم، غیرمتحرک هستند باعث استحکام بخشی اضافی می‌گردند. توجه می‌شود که منحنی تنش سیلان برای Al_3Nb و $NbNiAl$ تا دماهای پایین امتداد نمی‌یابند زیرا در دماهای کم، کرنش شکست کوچک تر از کرنش آزمایش ۰/۲ درصد است. آلیاژهای سه‌فازی را می‌توان در دماهای بسیار پایین تر مورد آزمایش قرار داد زیرا ریز ترک‌ها در فازهای سخت در مرزهای فاز NiAl در دماهای متوسط متوقف می‌شوند. همان‌گونه که شکل (۳۰-ب) نشان می‌دهد، در حقیقت دمای تبدیل از تردی به شکل پذیری ظاهری این آلیاژها بین دمای شکل پذیری NiAl در دمای تقریباً ۴۰۰°C و دمای شکل پذیری Al_3Nb و $NbNiAl$ در دمای تقریباً ۱۱۰۰°C است. مقاومت به اکسایش این آلیاژها همراه با Al_3Nb نیز به صورت نسبتاً مفصل مطالعه، و



شکل ۳۰- الف) تنش آزمایش ۰/۲ درصد (در فشار یا آهنگ کرنش ثانویه ی $10^{-7} s^{-1}$) و ب) کرنش شکست (در خمش یا آهنگ کرنش $10^{-4} s^{-1}$) همیشه به لبه‌ی نمونه مربوط می‌شود)) به صورت تابعی از دما برای آلیاژهای مختلف $NiAl-Al_3Nb$ یعنی آلیاژهای سه‌فازی ۱-۲-۳ حاوی به ترتیب ۲۲، ۴۶، و ۷۸ درصد حجمی $NbNiAl$ (۱۴)) و باقی‌مانده $NiAl$ (B_p) و Al_3Nb و ۱۵ و ۱۵ درصد حجمی Al_3Nb ($D_{0.2}$) که با تک‌فازهای $NiAl$ و Al_3Nb مقایسه شده‌اند (Rudy and Sauthoff, 1985; Rudy, 1986; Sauthoff, 1990a, b; Reip, 1991; Machon, 1992; Reip and Sauthoff, 1993)

معلوم شده است که با تنظیم مناسب اجزای حجمی فازهای مربوطه می‌توان تقریباً به مقاومت به اکسایش خوب $NiAl$ دست‌یابی رسید^(۱).

علی‌رغم افزایش‌های استحکام به دست آمده با Al_3Nb ، استحکام آلیاژهای $NiAl$ با Al_3Nb (مخصوصاً مقاومت خزشی) هنوز به قدر کافی وارد گستره‌ی دمایی بالاتر آبر آلیاژها نشده است. بنابراین باید به فاز لایه‌ی $NbNiAl$ که می‌توان از $NiAl$ رسوب داد، برای به دست آوردن آلیاژهای $NiAl$ تقویت شده با ذرات متکی بود^(۲). $NbNiAl$ به طور چشم‌گیری محکم‌تر، اما باز هم تردتر از Al_3Nb است و آزمون‌های عاری از ترک $NbNiAl$ را تنها با روش متالورژی پودر می‌توان تولید کرد. البته فاز لایه

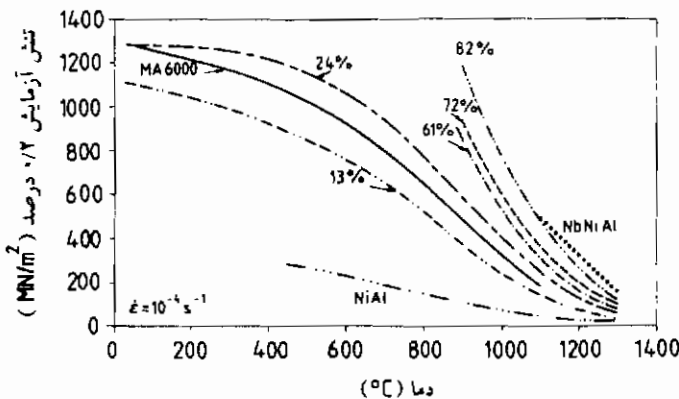
1- Steinhorst, 1989; Steinhorst and Grabke, 1989; Grabke et al., 1990, 1991b, 1992

2- Sherman and Vedula, 1986; Vedula and Stephens, 1987

تعدادل پایداری با فاز NiAl با ساختار B2 تشکیل می‌دهد (شکل ۲۹) و آلیاژهای NbNiAl-NiAl حاصل را که تا اندازه‌ای مطالعه شده‌اند^(۱) می‌توان بدون عیب، از طریق ذوب القایی در خلأ تولید کرد. تردی این آلیاژهای دوفازی را می‌توان تا آن جا کاهش داد که بتوان آن‌ها را با چکش در دمای اتاق و بدون ترک خوردگی ضربه زد، به عبارت دیگر می‌توان با آن‌ها با اطمینان خاطر کار کرد.

شکل (۳۱) داده‌های مربوط به استحکام تسلیم آلیاژهای دوفازی NiAl-NbNiAl را به صورت تابعی از دما برای جزءهای حجمی رو به افزایش فاز لاوه‌ی تقویت‌کننده نشان می‌دهد. توجه می‌شود که فاز لاوه بر روی مرزدانه‌ها رسوب می‌کند و پیکره‌ی پیوسته‌ای در همه‌ی آلیاژها تشکیل می‌دهد به طوری که فاز لاوه نقش نگه‌دارنده را (حتی در آلیاژهای کم NbNiAl) ایفا می‌کند. باز هم استحکام فشاری با تقریب خام از قانون اختلاط پیروی می‌کند. استحکام خمشی با جزء حجمی زیادتر NbNiAl افزایش نمی‌یابد. گمان می‌رود که این مسأله به خاطر عیوب آلیاژ یعنی حفره‌ها و ریز ترک‌ها باشد و بنابراین کار بیش تری باید به بهبود کیفیت مواد معطوف شود.

تا به امروز چقرمگی شکست برای این آلیاژها در دمای اتاق $2-4 \text{ MNm}^{-2}$ (داده‌های مربوط به ساوتف (الف) و (ب) (۱۹۹۰) را ببینید) و دمای تبدیل تردی به شکل پذیری بسته به ترکیب و روش تهیه تقریباً بین 500°C و 700°C بوده است. تحلیل ریزساختار آلیاژهای تغییر شکل داده نشان می‌دهد که در



شکل ۳۱- تنش آزمایش $\sigma_y/2$ در صد در فشار (آهنگ تغییر شکل 10^{-3} s^{-1}) به صورت تابعی از دما برای (B2) NiAl، فاز لاوه‌ی NbNiAl (C14) و آلیاژهای دوفازی مختلف همراه این دوفاز (در صد های روی منحنی مقادیر مربوط به NbNiAl هستند) (Sauthoff, 1989, 1990a, 1991a; Machon, 1992) که با داده‌های مربوط به آبر آلیاژ MA 6000 (در کشش) مقایسه شده‌اند (Inco, 1982).

گستره‌ی تبدیل تردی به شکل پذیری، ترک‌های موجود فاز لاهه از طریق ایجاد منطقه‌ی موم‌سان در جلوی ترک فاز NiAl، در فصل مشترک NiAl و فاز لاهه متوقف می‌شوند^(۱).

اخیراً، آلیاژهای مشابهی از طریق آلیاژ کردن مکانیکی تهیه شده‌اند^(۲). ماده‌ی مرکب در محل تمام چگال، کاملاً هم محور شده و لایه‌ای آلیاژهای NiAl-NbNiAl به صورت موفقیت‌آمیزی به وسیله‌ی انجماد جهت‌دار تولید شده‌اند^(۳). این زیرساختار خاص، منجر به افزایش بیش‌تر استحکام می‌شود، اما اثر مفیدی بر شکل پذیری در دمای پایین و استحکام شکست ندارد.

سایر فازهای لاهه‌ی سه‌تایی Al دار عبارتند از: TaFeAl، NbFeAl و TaNiAl (بخش ۸-۱ را ببینید) که مخصوصاً آخری برای استحکام بخشی NiAl مورد توجه قرار گرفته است^(۴). این فازها از NbNiAl هم سخت‌تر و با آلومینیدهای B_۲ی مرتبط (NiAl، FeAl) در تعادل پایدارند و داده‌های اولیه برای آلیاژهای دوفازی و تک‌فازی مربوطه توسط ساوتف (b و a ۱۹۹۰ و ۱۹۹۳a) ارائه شده‌اند. شکل ۳۲ داده‌های مربوط به استحکام تسلیم را برای آلیاژهای دو فازی NiAl-TaNiAl نشان می‌دهد. می‌توان دید که تنش‌های سیلان حاصل به طور قابل ملاحظه‌ای بالاتر از تنش سیلان آلیاژهای NiAl-NbNiAl هستند و بنابراین با استفاده از این آلیاژها باید امکان ورود به گستره‌ی دمای استحکام بالاتر از آبرآلیاژها وجود داشته باشد. نمودار آرنیوس این داده‌ها نشان می‌دهد که قانون اختلاط را احتمالاً نه تنها برای تسلیم بلکه برای انرژی فعال‌سازی ظاهری هم می‌توان پیشنهاد کرد. البته، باید توجه کرد که، این آلیاژها از لحاظ رفتار بلندمدت یعنی استحکام خزشی که در بخش ۴-۳-۴ مطرح شده است، به خوبی آبرآلیاژها نیستند.

به دلیل این‌که عناصر فلزی واسطه در این فازهای لاهه‌ی سه‌تایی را می‌توان آزادانه باهم جایگزین کرد، و چون توزیع فاز لاهه می‌تواند از طریق عملیات ترمومکانیکی کنترل شود، امکان‌هایی برای بهینه‌سازی این قبیل آلیاژهای NiAl همراه با فازهای لاهه از لحاظ مقاومت خزشی و دمای تبدیل تردی به شکل پذیری از طریق کنترل ترکیب و پراکندگی فاز وجود دارد. این مسأله هم اکنون در حال مطالعه است^(۵). تغییرات دمای تبدیل با تغییر ترکیب آلیاژ در شکل ۳۳ دیده می‌شود.

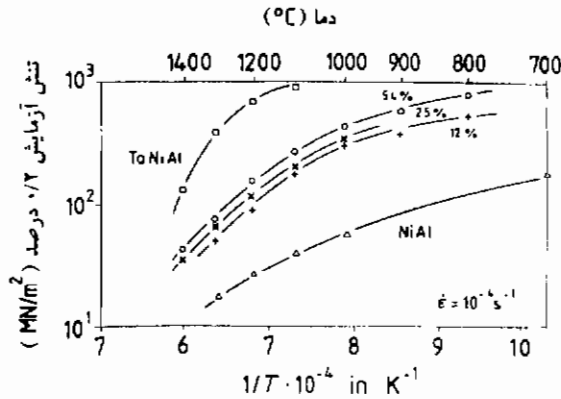
1- Machon, 1992; Wunderlich et al., 1992

2- Arzt et al., 1993; Clemens et al., 1993a

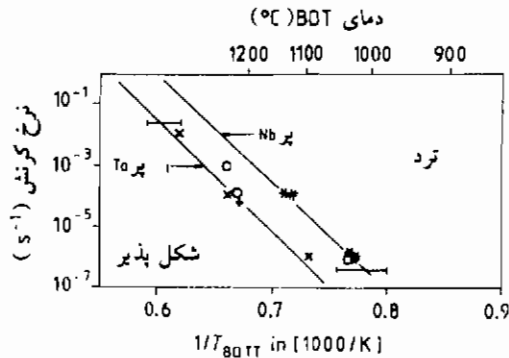
3- Reviere et al., 1992; Whittenberger et al., 1992a

4- Pathare et al., 1987; Vedula and Stephens, 1987b

5- Zeumer et al., 1991; Sauthoff, 1993a



شکل ۳۲- تنش آزمایش ۰/۲ درصد در فشار (آهنگ تغییر شکل 10^{-4} s^{-1}) به صورت تابعی از دمای برای (B2)NiAl، فاز لاوه ی (C۱۴)TaNiAl و آلیاژهای دوفازی مختلف همراه این دوفاز (درصد های منحنی ها، مقادیر مربوط به TaNiAl هستند) (Sauthoff, 1989, 1990a, 1991a; Macho, 1992).



شکل ۳۳- دمای تبدیل تردی به شکل پذیری (BDTT) به صورت تابعی از آهنگ کرنش در خمش (مربوط به لبه ی آزمونه) برای آلیاژهای دوفازی مختلف NiAl-(Ta,Nb)NiAl با ۲۳/۵ درصد حجمی فاز لاوه، (x)Ta۱۰Ni۴۵Al۴۵، (o)Ta۷/۵Nb۷/۵Ni۴۵Al۴۵، (+)Ta۹Nb۱Ni۴۵Al۴۵ و (#)Nb۱۰Ni۴۵Al۴۵ (Sauthoff, 1991a; Zeumer et al., 1991; Zeumer and Sauthoff, 1992).

سرانجام، باید توجه کرد که علاوه بر فازهای لاوه، فازهای نوع هیوسلر Ni_3AlTa و Ni_3AlNb با ساختار $L2_1$ ممکن است به ترتیب در سیستم های سه تایی Ni-Al-Ta، و Ni-Al-Nb (همان طور که نمودارهای فاز مربوطه نشان می دهد) با شباهت نزدیک با سیستم Ni-Al-Ti تشکیل شوند^(۱).

1- Pak et al., 1988; Darolia, 1991

حقیقت آلیاژهای دوفازی NiAl با این رسوبات تقویت‌کننده از لحاظ رفتار مکانیکی مورد مطالعه قرار گرفته‌اند^(۱) و به همراه آلیاژهای NiAl سه فازی با پراکندگی ذرات درشت فاز لاوهی NbNiAl و توزیع ذرات ریز Ni_۳AlNb به عنوان ماده‌ی نویدبخش در پیشرفت‌های مواد مورد توجه قرار می‌گیرند^(۲). به طور خلاصه، نتیجه می‌شود که جنبه‌های خوبی برای ظهور مواد بر پایه‌ی NiAl با تقویت‌کنندگی فازهای لاوه و یا فازهای نوع هیوسلر که استحکام خزشی کافی در دماهای بالاتر از دمای کاربرد آبرآلیاژها و تردی مجاز دارند، وجود دارد.

آلیاژها و مواد مرکب NiAl نوع ODS

با توجه به ویژگی‌های سودمند NiAl برای کاربردهای در دمای بالا یعنی مقاومت به اکسایش عالی، چگالی متوسط، پایداری بالا و هدایت حرارتی خوب و نقطه‌ی ضعف مربوط به استحکام کم آن در دماهای بالا، NiAl به عنوان ماده‌ی زمینه برای مواد مرکب با زمینه‌ی ترکیب بین فلزی مورد توجه قرار گرفته است و توسعه‌ی مواد مربوطه در جریان است^(۳). این قبیل مواد مرکب در ابتدا طی روش‌های متالورژی پودر تولید و فازهای مختلف جهت استحکام بخشی زمینه‌ی NiAl استفاده شده‌اند که عبارتند از: Al_۲O_۳ و دیگر اکسیدها^(۴)، نیتrideهای SiN و AlN^(۵)، SiC، B_۲C و سایر کاربیدها^(۶)، بوراید TiB_۲^(۷)، و بریلاید TiBe_{۱۲}^(۸).

در دمای کار، ممکن است واکنش‌های شیمیایی بین فازهای سازنده‌ی ماده‌ی مرکب روی دهد و

1- Pak et al., 1988; Yasuda et al., 1992

2- Macho, 1992; Machon and Sauthoff, 1994

3- Bowman and Noebe, 1989; Rigney et al., 1989; Kumar, 1991; Vedula, 1991; Kumar and Whittengerger, 1992; Kumar et al., 1992b; Shah and Anton, 1993

4- Jellinghaus, 1961; Noebe et al., 1990; Alman and Stoloff, 1991; Dimiduk et al., 1991; Kostrubanic et al., 1991; Kumar, 1991; Nourbakhsh et al., 1991; Baker and George, 1992; Anton and Shah, 1992b; Arzt et al., 1993; Hebsur et al., 1993; Dymek et al., 1993; Bieler et al., 1993

5- Shah et al., 1990; Whittenberger et al., 1990b, 1992a; Moser et al., 1990; Kumar, 1991; Bieler et al., 1992; Arzt et al., 1993; Hebsur et al., 1993

6- Whittenberger et al., 1990a; Moser et al., 1990; Nardone et al., 1990; Shah et al., 1990; Chou and Nieh, 1991; Dimiduk et al., 1991; Dunmead et al., 1991; Kumar, 1991

7- Rigney et al., 1989; Sagib et al., 1990; Moser et al., 1990; Whittenberger et al., 1990b; Alman et al., 1991; Cheng and Cantor, 1992; Kumar et al., 1992a, b; Pregarer et al., 1992; Viswanadham et al., 1988; Korinko et al., 1992

8- Carbone et al., 1988

بنابراین سازگاری شیمیایی فازهایی که باید ترکیب شوند از اهمیت درجه‌ی یک برخوردار است. تنها اگر فازهای سازنده با هم در تعادل پایدار باشند پایداری دراز مدت ریز ساختار تضمین می‌شود. حتی در این صورت نیز فازهای پراکنده از طریق فرایندهای پیرسازی به آرامی درشت می‌شوند، به عبارت دیگر رسیده شدن اوستوالد^(۱) روی می‌دهد که هر چه انرژی‌های فصل مشترک، ضریب‌های نفوذ و حلالیت‌های متقابل کوچک‌تر باشند، آهسته‌تر است^(۲). مطالعه‌ی سازگاری فازهای تقویت‌کننده‌ی مختلف با NiAl نشان داده است که Al_2O_3 و TiB_2 به اندازه‌ی کافی در NiAl پایدار هستند^(۳). جدا از سازگاری شیمیایی، ممکن است ذرات پراکنده بر رفتار محیطی مثلاً مقاومت به اکسایش (همان‌گونه که اخیراً در مورد ماده‌ی مرکب NiAl/AlN نشان داده شده است) تأثیر بگذارند^(۴).

علاوه بر روش‌های متالورژی پودر، از انجماد جهت‌دار آلیاژهای یونکتیک NiAl برای تولید مواد مرکب در محل استفاده می‌شود^(۵) NiAl-Cr،^(۶) NiAl-Mo،^(۷) NiAl-W و^(۸) NiAl-Re. مثال‌هایی در این زمینه هستند. در این مواد مرکب فاز پیوسته‌ی دوم نامنظم می‌شود که در نتیجه بهبود شکل‌پذیری در NiAl انتظار می‌رود. البته، شکل‌پذیری به دست آمده از این مواد مرکب هنوز کم است. از سایر فازهای بین‌فلزی هم برای تقویت ماده‌ی مرکب با زمینه‌ی NiAl استفاده می‌شود و مثال آن NiAl حاوی فاز نوع هیوسلر Ni_3AlTi است^(۹) (بخش ۴-۳-۶ را هم ببینید). نوع ویژه‌ای از ماده‌ی مرکب در حال پیشرفت است^(۱۰) که یک فاز نرم پیوسته و یک فاز ترد و سخت ذره‌ای همراه با NiAl را باهم ترکیب می‌کند. در این قبیل آلیاژها، ترک‌خوردگی در زمینه‌ی NiAl حین تغییر شکل در کرنش حدود ۲/۰ درصد رخ می‌دهد در حالی که کرنش شکست نهایی ماده‌ی مرکب، ۳۵-۳۰ درصد است. مواد مرکب مختلف با زمینه‌ی NiAl معمولاً در مقایسه با NiAl تک‌فازی، استحکام تردی

- 1 - Ostwald ripening
- 2- Pitsch and Sauthoff, 1992
- 3- Sagib et al., 1990; Moser et al., 1990; Shah et al., 1990; Chou and Nieh, 1991; Trumble and Ruhle, 1990; Wang and Arsenault, 1991; Korinko and Duquette, 1994
- 4- Lowell et al., 1990
- 5- Walter and Cline, 1970; Kowalski and Frommeyer, 1992
- 6- Sauthoff, 1990a; Subramanian et al., 1990a
- 7- Sauthoff, 1990a; Saigal and Kupperman, 1991
- 8- Mason et al., 1990
- 9- Whittenberger et al., 1989; Kumar and Whittenberger, 1992
- 10- Nardone et al., 1990; Nardone and Strife, 1991; Nardone, 1992

بیش‌تری نشان می‌دهند. البته، استثناهایی از این قانون وجود دارد، یعنی استحکام در دمای کم‌تری برای ماده‌ی مرکب $NiAl-Ni_3AlTi$ مشاهده شده است و به علاوه چقرمگی بیش‌تری برای ماده‌ی مرکب $NiAl-Al_2O_3$ به دست آمده است^(۱). این قبیل چقرمه کردن از طریق ذرات پراکنده، فرایند کاملاً اثبات شده‌ای برای بهبود چقرمگی فلزات و سرامیک‌ها است^(۲). سازوکار چقرمه‌کننده‌ی دیگری در سرامیک‌ها متکی به استحالته‌ی ذرات اکسید زیرکونیم (زیرکونیا) پراکنده شده است. این ذرات در حین تغییر شکل استحاله می‌یابند^(۳). این استحالته‌ی چقرمه‌کننده بازیرکونیم نه تنها برای سرامیک‌ها، بلکه برای فلزات مخصوصاً $NiAl$ بین‌فلزی هم استفاده شده است. به عبارت دیگر، چقرمگی شکست $NiAl$ تف جوشی شده به وسیله‌ی افزودن ۲۰ درصد حجمی ZrO_2 که ۲ درصد مولی Y_2O_3 دارد، از حدود $14 MN/m^{3/2}$ به $22 MN/m^{3/2}$ افزایش یافته است^(۴). تلاش‌های کنونی در مورد پیشرفت‌های مختلف $NiAl$ متوجه بهبود فرارورش برای بهینه‌سازی رفتار مکانیکی است. درک فیزیکی تغییر شکل تنها به سازوکارهای کنترل‌کننده محدود می‌شود و کار بسیار بیش‌تری را می‌طلبد.

۴-۴- سایر فازهای B۲

گروه‌های بزرگی از ترکیب‌های بین‌فلزی را فازهای بین‌فلزی با ساختار B۲ تشکیل می‌دهند. بازه‌ی وسیعی از تغییرات در ویژگی‌های مکانیکی، فیزیکی و شیمیایی در این گروه وجود دارد^(۵). دیگر آلومینایدهای دارای ساختار B۲، $CoAl$ و $FeAl$ می‌باشند. این فازها کاملاً مشابه با $NiAl$ هستند زیرا در ساختار B۲ عناصر Ni ، Fe و Co می‌توانند به طور کامل جایگزین یک‌دیگر شوند. این مسئله برای بهبود مقاومت خزشی و استحکام در دمای بالا به کار گرفته شده است^(۶). هم‌چنین این فازها برای استفاده در دماهای بالا مورد توجه قرار گرفته‌اند^(۷). علاوه بر این آلومینایدها، ساختار B۲ در ترکیب‌های فلزات گروه VIII و IVA از قبیل $NiTi$ ، $CoTi$ و $FeCo$ نیز ایجاد می‌شود. این فازهای B۲ که اغلب از لحاظ کاربرد مورد توجه هستند، در بخش‌های بعدی مختصراً بررسی می‌شوند. البته به استثنای $FeAl$ که

1- Kumar, 1991

2- Wiederhorn, 1984; Sigl et al., 1988; Ashby et al., 1989

3- Wiederhorn, 1984; Evans and Cannon, 1986; Ruhle and Evans, 1989

4- Barinov et al., 1992; Barinov and Evdokimov, 1993

5- Dwight, 1967

6- Jung et al., 1987; Sauthoff, 1991a

7- Vedula and Stephens, 1987a; Liu et al., 1990; Kumar and Whittenberger, 1992

موضوع بخش ۵-۳ است، CuZn (برنج بتا) نیز که یک فاز B۲ کلاسیک محسوب می شود در بخش ۶ مطرح می گردد.

به تازگی، ترکیب های بین فلزی و فلزات گران قیمت از جنبه های استحکام، شکل پذیری و مقاومت به اکسایش مطالعه شده اند^(۱). ویژگی های برجسته ای برای فاز های AIRu و RuSc با ساختار B۲ و با نقطه ی ذوب به ترتیب 2060°C و 2200°C ، یافت شده است. AIRu، استحکام بسیار بالا همراه با کار سختی و نرم شوندگی فشاری زیادی در دمای اتاق از خود نشان می دهد. اثرات عیوب ساختاری و محلول های سه تایی بر روی رفتار سخت گردانی AIRu به صورت مفصل مطالعه شده اند^(۲). رفتار شکست AIRu به صورت نظری از طریق شبیه سازی دینامیکی ملکولی مورد بررسی قرار گرفته است^(۳). مقاومت به اکسایش AIRu استفاده از AIRu بدون پوشش را تا دمای حدوداً 1250°C مجاز می سازد. البته، قیمت های بالای این قبیل ترکیب های بین فلزی اجازه ی استفاده از این فازها را به عنوان مواد سازه ای در آینده ی نزدیک نمی دهد^(۴). PdIn به دلیل رنگ طلایی آن درخور توجه است. این ویژگی، نوید بخش استفاده از آن در پرکننده های دندانی و جواهرات است^(۵). PdIn، از حیث رفتار تغییر شکل^(۶) و نفوذ^(۷) مطالعه شده است.

CoAl-۱-۴-۴

CoAl، آلومیناید با ساختار B۲، از لحاظ چگالی، رفتار انبساط حرارتی، دمای ذوب و نمودار فازی شباهت زیادی با NiAl دارد^(۸). ویژگی های ترمودینامیکی و عیوب نقطه ای آن به طور نظری و تجربی بررسی شده اند^(۹). ضریب یانگ CoAl، بیش تر از ضریب یانگ NiAl است و به صورت تابعی از دما برای CoAl چند بلوره با ترکیب استوکیومتری و هم چنین انحراف های مختلف از استوکیومتری

1- Fleischer, 1992b; Fleischer and McKee, 1993

2- Fleischer, 1993a, b, d, f

3- Becquart et al., 1993

4- Fleischer, 1992b

5- Baker and George, 1992

6- Munroe et al., 1991

7- Koiwa, 1992; Wever, 1992

8- Westbrook, 1956; Whittenberger, 1985; Stephens, 1985; Massalski et al., 1990; Harmouche and Wolfenden, 1987

9- Bakker and Ommen, 1978; Chen and Dodd, 1986; Koch and Koenig, 1986; Chapter by Inden and Pitsch in Volume 5 of MST

تعیین شده است^(۱). نفوذ در CoAl آهسته‌تر و با انرژی فعال‌سازی بالاتر نسبت به NiAl است، و همانند مورد NiAl، انحراف از استوکیومتری نفوذ را افزایش می‌دهد^(۲).

سختی CoAl بیش‌تر از سختی NiAl و همراه با یک نقطه‌ی حداقل برای ترکیب استوکیومتری در دماهای کم‌تر از 800°C است^(۳). به عبارت دیگر، در دماهای پایین‌تر انحراف از استوکیومتری، عیوب ساختار با تحرک پذیری محدود تولید می‌کند که همانند NiAl، CoAl را تقویت می‌کنند. مشخصه‌های لغزش آن مشابه NiAl است^(۴). سخت‌گردانی CoAl از طریق عیوب ساختاری و حل شونده‌های سه تایی یعنی Ti ، Re ، Mn به صورت مفصل بررسی گردیده است^(۵).

در دماهای بالاتر از 1000°C ، تنش سیلان و مقاومت خزشی بازم بیش‌تر از NiAl است و در ترکیب استوکیومتری به حداکثر مقدار خود می‌رسند^(۶) زیرا، همانند حالت Ni، عیوب ساختاری که از طریق انحراف از استوکیومتری ایجاد می‌شوند، در دماهای بالاتر تحرک پذیرند و نفوذ، و در نتیجه خزش را افزایش می‌دهند. مقاومت خزشی بیش‌تر CoAl به تأثیرات اصطکاک شبکه که محدودکننده‌ی تحرک ناب‌جایی‌ها در CoAl می‌باشد، نسبت داده می‌شود^(۷). مقاومت خزشی CoAl با جایگزینی جزئی Co با Ni به طور قابل ملاحظه‌ای افزایش می‌یابد و آهن حتی بیش‌تر از Ni مقاومت خزشی را بالا می‌برد^(۸). استحکام بخشی بیش‌تر از طریق تقویت CoAl با ذرات TiB_2 حاصل می‌شود^(۹).

استحکام بالای CoAl با شکل‌پذیری و چقرمگی کم آن مرتبط است. در حقیقت چقرمگی شکست CoAl از چقرمگی کم NiAl نیز پایین‌تر است^(۱۰). البته، مشخصه‌های شکست آن کاملاً شبیه NiAl است، به عبارت دیگر صفحه‌ی ترجیحی رخ‌برگی $\{110\}$ می‌باشد و چقرمگی شکست در جهت‌های درون صفحه‌ی رخ‌برگی کم‌ترین مقدار است. تفاوت‌های استحکام و تردی بین CoAl و NiAl را هنوز نمی‌توان با تفاوت‌ها در استحکام و مشخصه‌ی پیوند، که از طریق محاسبات اصل نخستین

1- Harmouche and Wolfenden, 1985, 1986

2- Hagel, 1967

3- Westbrook, 1956

4- Bakker and Munroe, 1990

5- Fleischer, 1993c, d, e

6- Hocking et al., 1971; Whittenberger, 1985; Yaney and Nix, 1988

7- Yaney and Nix, 1988

8- Jung et al., 1987; Whittenberger, 1987; Sauthoff, 1991a

9- Mannan et al., 1990

10- K.-M. Chang et al., 1992

مکانیک کوانتومی مطالعه شده‌اند، مرتبط دانست^(۱).

به دلیل تردی زیاد CoAl و هم چنین این واقعیت که Co یک ماده‌ی استراتژیک است، در گذشته علی‌رغم استحکام جالب توجه CoAl در دمای بالا برای پیش‌برد مواد انتخاب نشده است^(۲). کار جدید بر روی مواد مرکب CoAl-TiB_۲ به این استنباط انجامید که مواد مرکب با زمینه‌ی NiAl که تحمل آسیب پیش‌تری دارد، گزینه‌های بهتری برای کاربردهای خزشی هستند^(۳).

NiTi-۲-۴-۴

فاز NiTi با ساختار B۲ به مدت سی سال به صورت آلیاژ حافظه‌دار در اتصال دهنده‌ها، چفت و بست‌ها و براه اندازه‌ها در صنایع هوا- فضا و خودرو، الکترونیک، مهندسی مکانیک و کاربردهای پزشکی مورد استفاده قرار گرفته است^(۴). NiTi در ۱۳۱۰°C به طور متجانس ذوب می‌شود و از گستره‌ی همگنی وسیعی برخوردار است^(۵).

NiTi به صورت مارتنزیتی از فاز مادر با ساختار B۲ به فاز مارتنزیتی مونوکلینیک همراه با یک فاز میانی لوزی القاعده (اورتورومبیک) (R) استحاله می‌یابد و در نتیجه پدیده‌ی حافظه‌ی شکل برگشت‌پذیر (با بهترین رفتار حافظه‌ی شکل در بین همه‌ی آلیاژهای حافظه‌دار) و کش‌سانی مجازی حاصل می‌گردد^(۶). مشخصه‌های این قبیل آلیاژهای حافظه‌دار به طور مفصل از جنبه‌های کریستالوگرافی ریز ساختار، ترمودینامیک، سینتیک و رفتار مکانیکی ماکروسکوپی مورد بحث قرار گرفته و کاربردهای آن‌ها تشریح شده‌اند^(۷). کریستالوگرافی استحاله‌ی مارتنزیتی به تفصیل تحلیل گردیده است^(۸).

رفتار حافظه‌ی شکل NiTi با عملیات ترمومکانیکی قبلی بهبود می‌یابد و بافت‌ها و ریز

1- Schultz and Davenport, 1992

2- Vedula and Stephens, 1987a

3- Mannan et al., 1990

4- Schmidt-Mende and Block, 1989; Stöckel, 1989; Thier, 1989; Hodgson, 1990; Stoeckel, 1990

5- Massalski et al., 1990

6- Hwang et al., 1983; Hwang and Wayman, 1983; Nishida and Honma, 1984; Van Humbeek and Delaey, 1989

7- Delaey et al., 1974; Krishnan et al., 1974; Warlimont et al., 1974; Ahlers, 1986; Van Humbeek and Delaey, 1989; Hornbogen, 1991

8- Shimizu and Tadaki, 1992

ساختارهای سودمندی ایجاد می‌کند^(۱). دمای استحاله برای ترکیب استوکیومتری NiTi حدوداً 110°C است که با افزایش Ni کاهش می‌یابد^(۲). هم‌چنین، دمای استحاله با آلیاژ کردن با Cr و Fe کم‌تر می‌شود در حالی که Cu، پس‌ماند دمای استحاله را کاهش می‌دهد. به تازگی پس‌ماند دمای استحاله‌ی گسترده‌ای برای آلیاژهای NiTi-Nb پیدا شده است که از جنبه‌ی استفاده در اتصالات و درزبندی جالب توجه است^(۳). دمای استحاله با جانشینی جزئی Ni با Pd تا 500°C افزایش می‌یابد، که البته شکل پذیری را تحت تأثیر قرار می‌دهد^(۴).

تغییر شکل کش‌سان و موم‌سان از جمله دو قلو شدن مکانیکی آلیاژهای NiTi عمیقاً مطالعه شده است^(۵). مسأله‌ی درخور توجه، شکل پذیری بالای NiTi است که تا ۷۰ درصد تغییر شکل را ممکن می‌سازد^(۶). به علاوه، استحکام تسلیم NiTi به طور نامتعارف به دما وابسته است. به عبارت بهتر، استحکام تسلیم با بالا رفتن دما تا یک مقدار حداکثر، افزایش می‌یابد و تنها بالاتر از این قله است که نرم‌شوندگی معمول رخ می‌دهد^(۷). این تأثیر نامتعارف استحکام، در دیگر فازهای کاملاً مشابه B۲ یعنی CoTi، CoZr و CoHf (بخش بعد را ملاحظه کنید) نیز مشاهده می‌شود. اما نه FeTi و نه آلومیناید های NiAl، CoAl و FeAl این گونه نیستند. به عبارت دیگر، بدیهی است که تبدیل از رفتار معمولی به رفتار نامتعارف با تعداد بحرانی الکترون ظرفیت بر اتم مرتبط است^(۸). مشخصه‌های عمومی رفتار مکانیکی این قبیل آلیاژهای حافظه دار و واکنش متقابل تغییر شکل و استحاله‌ی فازی به طور مفصل مورد بحث قرار گرفته‌اند و ترمودینامیک و سینتیک فرایندهای درگیر مطرح شده‌اند^(۹).

فراورش آلیاژهای NiTi دشوار بوده و باید با دقت انجام گیرد تا خواص مفید حاصل گردد^(۱۰). ذوب، به خاطر واکنش پذیری Ti باید در خلأ یا محیط خنثی صورت پذیرد. از این رو ذوب القایی در خلأ، ذوب قوس پلاسما و ذوب با پرتوالکترونی همه به صورت تجاری مورد استفاده قرار می‌گیرند.

1- Van Humbeek and Delaey, 1989; Lin and Wu, 1992; Mulder et al., 1993

2- Hodgson, 1990

3- Piao et al., 1992a, b

4- Yang and Mikkola, 1993

5- Saburi et al., 1984; Matsumoto and Ishiguro, 1989; Goo et al., 1985

6- Van Humbeek and Delaey, 1989

7- Takasugi et al., 1991a

8- Takasugi et al., 1991c

9- Delaey et al., 1974; Krishnan et al., 1974; Warlimont et al., 1974; Hornbogen 1991

10- Van Humbeek and Delaey, 1989; Hodgson, 1990

کارگرم بدون هیچ مشکلی امکان پذیر است. به دلیل کار سختی زیاد، فراروش در دماهای کم دشوار است، از این رو عملیات تاب کاری میانی برای نورد سرد، ماشین کاری و غیره لازم می شود. مشکل شکل پذیری آلیاژهای $(Ni, Pd)Ti$ که دمای استحاله ی آنها بالاست، از طریق آلیاژ کردن با B تخفیف می یابد^(۱). اتصال از طریق جوش کاری، زرد جوش کاری یا لحیم کاری، عموماً دشوار است. رفتار حافظه ی شکل عالی آن با مقاومت به خوردگی عالی (قابل قیاس با فولادهای زنگ نزن) توأم می گردد که باعث می شود تا این آلیاژها تنها آلیاژهای حافظه دار مناسب برای قرار گرفتن در بدن باشند^(۲). اخیراً، $NiTi$ به عنوان فاز استحکام بخش در مواد مرکب با زمینه ی آلومینیم استفاده شده است که در نتیجه ی آن، اثر تقویت کنندگی افزون بر پدیده ی حافظه ی شکل رخ می دهد^(۳).

CoHf, CoZr, CoTi, FeTi - ۳-۴-۴

$FeTi$ با ساختار B۲، یکی از امید بخش ترین فازهای بین فلزی در استفاده به صورت ماده ی نگه دارنده ی هیدروژن و کاربردهای مربوطه محسوب می شود^(۴). هیدروژن محلول، با تشکیل زیر ساختاری که در آن ساختار B۲ به لوزی تبدیل می شود، منظم می گردد. به عبارت بهتر هیدرید پایداری به صورت برگشت پذیر تشکیل می شود^(۵). $FeTi$ با Ti اضافی آسان تر از $FeTi$ استوکیومتری هیدروژنه می شود. زیرا، Ti جذب و دفع سطحی هیدروژن را به صورت کاتالیزوری فعال می کند^(۶). فازهای نانوبه، از جمله اکسیژن زمان تأثیر لازم برای هیدروژنه شدن را کم می کنند^(۷)، این در حالی است که در دمای اتاق اکسیژن ممکن است سطح $FeTi$ را سمی نماید^(۸). ساختار الکترونی به صورت نظری مطالعه گردیده است. $CoTi$ نیز از فازهای مورد علاقه برای استفاده به عنوان ماده ی نگه دارنده ی هیدروژن^(۹) محسوب می شود. هم چنین فازهای سه تایی $(Fe, Co)Ti$ ^(۱۰) و $(Fe, Ni)Ti$ ^(۱۱) که ویژگی

- 1- Yang and Mikkola, 1993
- 2- Van Humbeek and Delaey, 1989
- 3- Furuya et al., 1993; Yamada et al., 1993
- 4- Reilly, 1979; Nathrath, 1986; Lynch, 1991
- 5- Somenkov and Shilstein, 1979; Reilly, 1979
- 6- Sicking and Jungblut, 1983; Amano et al., 1984
- 7- Nagai et al., 1987; Amano et al., 1983
- 8- Schlapbach et al., 1979
- 9- Izumi, 1989
- 10- Boulghallat and Gerard, 1991
- 11- Bershadsky et al., 1991

نگه‌دارندگی سودمندتری نسبت به دوتایی‌ها نشان می‌دهند، از جمله‌ی این مواد هستند. رفتار تغییر شکل موم‌سان CoTi به طور مفصل مطالعه شده است زیرا فازهای CoTi، CoZr و CoHf با ساختارهای B2 پدیده‌ی وابستگی نا متعارف تنش تسلیم به دما را از خود نشان می‌دهند که در NiTi (اما نه در FeTi و نه در آلومیناید‌های NiAl) نیز مشاهده می‌شود^(۱). لغزش همانند NiAl، در دماهای پایین و میانه از طریق ناب‌جایی‌های $<100>$ رخ می‌دهد، در حالی که در دماهای بالاتر از دمای بیش‌ترین استحکام، فعالیت ناب‌جایی‌های $<111>$ نیز مشاهده شده است^(۲). ضریب‌های کش‌سانی اندازه‌گیری شده‌اند^(۳). تبدیل از وابستگی نا متعارف استحکام تسلیم به دما در NiTi، CoZr، CoTi و ZrHf به وابستگی متعارف استحکام تسلیم به دما در FeTi و آلومیناید‌های NiAl، CoAl و FeTi به تغییر در عدد الکترون‌های ظرفیت بر اتم و به عبارت بهتر به تغییرات در پیوند اتمی مربوط می‌شود، اما تا کنون فهم کامل و روشنی از موضوع به دست نیامده است^(۴). توجه می‌شود که آلیاژ کردن CoTi با CoSi به تشکیل ترکیب نوع هیوسلر Co_3TiSi با ساختار L_{21} که شدیداً فرومغناطیسی و با دمای کوری^(۵) بسیار بالاتر از دمای اتاق است، می‌انجامد؛ اگرچه هم CoSi و هم CoTi غیر مغناطیسی هستند (بخش ۴-۵ را نیز ملاحظه کنید).

FeCo-۴-۴-۴

FeCo (خصوصاً با ۲ درصد وانادیوم اضافی) به صورت ماده‌ی مغناطیس نرم با القای اشباعی زیاد مثلاً به صورت نوک قطب الکترومغناطیس استفاده‌ی گسترده‌ای پیدا کرده است. آلیاژهای وابسته به آن با نام آلیاژهای پرمندور^(۶) شناخته می‌شوند^(۷). این آلیاژها نیز ضریب کش‌سانی مغناطیسی (مغناطو تنگش) بالا و مثبت از خود نشان می‌دهند که این خاصیت، آن‌ها را برای استفاده در مبدل‌های ردیاب صوتی (ترانسدوسر) و تجهیزات تنظیم مکان بسیار دقیق، مفید ساخته است. فاز FeCo با ساختار B2 تنها در دماهای زیر $730^{\circ}C$ پایدار است و در گستره‌ی وسیعی همگن

1- Nakamura and Sakka, 1988; Takasugi and Izumi, 1988; Takasugi et al., 1990c, 1991a, e; Yoo et al., 1990; Yoshida and Takasugi, 1991b

2- Takasugi et al., 1992b

3- Yasuda et al., 1991b

4- Yoo et al., 1990; Takasugi et al., 1991e, 1992b

5- Curie

6 - Permendur

7- Chen, 1961; Kouvel, 1967; Dietrich, 1990

است^(۱). در 730°C یک استحاله‌ی نظم - بی نظمی با تغییر ۰/۲ درصد در حجم از B۲ به A۲ (bcc) وجود دارد. تغییر مجدد ساختار از A۲ به A۱ (fcc) در دمای حدود 985°C رخ می‌دهد^(۲). واکنش منظم شدن، بسته به دما به صورت همگن یا غیر همگن آغاز می‌شود^(۳). فرایند منظم شدن به تفصیل مطالعه گردیده است و ترمودینامیک نمودار فازی دو تایی Fe-Co، و هم چنین نمودار فازی سه تایی Fe-Co-Al از طریق محاسبات شبیه سازی، تحلیل شده است^(۴). سینتیک منظم شدن از طریق افزودنی‌های آلیاژ ساز تحت تأثیر قرار می‌گیرد و به ویژه آلیاژ کردن با ۲ درصد اتمی وانادیم سرعت منظم شدن را به طور قابل ملاحظه‌ای کاهش می‌دهد که امکان نگه داشتن ساختار نامنظم دمای بالا را از طریق سرد کردن سریع تا دماهای پایین فراهم می‌سازد. باید توجه داشت که افزایش بیش تر از ۲ درصد V (همان گونه که نمودار فازی Fe-Co-V نشان می‌دهد) منجر به تجزیه‌ی آلیاژ می‌گردد^(۵). تأثیر باز هم بیش تر بر سینتیک منظم شدن از طریق آلیاژ کردن با Cr، ایجاد می‌شود^(۶). زیر دمای بحرانی منظم شدن، درجه‌ی نظم دوربرد در تعادل به طور پیوسته از صفر در 730°C تا ۰/۹ در 500°C و تار سیدن به ۱ (معادل نظم کامل) به صورت مجانبی در دماهای پایین افزایش می‌یابد^(۷).

رفتار مکانیکی FeCo به طور گسترده مطالعه شده است زیرا استحاله‌ی نظم - بی نظمی اجازه‌ی مطالعه‌ی مستقیم تأثیرات منظم شدن را بر روی ویژگی‌های مکانیکی از جمله خزش، خستگی و شکست فراهم می‌کند^(۸). FeCo، در دمای اتاق و در حالت نامنظم یعنی پس از سرد کردن سریع از بالاتر از دمای منظم شدن، شکل پذیر است (با ۱۵ درصد ازدیاد طول یک نواخت و سپس تشکیل گردنه). در حالی که در حالت منظم، یعنی پس از تاب کاری در پایین تر از دمای منظم شدن، فقط مقدار کمی شکل پذیری (۵ درصد ازدیاد طول و بدون تشکیل گردنه) از خود نشان می‌دهد^(۹). بنابراین نورد سرد در

1- Massalski et al., 1990

2- Buckley, 1975

3- Cahn, 1993

4- Rajkovic and Buckley, 1981; MST در کتاب Inden and Pitsch توسط

5- Mahajan et al., 1974; Raynor and Rivlin, 1983

6- Alekseyev et al., 1977

7- Stoloff and Davies, 1964

8- Stoloff and Davies, 1964; Boettner et al., 1966; Jordan and Stoloff, 1969; Marcinkowski, 1974b; Pitt and Rawlings, 1983; Kawahara, 1983a, c; Delobelle and Oytana, 1983; Müller 1986; Stoloff et al., 1992; Zhao et al., 1993

9- Stoloff and Davies, 1964

حالت منظم دشوار است^(۱). به علاوه FeCo در دمای اتاق در معرض تردی هیدروژنی قرار دارد^(۲). تغییر شکل موم‌سان در دمای اتاق از طریق حرکت نابه‌جایی‌های آبر شبکه‌ی <۱۱۱> که زوج نابه‌جایی‌های آبرجزیبی هستند، رخ می‌دهد^(۳). تنش سیلان، با کاهش درجه‌ی نظم افزایش می‌یابد. به عبارت دیگر، با بالا رفتن دما در تقریباً 700°C به بیش‌ترین مقدار خود می‌رسد که دقیقاً زیر دمای منظم‌شدن (جایی که FeCo فقط به طور جزئی منظم می‌شود) واقع است^(۴). این رفتار از جدا شدن آبر جزئی‌های نابه‌جایی‌های آبر شبکه ناشی می‌شود. زیرا نیروی جفت‌کنندگی با افزایش بی‌نظمی کاسته می‌شود. بالاتر از حداکثر دمای تنش سیلان، نرم‌شوندگی معمول مشاهده می‌شود که ناشی از فعال شدن حرارتی است. به عبارت دیگر، FeCo، همانند دیگر بین‌فلزات، وابستگی نامتعارف و مثبت تنش سیلان به دما را نشان می‌دهد که البته به مانند NiAl به سازوکارهای ویژه‌ی نابه‌جایی مربوط نمی‌شود، اما با نظم اتمی ناقص یا به عبارت بهتر، ساختار مرتبط است.

۲۷-FeCo منظم، در همه‌ی دماها تغییر شکل همگن‌تر و آهنگ سخت‌شدن کرنشی بالاتری نسبت به ۲۷-FeCo نامنظم از خود نشان می‌دهد^(۵). وابستگی تنش تسلیم و تنش شکست به اندازه‌ی دانه از طریق رابطه‌ی معمول هال-پیچ توصیف می‌شود. مقاومت خزشی از طریق منظم‌شدن و با تنها تأثیر اندکی از محیط بهبود می‌یابد^(۶). شکل‌پذیری کم با افزودن Ni (به عنوان عنصر چهارم) که زیر ساختار را تغییر می‌دهد افزایش می‌یابد و بالا بردن باز هم بیش‌تر نرمی از طریق عملیات حرارتی شیمیایی حاصل می‌گردد که منجر به وابستگی شکل‌پذیری از نوع هال-پیچ به اندازه‌ی دانه یا اندازه‌ی دانه‌ی فرعی می‌شود^(۷). حتی نورد سرد نیز می‌تواند تردی را کاهش دهد^(۸). دمای تبدیل تردی به شکل‌پذیری را در حالت منظم می‌توان به میزان قابل توجهی با انحراف از استوکیومتری که دمای بحرانی منظم‌شدن را کم، و بی‌نظمی شکل ایجاد می‌کنند، کاهش داد^(۹). اثرات مثبتی بر روی کارپذیری سرد (علاوه بر آلیاژ کردن با V یا Cr که هر دو سیستمیک‌های نظم‌دادن را آهسته می‌کنند) از طریق آلیاژ کردن با

1- Müller, 1986

2- Liu and Stoloff, 1993

3- Baker and Munroe, 1990; Yamaguchi and Umakoshi, 1990

4- Stoloff and Davies, 1964

5- Jordan and Stoloff, 1969

6- Boettner et al., 1966; Stoloff et al., 1992

7- Pinnel et al., 1976; Pitt and Rawlings, 1983

8- Kawahara, 1983c

9- Konoplev and Sarrak, 1982

Si و Al, B, Au, Ag, Cu, Mn, Zr, Ti, Be, در صورتی که W, Mo, Ta, Nb و C ایجاد شده اند، بی تأثیرند^(۱). فهم فیزیکی چنین پدیده هایی هنوز باید روشن تر شود. سرانجام، باید توجه کرد که آلیاژ کردن Fe و Co با فلزات گران بها به فاز های FePt و CoPt و FePd با ساختار L_۱ که یک ساختار منظم با واپیچش مکعب مستطیلی است، می انجامد (شکل ۱). این فازها جزء مواد مهم برای استفاده به عنوان مواد مغناطیس دائمی بوده اند و خصوصاً CoPt که تنها در حالت با نظم جزئی استفاده می شود، به دلیل همسان گردی، شکل پذیری و قابلیت ماشین کاری آسان و مقاومت به خوردگی و مقاومت در دماهای بالا بر بقیه برتری دارد^(۲). البته، در حال حاضر مغناطیس های آلیاژی CoPt به ندرت استفاده می شوند زیرا مغناطیس های خاکی نادر با ویژگی های مغناطیسی بهتر با جایگزین این آلیاژها شده اند.

۴-۵- فاز های نوع هیوسلر

آلیاژ های کلاسیک نوع هیوسلر، Cu_۳AlMn و Cu_۳SnMn هستند^(۳) که در بخش ۶ مطرح خواهند شد. شاخصی منحصر به فرد آن ها، فرومغناطیس بودن شان است، زیرا عناصر تشکیل دهنده ی آن ها فرومغناطیس نیستند. این فازها با ساختار L_۲ متبلور می شوند که از ساختار B_۲ مشتق شده است (شکل ۱) و در مجموعه ی دیگری از فاز های سه تایی نیز وجود دارد^(۴).

نمونه های بارز این نوع فازها عبارتند از: Ni_۳AlX و Co_۳AlX که X یکی از عناصر Ti و Zr و Hf، Nb یا Ta است. این عناصر از فاز های مورد علاقه برای کاربرد در دماهای بالا هستند. برخی از آن ها از حیث تغییر شکل در دمای بالا مورد مطالعه قرار گرفته اند^(۵). به طور خاص Ni_۳AlTi برای تقویت NiAl به کار رفته است (بخش ۴-۳-۶ تحت عنوان آلیاژ های سازه ای را ملاحظه کنید). ماده ی دو فازی Ni_۳AlTi-NiAl مقاومت خزشی بیش تر از تک فاز NiAl و حتی Ni_۳AlTi از خود نشان می دهد و مقاومت خزشی آن به آبر آلیاژ های پایه ی نیکل با استحکام بالا می رسد^(۶). استحکام زیاد با تردی همراه

1- Kawahara, 1983a, b

2- Jellinghaus, 1936; Kouvel, 1967; Chin and Wernick, 1986; Fiepeke, 1990; Leroux et al., 1991; Watabe, 1991

3- Dwight, 1967; Kouvel, 1967

4- Dwight, 1967

5- Strutt et al., 1976; Umakoshi et al., 1985, 1986; Sauthoff, 1989; Takeyama et al., 1991

6- Polvani et al., 1976

است که در نتیجه توسعه‌ی این دسته مواد را تا امروز به تعویق انداخته است. تنها اخیراً $Ni_3AlTa-NiAl$ به دلیل شکل پذیری بهبود یافته‌اش به عنوان یک سیستم نوید بخش معرفی شده است^(۱).

۴-۶- فازهای مولیبدن - نیکل

فازهای بین فلزی مختلفی در سیستم دو تایی Ni-Mo تشکیل می‌شوند^(۲). پرنیکل‌ترین فاز یعنی Ni_3Mo ، ساختار بلوری مکعب مستطیلی مرکز پر D_{19} دارد و فقط تا $880^\circ C$ که به صورت پریکتیکی تجزیه می‌شود، پایدار است. توزیع منظم اتمی به طرق مختلف در این ساختار امکان‌پذیر است که باعث به وجود آمدن ساختار منطقه‌ای با انواع گوناگون سطح مشترک‌های منطقه‌ای می‌شود. Ni_3Mo لوزی القاعده است و تا $410^\circ C$ پایدار می‌باشد. البته، این فاز را می‌توان با ساختار مکعب مستطیلی نیمه پایدار D_{22} ساخت که برای تری آلومیناید Al_3Ti و فازهای مربوطه، ساختار رایج محسوب می‌شود (بخش ۳-۳ را ملاحظه کنید). $NiMo$ فاز لوزی القاعده‌ی دیگری است و در $1362^\circ C$ به صورت پریکتیکی تجزیه می‌شود. سرانجام، فاز لوزی القاعده‌ی نیمه پایدار Ni_3Mo وجود دارد که به صورت یک فاز میانی در حین نظم‌دهی تشکیل می‌شود.

این فازها به لحاظ آلیاژ سازی جهت تولید آلیاژهای پایه‌ی نیکل مورد علاقه‌ی عمومی هستند زیرا Mo عنصر آلیاژکننده‌ی مهمی برای ابرآلیاژها است. نمودارهای فاز چندتایی مشابه به طور تجربی و نظری^(۳)، به ویژه از جنبه‌ی تعادل با آلومیناید Ni_3Al که پایه‌ای از آلومیناید‌های پیشرفته را تشکیل می‌دهد (بخش ۴-۱)، مطالعه گردیده‌اند.

علاقه‌ی خاصی متوجه Ni_3Mo است زیرا آلیاژهای Ni-Mo با تقریباً همین ترکیب (۲۰ درصد اتمی Mo) و به اضافه‌ی عناصر دیگر (به ویژه Fe و Cr و C) از آغاز دهه‌ی ۱۹۳۰ میلادی به دلیل مقاومت به خوردگی عالی‌شان در محیط‌های غیر اکسیدکننده و استحکام زیاد در ماه‌های بالا (مثلاً فازهای هاستلوی B^(۴)) از اهمیت صنعتی برخوردار بوده‌اند^(۵). در این آلیاژها Ni_3Mo منظم ممکن است با سردکردن آهسته از دماهای بالاتر از $900^\circ C$ که در آنها محلول جامد fcc پایدار است و یا با پیرسازی در $850^\circ C - 500^\circ C$ ساخته شود.

1- Pak et al., 1988

2- Brooks et al., 1984

3- Brooks et al., 1984; Chkravorty and West, 1986; Kodentsov et al., 1988; Enomoto et al., 1991

4 - Hastelloy B

5- Brooks et al., 1984

تشکیل Ni_pMo در آلیاژهای Ni-Mo، هم به ترد شدن و هم به سخت شدن (در کشش) همراه با شکست در طول مرزدانه‌ها می‌انجامد. این قبیل آلیاژهای ترد شده را در فشار نیز می‌توان به طور موم‌سان تغییر شکل داد و به علاوه، Ni_pMo منظم شده‌ی تک بلوری، حتی در کشش شکل پذیری قابل توجهی از خود نشان می‌دهد.^(۱) ویژگی‌های فیزیکی Ni_pMo منظم شده مشخص شده‌اند و رفتار تغییر شکل آن به طور مفصل مطالعه گردیده است.^(۲) خواص مکانیکی تابع حساسی از ساختار هستند. تشکیل ریز ساختار از طریق سینتیک‌های تجزیه شدن و واکنش‌های منظم شدن در حین سرد شدن و پیرسازی این آلیاژهای Ni-Mo کنترل می‌شود.^(۳) شکل پذیری کمتر Ni_pMo منظم هیواستوکیومتری را می‌توان با کم آلیاژ کردن با بُرن، بهبود داد؛ این در حالی است که بُرن صرفاً اثر کمی بر روی ترکیب استوکیومتری دارد.^(۴)

1- Brooks et al., 1984; Kao et al., 1989

2- Brooks et al., 1984

3- Brooks and Cao, 1992; Cahn, 1992

4- Tawaney, 1991

فصل ۵

آلومینایدهای آهن و فازهای مربوطه

در این فصل چشم‌اندازی از فازهای Fe-Al با استفاده از نمودار فاز دوتایی Fe-Al نشان داده می‌شود^(۱). فازهای پر Al با نقاط ذوب در حدود 1150°C از فازهای مورد علاقه در آلیاژهای Al هستند که در این جا مطرح نمی‌شوند. فازهای باقی‌مانده FeAl و Fe_3Al و فازهای مرتبط، به دلیل ویژگی‌های شیمیایی، مکانیکی و فیزیکی جالب توجه‌شان برای توسعه‌ی بیش‌تر انتخاب شده‌اند. این فازها موضوع بخش‌های بعدی هستند.

۵-۱-۱-۵ Fe_۳Al

Fe_3Al در هنگام خنک‌کاری و از طریق واکنش‌های نظم‌دهی در حالت جامد که ساختار bcc به محلول جامد نامنظم استحاله می‌یابد، تشکیل می‌شود و تا بالاتر از 800°C پایدار است. سپس به فاز FeAl با ساختار B2 که بین 800°C و 550°C پایدار است (و موضوع بخش ۵-۳ می‌باشد) و از آن پس به Fe_3Al با ساختار D_{03} تبدیل می‌شود (شکل ۱). دمای بحرانی نظم‌دهی بسیار کم‌تر از دمای ذوب است^(۲) که نشان‌گر پیوند ضعیف‌تر بین اتم‌های نامتشابه در مقایسه با مثلاً آلومینایدهای نیکل است. فرایند نظم‌دادن و سینتیک‌هایش هم به صورت تجربی و هم نظری به منظور تعیین حوزه‌ی حضور و تعادل‌های Fe_3Al در نمودار فاز Fe-Al به طور مفصل مورد مطالعه قرار گرفته‌اند^(۳). اخیراً، فاز ناپایدار

1- Masalski et al., 1990

2- Massalski et al., 1990

3- Köster and Godecke, 1980; Gödecke and Köster, 1985; Wachtel and Bahle, 1987; Inden and Pepperhoff, 1990; Vennegues et al., 1990; Maziasz et al., 1993; Chapter by Inden and Pitsch in Volume 5 of MST

B_۲ در حین نظم‌دادن مشاهده شده است^(۱). در طرف پر Fe، تعادل دو فاز بین Fe_۲Al و محلول جامد Fe-Al با ساختار bcc وجود دارد که نظم کوتاه برد از خود نشان می‌دهد. در طرف پر Al یک استحاله‌ی نظم ثانویه از Fe_۲Al با ساختار D_۲ به FeAl با ساختار B_۲ بدون تعادل دو فاز وجود دارد. به تازگی نمودار فازی با استحاله‌ی D_۲/B_۲ که عموماً مورد پذیرش است، براساس نتایج پراکنش نوترونی زیر سؤال قرار گرفته است^(۲) که البته چندان هم بی‌ابهام نیست^(۳). دمای بحرانی نظم‌دادن را که در حالت دوتایی تقریباً ۵۵۰°C است^(۴)، می‌توان با آلیاژکردن با یک عنصر سوم، خصوصاً Cr، Mo، Mn، Ti یا Si تا ۲۵۰°C بالاتر برد^(۵).

جای خالی‌های حرارتی به دلیل انتالپی تشکیل کم به راحتی ایجاد می‌شوند. انتالپی تشکیل آن‌ها حتی از انتالپی مهاجرت نیز کم‌تر است و نتیجتاً چگالی بالایی از جای خالی تعادلی، در مقایسه با Ni_۲Al و فلزات خالص وجود دارد^(۶). انرژی فعال‌سازی حاصل از نفوذ که از طریق مطالعه‌ی سینتیک‌های نظم‌دهی تعیین شده است، شدیداً با درصد Al تغییر می‌کند^(۷). به تازگی ضریب‌های نفوذ برای B، Ni، V و Ti در Fe_۲Al با ساختار B_۲ یا D_۲ تعیین گردیده‌اند^(۸).

Fe_۲Al قابلیت نفوذ پذیری مغناطیسی فوق‌العاده بالایی از خود نشان می‌دهد که آن را برای استفاده به عنوان ماده‌ی مغناطیسی سوئمنند می‌کند^(۹). رفتار مغناطیسی را می‌توان با جایگزینی جزئی Al با Si که ساختار بلوری را تغییر می‌دهد، باز هم بهبود بخشید. این مسأله موجب ظهور آلیاژهای سنداست گردید که بر مبنای Fe_۲(Al, Si) پایه‌گذاری شده‌اند و کاربرد گسترده‌ای به عنوان ماده‌ی هد مغناطیسی در ضبط صوت‌ها پیدا کرده‌اند^(۱۰).

علاوه بر این استفاده به صورت ماده‌ی کاربردی، هم اکنون Fe_۲Al برای کاربردهای سازه‌ای

1- Gao and Fultz, 1993

2- Hilfrich et al., 1991

3- Inden, 1993

4- Massalski et al., 1990.

5- Mendiratta and Lipsitt, 1985; Fortnum and Mikkola, 1987; Longworth and Mikkola, 1987; Prakash et al., 1993

6- Schefer et al., 1990, 1992

7- Vennegues et al., 1990

8- Hasaka et al., 1993a, b

9- Nachman and Buchler, 1954

10- Yamamoto and Utsushikawa, 1977; Yamamoto, 1980; Watanabe et al., 1984; Brock, 1986

مورد توجه قرار گرفته است زیرا نه تنها استحکام بالاتری نسبت به آلیاژ های آهنی مشابه از خود نشان می دهد، بلکه مقاومت به خوردگی بالایی در محیط های سولفیدکننده و اکسیدکننده دارد^(۱). مشکلات مربوط به استفاده از این مواد، شکل پذیری کم در دمای محیط و افت استحکام در دمای بالاتر از دمای نظم دهی است.

رفتار تغییر شکل، از جمله دوقلوشدن Fe_3Al و تأثیر نظم اتمی بر استحکام و شکل پذیری به تفصیل مطالعه شده اند^(۲). شکل پذیری به طور حساسی به فراورش قبلی بستگی دارد^(۳) و ممکن است تغییر شکل موم سان، درجه ی نظم دور برد را کاهش دهد^(۴). یک شاخص ویژه، وابستگی نامتعارف تنش تسلیم به دماست که به دلیل بی نظمی جزئی در زیر دمای نظم دادن به آهستگی به یک مقدار بیشینه می رسد. گمان می رود که این رفتار (همانند $FeCo$ که در بخش ۴-۴-۴ مطرح شده است) ناشی از کاهش یافتن نظم باشد. البته نتایج جدید نشان داده اند که تنش تسلیم نامتعارف نتیجه ای از وابستگی پیچیده ی تحرک نابه جایی ها به دماست^(۵). انرژی های خطی نابه جایی و کشش های خطی هم چنین ضریب های کش سانی، هم برای Fe_3Al و هم $Fe_3(Al, Si)$ تعیین شده اند^(۶). تغییر شکل موم سان Fe_3Al تحت شرایط خاص موجب به وجود آمدن پدیده ی حافظه ی شکل و کش سانی مجازی شده است^(۷). Fe_3Al به منظور بهبود شکل پذیری، به صورت موفقیت آمیزی با Ni و Cr آلیاژ سازی شده است^(۸). ترکیب های مناسبی از استحکام و شکل پذیری از طریق عملیات حرارتی - مکانیکی که منجر به تشکیل مقدار زیادی فاز $B2$ شد، به دست آمده است^(۹). اگر افزودنی های آلیاژ ساز از حدود حلالیت بیش تر باشند، رسوب فاز های ثانویه (مثلاً فاز نوع هیوسلر با ساختار مکعبی $L2_1$ یا فاز لاوه با ساختار $C14$ منشوری) رخ می دهد که می تواند برای بهبود استحکام Fe_3Al به کار روند^(۱۰). آلیاژ های

1- McKamey et al., 1991

2- Marcinkowski and Brown, 1961; Stoloff and Davies, 1964, 1966; Morgand et al., 1968; Leamy and Kayser, 1969; Marcinkowski, 1974a; Hanada et al., 1981a, b; Park et al., 1991; Ehlers and Mendiratta, 1984; Schröder et al., 1991; Shindo et al., 1991

3- McKamey and Pierce, 1993

4- Dadras and Morris, 1993

5- Schröder et al., 1993

6- Kötter et al., 1989

7- Kubin et al., 1982; Nosova et al., 1986

8- Horton et al., 1984; Morris et al., 1993a

9- Sun et al., 1993

10- Dimiduk et al., 1988; Ranganath et al., 1991; Maziasz and McKamey, 1992

Fe-Al-Ni مربوطه دقیقاً مشابه آلیاژهای Ni-Fe-Al با پایه NiAl (که در بخش ۴-۳-۶ تحت عنوان آلیاژهای سازه‌ای مطرح شده‌اند) هستند و موجب ظهور مواد مشابه گردیده‌اند.

با توجه به کاربردهای سازه‌ای، Fe_۳Al به همراه آلیاژهای با پایه Fe_۳Al و مواد مرکب^(۱)، از حیث خزش^(۲)، خستگی^(۳)، شکست^(۴) و مقاومت به خوردگی مورد مطالعه قرار گرفته است. شکل پذیری Fe_۳Al تابع بسیار حساسی از محیط است. به عبارت بهتر، Fe_۳Al در معرض تدری محیطی که از حضور رطوبت در محیط اطراف ناشی می‌شود، قرار می‌گیرد^(۵). حتی فشارهای جزئی بسیار کم بخار آب برای ایجاد تدری کافی هستند^(۶). این پدیده‌های تردکننده تنها در آلیاژهای با درصدهای کم آلومینیم که هیچ‌گونه نظم‌دهی دوربرد ساختار D_۰ در آن‌ها رخ نمی‌دهد، حضور ندارند^(۷). علی‌رغم نقص‌های اشاره شده در مورد Fe_۳Al، این آلومیناید آهن جزء پرطرفدارترین فازهای صنعتی است و ظهور آلیاژهای مختلف که بر بینه سازی ترکیب و عملیات‌های حرارتی - مکانیکی برای بهبود رفتار مکانیکی تکیه دارند، آغاز گردیده است^(۸). اخیراً یک ماده‌ی مرکب با زمینه Fe_۳Al و تقویت‌کنندگی ذرات پراکنده‌ی Al_۲O_۳ با استحکام و مقاومت به اکسایش خوب و شکل پذیری کافی تولید شده است^(۹).

در زمینه‌ی فراورش، هم متالورژی پودر و هم متالورژی شمش (از جمله، ذوب قوسی، ذوب مجدد قوس در خلاء، ذوب القایی در هوا و خلاء و ذوب مجدد سرباره) مورد مطالعه قرار گرفته‌اند^(۱۰). این پیشرفت‌ها، استفاده در دستگاه‌های آگزوز خودرو و المنت‌های گرماده مقاومتی را هدف قرار داده‌اند و در مرز تجاری شدن هستند. کاربردهای بالقوه‌ی دیگر عبارتند از: صفحه‌های توربین بخار و

1- Cathcart, 1985; DeVan, 1989; Tortorelli and DeVan, 1992; Nourbakhsh et al., 1993.

2- Lawley et al., 1960; Davies, 1963a; Prakash et al., 1991b

3- Fuchs and Stoloff, 1988; Prakash et al., 1991b; Castagna and Stoloff, 1992; Stoloff et al., 1993

4- Sainfort et al., 1963; Horton et al., 1984; Mendiratta et al., 1987a; Shan and Lin, 1992

5- McKamey and Liu, 1990; Kasul and Heldt, 1991; McKamey et al., 1991; Kasul and Heldt, 1991; McKamey et al., 1991; Sanders et al., 1991; Liu, 1992; Hipsley and Strangwood, 1992; Shan and Lin, 1992; Vyas et al., 1992; Shan and Lin, 1992; Vyas et al., 1992; Lin et al., 1992; Castagna et al., 1993; Stoloff and Duquette, 1993

6- McKamey and Lee, 1993

7- Sikka et al., 1993b

8- Liu et al., 1990; Esslinger and Smarsly, 1991; Baker and George, 1992; Liu and Kumar, 1993; Viswanathan et al., 1993; Sikka et al., 1993a

9- Sukanuma, 1993

10- Sanders et al., 1991; Sikka et al., 1991, 1993a; Skka, 1991; Gieseke et al., 1993

لوله های فوق گرمایش در نیروگاه ها، فیلترهای گاز گرم در تأسیسات تبدیل زغال سنگ به گاز و تجهیزات فراورش شیمیایی به تازگی تولید احتراقی Fe_3Al که برای پیوند زدن مواد مرکب SiC استفاده شده است، به دلیل مقاومت به سایش و خوردگی Fe_3Al ، برای پوشش دهی فولادهای سازه ای پیشنهاد گردیده است^(۱).

۵-۲- Fe_3AlC_x و فاز های مرتبط

حل شدن کربن در Fe_3Al به اصطلاح فاز K تولید می کند که معمولاً برای سادگی به صورت Fe_3AlC_x با $x \approx 0/66$ فرض می شود^(۲). البته این فاز گستره ی وسیعی از همگنی از خود نشان می دهد که مترادف با $Fe_{3-y}Al_{1+y}C_x$ به ازای $0/2 < y < 0/2$ و $0/42 < x < 0/71$ می باشد^(۳). ساختار بلوری آن $(L'1)_p$ با ساختار $L1_2$ در Ni_3Al مرتبط است زیرا اتم های Al و Fe مکان های اَبَر شبکه ی $L1_2$ را در این فاز اشغال می کنند، در صورتی که اتم های C مرکز سلول های واحد $L1_2$ را اشغال می کنند (شکل ۱). بنابراین ممکن است این فاز به عنوان فاز $L1_2$ بین فلزی در نظر گرفته شود که به وسیله ی بین نشینی کربن پایدار می شود. به عبارت دیگر، یک ترکیب بین نشینی است و معمولاً به عنوان کاربرد پیچیده با ساختار بلوری مطابق با ساختار نوع پُرُسکیت^(۴) $E2_1$ (با $x=1$) در نظر گرفته می شود. Fe_3AlC_x سخت و ترد است و گستره ی محسوسی از همگنی دارد. استحاله ها ناشناخته هستند و بر خلاف نظر مورال^(۵) (۱۹۳۴)، هیتز^(۶) و استادلمایر^(۷) (۱۹۵۸)، این فاز فرومغناطیسی نیست^(۸).

به تازگی، گوشه ی پر Fe در نمودار فاز Fe-Al-C به منظور مشخص کردن تعادل های فاز Fe_3AlC_x با محلول جامد Fe از یک طرف، و با گرافیت از سوی دیگر مورد مطالعه قرار گرفته است^(۹). معلوم شده است که Fe_3AlC_x بسته به ترکیبش در تقریباً $1400^\circ C$ ذوب می شود و حوزه ی حضور آن در نمودار فاز سه تایی با کاهش دما به سمت درصدهای بالاتر C حرکت می کند که تهیه ی Fe_3AlC_x تک فاز

1- Wright et al., 1993

2- Huetter and Stadelmaier, 1958; Goldschmidt, 1967a, 1969; Nowotny, 1972b

3- Andryushchenko et al., 1985; Palm, 1990

4 - Perovskite

5 - Morral

6 - Huetter

7 - Stadelmaier

8- Löhberg and Schmidt, 1983; Parker et al., 1988

9- Palm, 1990

رادشوار می‌نماید.

در یک کار تازه‌ی دیگر رفتار مکانیکی $Fe_{1-x}Al_x$ مورد توجه قرار گرفته است^(۱). می‌توان نشان داد که رفتار تغییر شکل $Fe_{1-x}Al_x$ مشابه $Ni_{1-x}Al_x$ همراه با کربن محلول است که به دلیل شباهت ساختارشان، این همانندی انتظار می‌رود. تغییر درصد C در $Fe_{1-x}Al_x$ منجر به رسوب α -Fe و یا گرافیت (که هر دوی آن‌ها بر رفتار تغییر شکل یعنی تنش سیلان تأثیر می‌گذارند) و موجب افزایش مقاومت به خزش می‌شود و دمای تبدیل تردی به شکل پذیری را به ترتیب در $Fe_{1-x}Al_x$ ، $Fe_{1-x}Al_x + \alpha$ -Fe و گرافیت $Fe_{1-x}Al_x +$ ، بیش‌تر افزایش می‌دهد. بنابراین، چشم‌اندازهایی برای پیشرفت این آلیاژ از طریق بهینه‌سازی ترکیب و پراکنش فاز وجود دارد. چقرمگی شکست با افزایش آهنگ تغییر شکل زیاد می‌شود که نشان‌گر وجود تردی محیطی است^(۲).

سرانجام، باید توجه کرد که این قبیل فازهای پُر سکیت در سایر سیستم‌های آلیاژی، از طریق آلیاژ کردن با کربن و هم‌چنین اکسیژن ساخته می‌شوند و این قبیل فازها برای استحکام بخشی آلیاژهای بین فلزی مورد توجه واقع می‌شوند^(۳). اخیراً آلیاژهای چند فازه‌ی $Co-Co_{1-x}Al_x$ با ترکیب‌های مناسبی از استحکام و شکل پذیری تهیه شده‌اند^(۴).

۵-۳-FeAl

FeAl دقیقاً مشابه با NiAl (بخش ۴-۳) است زیرا هر دو فاز ساختار B2 دارند و اختلاط متقابل کامل از خود نشان می‌دهند^(۵). البته، FeAl بر خلاف NiAl به طور نامتجانس ذوب می‌شود و دمای ذوب پایین‌تری دارد که نتیجتاً پایداری و استحکام پیوند اتمی کم‌تری خواهد داشت. نمودار فاز دوتایی Fe-Al و تعادل فازی با $Fe_{1-x}Al_x$ پیشتر در بخش ۵-۱ مطرح گردید. باید توجه شود که یکی از زیر بخش‌های حوزه‌ی حضور فاز B2 در نمودار فاز دوتایی Fe-Al مطابق با تغییرات مشاهده شده در خواص فیزیکی فرض گردیده است^(۶). البته، این تغییرات به تغییرات در تقارن بلوری یا نظم اتمی مربوط نمی‌شود و بنابراین فهم این زیربخش حوزه‌ی فاز B2 هنوز مبهم است. FeAl به طور مفصل از

1- Jung and Sauthoff, 1989b; Wunnike-Sanders, 1993

2- Vehoff, 1993

3- Goldschmidt, 1967a; Nowotny, 1972b; Kassem and Koch, 1991; Ellner et al., 1992; Nemoto et al., 1992

4- Hosoda et al., 1993

5- Bradley and Taylor, 1938; Bradley, 1951; Baker and Munroe, 1990

6- Köster and Gödecke, 1980; Gödecke and Köster, 1985, 1986

نظر چگالی^(۱)، رفتار کشسانی (هم به طور تجربی و هم نظری از طریق محاسبات اصل نخستین مکانیک کوانتومی^(۲))، عیوب نقطه‌ای^(۳) و نفوذ^(۴) مورد مطالعه قرار گرفته است. بیش‌تر کار بر روی FeAl متوجه رفتار مکانیکی و به ویژه استحکام و شکل‌پذیری^(۵) بوده است و توجه ویژه‌ای به تحلیل رفتار نابه‌جایی معطوف گردیده است^(۶). خصوصاً، لغزش <۱۰۰> که شاخصه‌ای برای NiAl محسوب می‌شود، فقط در دمای بالا گزارش شده است، در حالی که لغزش <۱۱۱> در دماهای پایین‌تر همراه با دمای تبدیلی که با کاهش درصد Al افزایش می‌یابد، گزارش شده است^(۷). نابه‌جایی‌های <۱۰۰>، تک نابه‌جایی‌های کامل هستند، در حالی که نابه‌جایی‌های <۱۱۱>، نابه‌جایی‌های آبر شبکه شامل دو نابه‌جایی جزئی با یک مرز ضد فاز در بین‌شان می‌باشند. طبق محاسبات اصل نخستین، مکانیک کوانتومی، انرژی مرزهای ضد فاز که در انرژی نابه‌جایی آبر شبکه سهم است، با کاهش درصد Al، کاسته می‌شود^(۸). در FeAl دور از استوکیومتری، تبدیل از لغزش <۱۱۱> به <۱۰۰> به بالاترین استحکام تسلیم و کاهش شکل‌پذیری در تقریباً ۴۵۰°C مرتبط می‌شود^(۹).

توجه می‌شود که استحکام و سختی در دماهای پایین در ترکیب استوکیومتری به حداقل نمی‌رسد که بر خلاف رفتار فازهای هم شکل NiAl و CoAl بوده (بخش ۴-۳-۳ را ملاحظه کنید) و علت آن هنوز درک نشده است^(۱۰). اخیراً معلوم شده است که سختی در دمای اتاق با افزایش چگالی جای خالی زیاد می‌شود و سپس با اضافه شدن درصد Al به سمت ترکیب استوکیومتری افزایش

- 1- Baker and George, 1992
- 2- Marcinkowski, 1974a; Harmouche and Wolfenden, 1985, 1986; Godecke and Koster, 1986; Fu and Yoo, 1991, 1992a; Yoo and Fu, 1991
- 3- Paris et al., 1975; Ho and Dodd, 1978; Koch and Koenig, 1986
- 4- Hagel, 1967; Cheng and Dayananda, 1979; Akuezue and Whittle, 1983; Bakker, 1984; Vogl and Sepiol, 1994
- 5- Sainfort et al., 1963; Morgand et al., 1968; Marcinkowski, 1974a; Crimp et al., 1987; Baker and Munroe, 1990; Baker et al., 1991; Lefort et al., 1991; Nagpal and Baker, 1991; Prakash et al., 1991b; Tassa et al., 1991; Baker and Nagpal, 1993
- 6- Strutt and Dodd, 1970; Marcinkowski, 1974a; Umakoshi and Yamaguchi, 1980; Mendiratta et al., 1984; Rudy and Sauthoff, 1986; Mendiratta and Law, 1987; Feng and Sadananda, 1990; Munroe and Baker, 1991; Takahashi and Umakoshi, 1991
- 7- Yamagata and Yoshida, 1973; Umakoshi and Yamaguchi, 1980, 1981; Mendiratta et al., 1984
- 8- Freeman et al., 1991
- 9- Xiao and Baker, 1993; Guo et al., 1993; Yoshimi and Hanada, 1993
- 10- Westbrook, 1956; Crimp and Vedula, 1991

می‌یابد^(۱). انرژی تشکیل جای خالی کم است و طبق محاسبات اصل نخستین تمایل شدیدی برای خوشه‌ای شدن جای خالی وجود دارد^(۲).

تک بلور FeAl در فشار شکل پذیری اندکی در دماهای پایین نشان می‌دهد، در حالی که شکل پذیری کششی آن معلوم نیست^(۳). شکل پذیری کششی در دماهای کم، هم چنین شکل پذیری فشاری FeAl چند بلوره در ترکیب استوکیومتری عملاً صفر است (که باز هم بر خلاف NiAl است) و با کاهش درصد Al (یعنی انحراف بیش تر از ترکیب استوکیومتری) افزایش می‌یابد^(۴). باید تأکید کرد که شکل پذیری‌های گزارش شده در مورد FeAl دور از ترکیب استوکیومتری صرفاً با نمونه‌های کاملاً تاب‌کاری شده (یعنی اگر تغییر شکل در دمای پایین از طریق تاب‌کاری با سرعت‌های خنک‌کاری بسیار کم دنبال شود) به دست می‌آید. گمان می‌رود این رفتار از جاهای خالی اضافی باقی‌مانده که سختی و استحکام را افزایش و شکل‌پذیری را کاهش می‌دهند، نشأت می‌گیرد. این جاهای خالی بعد از تاب‌کاری در دمای بالا با سرعت‌های سرد کردن معمولی به تعادل نمی‌رسند^(۵). به نظر می‌رسد به تعادل رسیدن جاهای خالی، فرایندی بسیار کند باشد و از این رو تاب‌کاری‌های چندین صد ساعته در تقریباً ۴۰۰°C برای ایجاد شکل‌پذیری در FeAl دور از استوکیومتری پیشنهاد می‌شوند^(۶).

با توجه به شباهت‌ها و تفاوت‌های FeAl با NiAl، این سؤال دوباره مطرح می‌شود که استحکام و نوع پیوند اتمی چگونه با ترکیب تغییر می‌کنند و چگونه این تغییرات با تغییرات مشاهده شده در خواص مکانیکی مرتبط می‌شوند. البته علی‌رغم فهم و شناخت بهتر پراکندگی الکترونی در آلومینیدهای B₂، همبستگی‌های ساده بین استحکام و نوع پیوند و رفتار مکانیکی مشهود نیست^(۷)، که این بدان معنا است که احتمالاً چنین همبستگی‌های ساده‌ای وجود ندارند. FeAl به منظور بهبود رفتار مکانیکی با عناصر مختلف آلیاژسازی شده است^(۸). آلیاژسازی با Ni پیشرفت‌های امیدوارکننده‌ای را آغاز کرده است که در بخش ۴-۳-۶ مطرح شده‌اند. توجه می‌شود که تبدیل از لغزش <۱۱۱> به لغزش <۱۰۰> در

1- Chang et al., 1993

2- Fu et al., 1993a

3- Yamagata and Yoshida, 1973; Baker and Munroe, 1990

4- Baker and Gaydos, 1987; Mendiratta et al., 1987b; Schmidt et al., 1989

5- Schmidt et al., 1989; Nagpal and Baker, 1990a; Crimp and Vedula, 1991; Kong and Munroe, 1993; Baker and Nagpal, 1993

6- Nagpal and Baker, 1990a

7- Schultz and Davenport, 1992

8- Munroe and Baker, 1990; Lefort et al., 1991; Prakash et al., 1991a, b; D. Li et al., 1993

دماهای بالا که به آن اشاره شد نیز از آلیاژ کردن با Ni متأثر می‌شود^(۱). کم آلیاژ کردن با بژن، استحکام و چقرمگی FeAl را به طور قابل ملاحظه‌ای افزایش می‌دهد، در حالی که دمای تبدیل تردی به شکل پذیری فقط کمی کاهش می‌یابد^(۲).

FeAl در معرض تردی محیطی واقع می‌شود. به عبارت بهتر، شکل پذیری به طور حساسی به محیط آزمون وابسته است^(۳). این پدیده‌ی ترد شونندگی از حل شدن هیدروژن در FeAl در نوک ترک ناشی می‌شود و با افزایش آهنگ تغییر شکل، به قدر کافی کاهش می‌یابد^(۴). ذرات پراکنده برای تقویت FeAl به طور موفقیت آمیزی استفاده شده‌اند و پیشرفت‌های مرتبط با مواد مرکب ذره‌ای آغاز گردیده است^(۵). علاوه بر استحکام و شکل پذیری، FeAl از حیث خزش (همراه با NiAl که در بخش ۴-۳-۴ عنوان شده است) شکست (هم به صورت تجربی و هم نظری از طریق محاسبات اصل نخستین مکانیک کوانتومی)^(۶) خستگی^(۷) و خوردگی (که در اغلب موارد به صورت اکسایش می‌باشد)^(۸)، مورد مطالعه قرار گرفته است. با توجه به خواص سودمند گزارش شده و چگالی نسبتاً کم، FeAl به عنوان ماده‌ی سازه‌ای بالقوه برای استفاده در دمای بالا لحاظ می‌گردد. پیشرفت‌های مربوط به فراورش، هم متالورژی پودر و هم متالورژی شمشالی را به کار گرفته‌اند^(۹). نتایج منتشر شده کاملاً امیدوارکننده‌اند و ترکیب‌های آلیاژی FeAl، مثلاً برای قابلیت جوش کاری مناسب^(۱۰)، و برای مقاومت به خوردگی و سایش زیاد در محیط‌های خورنده‌ی گازی^(۱۱) مشخص شده‌اند.

1- Patrick et al., 1991

2- Crimp and Vedula, 1986; Webb et al., 1993b; Schneibel et al., 1993b; Baker, 1993

3- Liu and George, 1991; Liu et al., 1991; Lynch et al., 1991; Shea et al., 1991; Klein and Baker, 1992; Schneibel and Jenkins, 1993; Nagpal and Baker, 1991; Klein et al., 1993

4- Nagpal and Baker, 1991; Liu and George, 1991; Liu et al., 1991; Lynch et al., 1991; Shea et al., 1991; Klein and Baker, 1992; Schneibel and Jenkins, 1993; Schneibel et al., 1993b

5- Mendiratta et al., 1987b; Moser et al., 1990; Decamps et al., 1991; Kumar, 1991; Prakash et al., 1991b; Baker and George, 1992; Schneibel et al., 1992b; Xu et al., 1993

6- Baker and Gaydos, 1987; Baker et al., 1991; K. M. Chang et al., 1992; Prakash et al., 1992; Yoo and Fu, 1992; Schneibel and Jenkins, 1993

7- Prakash et al., 1991b; Stoloff, 1992

8- Cathcart, 1985; Schmidt et al., 1989; Smialek et al., 1989, 1990a; Nesbitt and Lowell, 1993

9- Stephens, 1985; Vedula et al., 1985; Vedula and Stephens, 1987a, b; Vedula, 1989, 1991; Liu and Kumar, 1993

10- Maziasz et al., 1992

11- Magnee et al., 1991

فازهای با پایه‌ی مس

فازهای مختلف بین فلزی با مبنای مس جزء اصلی بسیاری از آلیاژهای با پایه‌ی مس بوده و هستند، خصوصاً برنرها یعنی آلیاژهای Cu-Sn و برنج‌ها یعنی آلیاژهای Cu-Zn که از ابتدای تاریخ متالورژی مورد استفاده بوده‌اند^(۱) و نمونه‌های آن در جدول ۱ ارائه شده است. ویژگی‌های اساسی فازهای مختلف Cu-Sn و Cu-Zn مورد بررسی قرار گرفته‌اند^(۲). آلیاژ سازی با عنصر سوم منجر به تشکیل گروه بزرگ‌تری از فازها می‌شود. یک نمونه‌ی بارز آن فازهای نوع هیوسلر Cu_pMnAl و Cu_pMnSn با ساختار $L2_1$ (شکل ۱) است، که اگرچه فلزهای تشکیل دهنده‌ی آن‌ها فرومغناطیس نیستند ولی این فازها فرومغناطیس محسوب می‌شوند^(۳). توجه می‌گردد که آلیاژهای با پایه‌ی Cu_pMnAl در ابتدای قرن بیستم به صورت کارد میوه مورد استفاده قرار گرفتند^(۴) (جدول ۱). دیگر فاز مسی مشابه، Ni_pCuSn با ساختار $D0_3$ است که در کاربردهای سازه‌ای مورد توجه واقع می‌شود^(۵).

برخی از این فازهای دوتایی و سه تایی به دلیل ویژگی‌های مکانیکی و/یا فیزیکی خاص خود به صورت گسترده‌تری مورد مطالعه قرار گرفته‌اند. از جمله فازهای خاص مورد علاقه، فازهای مسی $CuZn$ ، $Cu_{1-x}Al_x$ ، $Cu_{1-x}Zn_x$ و $(Cu, Ni)_pAl$ هستند که بر آلیاژهای حافظه‌ی شکل Cu-Zn-Al و Cu-Al-Ni پایه‌گذاری می‌شوند و موضوع بخش‌های بعدی می‌باشند. به علاوه، فازهای Cu-Au، $(CuAu)$ و (Cu_pAu) و فازهای Cu-Sn، (Cu_pSn) و (Cu_3Sn) عنوان خواهند شد که اجزای مهم آلیاژهای

1- Gmelin-Institut, 1955; Westbrook, 1977; Flinn, 1986

2- Schubert, 1967; Dwight, 1967; Guillet and Le Roux, 1967; Hagel, 1967

3- Dwight, 1967; Kouvel, 1967

4- Heusler, 1989

5- Kratochvil, 1990; Kratochvil et al., 1992

Cu-Au محسوب می‌شوند و ملقمه‌هایی برای استفاده در پرکردگی‌های دندانی هستند.

CuZn-۱-۶

جزء اصلی یا منحصر به فرد برنج زرد، برنج β است که فاز بین فلزی CuZn محسوب می‌شود. CuZn در دمای بالا، ساختار A2 و در دماهای پایین، ساختار B2 از خود نشان می‌دهد به عبارت بهتر یک استحاله‌ی نظم-بی‌نظمی در تقریباً 460°C صورت می‌گیرد^(۱). گستره‌ی همگنی آن (بین تقریباً 40° و 50° درصد اتمی Zn در دماهای بالا) به طور حساسی به دما وابسته است و ترکیب استوکیومتری 50° درصد اتمی را در دماهای متوسط شامل نمی‌شود. این استحاله‌ی نظم-بی‌نظمی برای مطالعه‌ی اثر نظم‌دهی مثلاً بر رفتار کش‌سان^(۲)، نفوذ^(۳)، تبلور مجدد^(۴)، و سختی^(۵) مورد استفاده قرار گرفته است. رفتار تغییر شکل CuZn با ساختار B2 به طور مفصل از لحاظ ساز و کار عملکرد لغزش^(۶) تحلیل گردیده است و انرژی جابه‌جایی و انرژی مرز ضد فاز که مشخصه‌های لغزش را کنترل می‌کنند، مشخص شده‌اند^(۷). شاخصه‌ی ویژه‌ی تغییر شکل، وابستگی نامتعارف مثبت تنش تسلیم به دما است که برای سایر بین فلزات نیز شناخته شده است. باید توجه کرد CuZn اولین موردی بود که این پدیده در آن مشاهده و تحلیل گردید که این مسأله منجر به درک تغییر تنش تسلیم با درجه‌ی نظم دور برد شد^(۸). با افزایش دما، درجه‌ی نظم به طور پیوسته کاهش می‌یابد تا این که پس از رسیدن به دمای بی‌نظم شدن، استحاله‌ی دوم نظم از ساختار منظم B2 به ساختار نامنظم A2 رخ می‌دهد. متناظراً، تنش تسلیم در زیر دمای بحرانی بی‌نظم شدن به یک مقدار بیشینه می‌رسد. جدا از پدیده‌ی تسلیم، خزش^(۹)، هم‌چنین فراوری تغییر شکل در حالت گرم^(۱۰) و تغییر شکل چرخه‌ای^(۱۱) مورد مطالعه قرار گرفته‌اند.

1- Flinn, 1986; Massalski et al., 1990

2- Westbrook, 1960a; Guillet and Le Roux, 1967

3- Girifalco, 1964; Hagel, 1967; Wever et al., 1989; Wever, 1992

4- Cahn, 1991

5- Westbrook, 1960a

6- Rachinger and Cottrell, 1956; Fleischer, 1988; Baker and Munroe, 1990

7- Marcinkowski, 1974a; Beauchamp et al., 1992; Beauchamp and Dirras, 1993

8- Brown, 1959; Saka et al., 1985; Dirras et al., 1992; Matsumoto and Saka, 1993

9- Westbrook, 1960a; Stoloff and Davies, 1966; Strutt and Dodd, 1970; Delobelle and Oytana, 1983; Hong and Weertman, 1986

10- Padmavardhani and Prasad, 1991

11- Kawazoe et al., 1989

علاوه بر استحاله‌ی نظم-بی نظمی، CuZn در حالت B۲ می‌تواند پس از سرد کردن با سرعت به اندازه‌ی کافی بالا، به صورت مارتنزیتی استحاله یابد^(۱). انواع مختلف مارتنزیت را که در ترتیب چیدمان صفحه‌های شبکه‌ی فشرده با یکدیگر تفاوت دارند، می‌توان بسته به ترکیب یعنی غلظت الکترونی، تولید کرد. توجه می‌شود که این استحاله‌ی مارتنزیتی به مقدار فوق‌العاده کم ضریب برشی کش‌سان که مضافاً وابستگی مثبت و نا متعارف به دما را از خود نشان می‌دهد، مربوط می‌شود^(۲). استحاله‌ی مارتنزیتی CuZn با ساختار منظم B۲ را می‌توان به وسیله‌ی تنش کش‌سان اضافی اعمال نمود که موجب پدیده‌ی حافظه‌ی شکل برای اندازه‌ی دانه‌های نه چندان کوچک می‌شود^(۳). مشخصه‌های این آلیاژهای حافظه دار از جنبه‌های بلورشناسی، ریز ساختار، ترمودینامیک، سینتیک و رفتار مکانیکی ماکروسکوپی مورد بحث قرار گرفته و کاربردهایشان توصیف شده‌اند^(۴).

۶-۲- آلیاژهای حافظه‌ی شکل Cu-Zn-Al

آلیاژهای حافظه دار Cu-Zn-Al از فاز CuZn با ساختار B۲ به وسیله‌ی آلیاژ کردن با Al به دست می‌آیند و ترکیب فازهای سه تایی حاصل به طور تقریبی با $Cu_{1+1/3x}Zn_{1-2/3x}Al_x$ توصیف می‌گردند^(۵). نمودار فاز سه تایی کامل Cu-Zn-Al در مقاله‌ی گرتلر^(۶) و همکارانش (۱۹۶۹) ارائه شده است. ساختار بلوری این فاز Cu-Zn-Al در دماهای بالا ساختار نا منظم A۲ است که در هنگام خنک کاری از طریق نظم یافتن نزدیک‌ترین همسایه به ساختار B۲ و به وسیله‌ی نظم‌یابی نزدیک‌ترین همسایه‌های بعدی در هنگام خنک کاری بیش‌تر به ساختار L۲ تبدیل می‌شود^(۷). باید تأکید کرد که این ساختارها تنها در دماهای بالا پایدار هستند در حالی که در دمای اتاق صرفاً نیمه پایدارند و به عبارت بهتر اگر در دماهای بسیار پایین تاب‌کاری شوند، تجزیه می‌گردند.

فاز L۲ می‌تواند به منظور تشکیل انواع مختلف مارتنزیت به صورت مارتنزیتی استحاله یابد که

1- Ahlers, 1986

2- Verlinden and Delaey, 1988a

3- Schroeder et al., 1976

4- Delacy et al., 1974; Krishnan et al., 1974; Warlimont et al., 1974; Ahlers, 1986; Van Humbeek and Delaey, 1989; Hornbogen, 1991

5- Van Humbeek and Delaey, 1989; Hodgson, 1990

6 - Guertler

7- Ahlers, 1986; Wu and Wayman, 1991

نوع آن با ترتیب چیدمان صفحه‌های بلورشناسی متراکم تغییر می‌کند^(۱). پایداری بلورشناسی و ترمودینامیکی متغیرهای مارتنزیت به تفصیل تحلیل شده است^(۲). پایداری مارتنزیت با پدیده‌های نامتعارف کش‌سانی مرتبط می‌شود^(۳) (همانند CuZn). می‌توان نشان داد که انواع مختلف مارتنزیت می‌توانند به طور هم‌زمان در یک ترکیب مشخص وجود داشته باشند^(۴). در هر صورت، دمای تشکیل مارتنزیت تابع بسیار حساسی از ترکیب است^(۵) و می‌تواند با سابقه‌ی چرخه‌ی حرارتی تغییر کند^(۶). خصوصاً، آلیاژ کردن با Mn برای کاهش دمای تشکیل مارتنزیت به کار می‌رود.

همان‌گونه که پیش‌تر در مورد CuZn اشاره شد، مشخصه‌های این قبیل آلیاژهای حافظه دار به طور مفصل از جنبه‌های بلورشناسی، ریز ساختاری، ترمودینامیکی، سینتیکی و رفتار مکانیکی، ماکروسکوپی مورد بحث قرار گرفته‌اند^(۷). یک پدیده‌ی خاص در آلیاژهای Cu-Zn-Al اصطلاحاً پدیده‌ی حافظه‌ی دو طرفه است. که در هنگام سرد کردن، تغییر شکل برگشت پذیر ایجاد می‌کند^(۸). این پدیده از استحاله مارتنزیتی و استحاله‌ی مجدد پس از عملیات‌های حرارتی - مکانیکی خاص که به نام **آموزش** شناخته می‌شوند، حاصل می‌گردد.

فراورش آلیاژهای Cu-Zn-Al مشکلات چندی به دنبال دارد^(۹). این آلیاژها معمولاً از طریق ذوب در خلاء تولید می‌شوند. ناخالصی‌های افزودنی مختلفی برای ریز دانه کردن استفاده می‌شوند تا شکل پذیری را بهبود دهند^(۱۰). گذشته از این، از فرایند متالورژی پودر برای به دست آوردن مواد ریز دانه استفاده می‌شود. این آلیاژها به آسانی در هوا کار گرم می‌شوند و کار سرد پذیری‌شان با افزایش درصد Al کاهش می‌یابد. کاربردهای این آلیاژها در چند مقاله تشریح گردیده‌اند^(۱۱).

1- Ahlers, 1986

2- Bidaux and Ahlers, 1992; Ahers and Pelegrina, 1992; Pelegrina and Ahlers, 1992a, b; Saule et al., 1992

3- Verlinden and Delaey, 1988b

4- Segui et al., 1991

5- Van Humbeek and Delaey, 1989; Hodgson, 1990

6- Tadaki et al., 1987

7- Delaey et al., 1974; Krishnan et al., 1974; Warlimont et al., 1974; Ahlers, 1986; Van Humbeek and Delaey, 1989; Hornbogen, 1991

8- Stalmans et al., 1992a, b, c

9- Hodgson, 1990

10- Lee and Wayman, 1986

11- Hodgson, 1990; Hornbogen, 1991

۶-۳- آلیاژهای Cu-Zn-Al حافظه دار

آلیاژهای Cu-Zn-Al حافظه دار بر فاز بین فلزی Cu_۳Al با ساختار نا منظم A۲ پایه گذاری می شوند که معمولاً این فاز با نام فاز β شناخته می شود و تنها در دمای بالای ۵۶۷°C و ۱۰۴۹°C با ترکیب بین ۷۱ و ۸۲ درصد اتمی مس پایدار است^(۱). در ۵۶۷°C این فاز از طریق واکنش یوتکتیکی با سرعت آهسته ای که بتواند همراه با ساختار نیمه پایدار بعدی A۲ از راه خنک کردن در پایین تر از این دما وجود داشته باشد، تجزیه می گردد. در تقریباً ۵۰۰°C، فاز β واکنش نظم دادن را طی می کند تا فاز نیمه پایدار β_۱ با ساختار D_۳ را تشکیل دهد. هر دو فاز را می توان از طریق سرد کردن سریع برای ساخت انواع مختلف مارتنزیت (بسته به درصد Al و سرعت سرد کردن) تبدیل مارتنزیتی کرد^(۲).

Cu_۳Al را می توان با Ni بدون تغییر مشخصه های فازیش، آلیاژ سازی نمود^(۳). هر دو فاز دو تایی Cu_۳Al و سه تایی (Cu,Ni)_۳Al پدیده ی حافظه داری را که ناشی از تشکیل مارتنزیت کش سان حرارتی است، از خود بروز می دهند^(۴). این فاز سه تایی باعث گسترش آلیاژهای حافظه دار Cu-Al-Ni با تقریباً ۱۱-۱۵ درصد وزنی Al و ۳-۵ درصد اتمی Ni شده است^(۵). اخیراً بلورشناسی تشکیل مارتنزیت به طور مفصل برای آلیاژهای Cu-Al-Ni مورد بحث قرار گرفته است^(۶) و ترمودینامیک و سینتیک آن ها نیز مطالعه شده است^(۷). شیوه ی تغییر شکل مارتنزیت در برگیرنده ی حالات مختلف دوقلوشدن و استحاله های تحت تنش است^(۸). پدیده ی حافظه ی شکل، پدیده ای دو طرفه، یعنی کاملاً برگشت پذیر است^(۹). دمای شروع مارتنزیت، یک حد بالایی در تقریباً ۱۸۰°C دارد و می تواند تا اندازه ی زیادی با افزایش درصد Al و به میزان کم تر با افزایش درصد Ni، کاهش یابد^(۱۰).

آلیاژهای Cu-Al-Ni در مقایسه با آلیاژهای Cu-Zn-Al به دلیل پایداری بیش ترشان در دماهای بالاتر، سودمند هستند. البته رسوب فاز دوم را نمی توان متوقف کرد و نتیجتاً آلیاژهای Cu-Al-Ni ترد

1- Murray, 1985

2- Murray, 1985

3- Guertler et al., 1969 for the ternary Cu-Al-Ni Phase diagram

4- Otsuka and Shimizu, 1970; Nagasawa and Kawachi, 1971; Delaey et al., 1974

5- Van Humbeek and elae, 1989; Hodgson, 1990

6- Shiimizu and Tadaki, 1992

7- Warlimont et al., 1974; Zhou and Hsu, 1991; Ortin et al., 1992

8- Ichinose et al., 1991

9- Sakamoto et al., 1991

10- Van Humbeek and Delaey, 1989; Hodgson, 1990

می‌شوند که از انجام کار سرد روی آن‌ها جلوگیری می‌کند. به عبارت دیگر، این قبیل آلیاژها را تنها می‌توان تحت کار گرم قرار داد^(۱). برای بهبود رفتار مکانیکی از عملیات‌های مکانیکی - حرارتی و افزودنی‌های کم آلیاژ (به خصوص Zr، Ti، Mn) استفاده می‌شوند. یک اثر مهم آن‌ها ریز دانه کردن است که طبق رابطه‌ی هال-پچ هم استحکام شکست و هم کرنش شکست را افزایش می‌دهد^(۲). در واقع مشخص شده است که ذرات رسوبی، اندامی دانه در شرایط ریخته‌گری و تأثیر در رشد بعدی دانه در هنگام تاب‌کاری را کاهش می‌دهند^(۳). افزودنی‌های آلیاژساز بر استحاله و رفتار تجزیه که باید برای برقراری بهترین شرایط جهت القای پدیده‌ی دو طرفه مورد توجه قرار بگیرد، تأثیر می‌گذارند^(۴). اخیراً، اثر نرم‌کنندگی افزایش کم‌برن مشخص و به طور مفصل از جنبه‌ی رفتار تغییر شکل و ریز ساختار مورد مطالعه قرار گرفته است^(۵). سرانجام توجه می‌شود که آلیاژهای پایه‌ی مس مشابه دیگری وجود دارند که پدیده‌ی حافظه‌ی شکل را از خود نشان می‌دهند^(۶). نمونه‌ی کاملاً مطالعه شده‌ی آن آلیاژهای حافظه دار Cu-Al-Mn است که از طریق واکنش دو مرحله‌ای در خنک‌کاری سریع منظم می‌شوند. به عبارت بهتر، ساختار نامنظم و ابتدایی A₂ نخست به ساختار میانی B₂ و سپس به ساختار نهایی L₂ تبدیل می‌گردد^(۷).

۶-۴- فازهای Cu-Au

سیستم Cu-Au نمونه‌ی کتابی کلاسیک برای بحث در مورد واکنش‌های نظم‌دهی در محلول‌های جامد و اثرات نظم اتمی بر خواص محسوب می‌شود^(۸). در دماهای بالاتر از ۴۱۰°C، آلیاژهای Cu-Au، ساختار نامنظم A₁ با حلالیت متقابل کامل در حالت جامد Cu و Au را می‌سازند، در حالی که در دماهای پایین‌تر واکنش‌های نظم‌دهی رخ می‌دهند که فازهای بین فلزی مختلف بسته به ترکیب و دما با گستره‌ی وسیعی از همگنی تولید می‌کنند^(۹). در طرف پر مس، فاز کاملاً شناخته شده‌ی

1- Van Humbeek and Delaey, 1989; Hodgson, 1990

2- Roh et al., 1991

3- Ratchev et al., 1993

4- Eucken et al., 1991; Hornbogen and Kobus, 1992

5- M. A. Morris, 1991b, 1992

6- Delaey et al., 1974

7- Gulemany and Peregrin, 1992; Prado et al., 1993

8- Schulze, 1967; Honeycombe, 1968

9- Okamoto et al., 1987

Cu_pAu با ساختار $L1_2$ وجود دارد که فاز نمونه‌وار برای این ساختار بلور محسوب می‌شود و با نام Cu_pAuII معرفی می‌گردد. فاز Cu_pAuII در دماهای میانه با ترکیب‌های غیر استوکیومتری تشکیل می‌شود و به صورت مکعب مستطیلی و یا لوزی القاعده توصیف می‌گردد. در هر صورت، ساختار Cu_pAuII از ساختار $L1_2$ و از طریق وارد کردن مرزهای ضد فاز با فاصله‌ی مساوی حاصل می‌شود. چنین ساختارهایی معمولاً به عنوان آبر شبکه‌ی با نظم دور برد شناخته می‌شوند. در ترکیب یکسان اتمی، فاز $L1_2$ مربعی $CuAuII$ شکل می‌گیرد و در دماهای میانه مجدداً ساختار لوزی القاعده‌ی آبر شبکه‌ی دور برد مشاهده می‌گردد که با نام $CuAuII$ شناخته می‌شود. فاز پر Au ی Au_pCu همانند Cu_pAu ساختار $L1_2$ دارد. همه‌ی این فازها با تعادل‌های دوفازی از هم جدا می‌شوند.

رفتار کش‌سان^(۱) هم چنین رفتار نفوذ^(۲) و تشکیل جای خالی^(۳) مشخص شده است. رفتار تغییر شکل Cu_pAu به منظور روشن کردن اثرات نظم اتمی به طور مفصل مطالعه گردیده و خصوصاً فهمیده شده است که نظم، تنش تسلیم را کاهش و سرعت کار سختی را در حالی که هنوز شکل پذیری بالاست، افزایش می‌دهد^(۴). برعکس، همان‌طور که برای فازهای مختلف دارای واکنش‌های منظم شدن مشاهده شده، تغییر شکل سرد شدید نظم را از بین می‌برد^(۵). واکنش نظم‌دهی منطقه‌های ضد فازی ایجاد می‌کند که باعث پدیده‌ی استحکام بخشی اضافی در این فاز و فازهای مشابه، همراه با افزایش استحکام با کاهش ابعاد منطقه می‌شود^(۶). ابعاد منطقه را می‌توان با فراورش قبلی تغییر داد و ابعاد منطقه در هنگام پیرسازی، مشابه با رسیده شدن استوالد افزایش می‌یابد^(۷).

پدیده‌ی پورت‌وین - لِه شاتلیه^(۸) با تسلیم دندان‌انه‌ای برای هر دو حالت منظم و نامنظم مشاهده گردیده است^(۹). بازیابی و تبلور مجدد به طور مفصل تحلیل شده است^(۱۰). مطالعه‌های تجربی و نظری،

1- Guillet and Le Roux, 1967

2- Wever et al., 1989; Wever, 1992

3- Schaefer et al., 1992

4- Saehs and Weerts, 1931; Vidoz et al., 1963; Stoloff and Davies, 1966

5- Dahl, 1936

6- Marcinkowski, 1974a

7- Sauthoff, 1973a, b

8 - Portevin - Le Chatelier

9- Mohamed et al., 1974

10- Vidoz et al., 1963; Cahn, 1990, 1991

مرزهای ضد فاز و نابه‌جایی‌ها^(۱)، مرزهای دانه^(۲) و ساختار الکترونی^(۳) را هدف قرار داده‌اند. توجه می‌شود که لایه‌های نامنظم در Cu_3Au بر روی مرزهای ضد فاز و مرزهای دوقلو دقیقاً زیر دمای استحاله‌ی نظم - بی‌نظمی تشکیل می‌شوند^(۴). این مسأله ممکن است در دیگر فازها هم مورد انتظار باشد و همان‌طور که در مورد Ni_3Al عنوان شد، شکل‌پذیری فازهای با شکل‌پذیری کم‌تر را بهبود بخشد (بخش ۴-۱-۲).

آلیاژهای $Au-Cu-Ag$ که بر فازهای بین فلزی $CuAu$ و Cu_3Au بنا نهاده شده‌اند به دلیل مقاومت به خوردگی بسیار زیاد، خواص مکانیکی سودمند از قبیل استحکام و شکل‌پذیری زیاد و رنگ طلایی‌تری‌شان کاربردهایی پیدا کرده‌اند^(۵). این آلیاژها در نتیجه‌ی نظم‌دادن پیچیده و واکنش‌های تجزیه پیرسخت می‌شوند که از این طریق فازهای Cu_3AuI و $CuAuI$ و $CuAuII$ و فاز پر نقره‌ی α_2 (بسته به ترکیب) تشکیل می‌گردند.

۶-۵- ملقمه‌های مسی

ملقمه‌های دندانی متجاوز از صدسال است که مورد استفاده هستند^(۶). علی‌رغم مشکلات خوردگی همراه با خروج جیوه، ملقمه‌ها هنوز هم طبقه‌ی مهمی از مواد پرکردگی دندانی هستند زیرا ملقمه‌ها ترکیب سودمندی از ویژگی‌های مرتبط با تولید و کاربرد را از خود نشان می‌دهند^(۷). این ملقمه‌ها از طریق آلیاژسازی آلیاژهای $Ag-Sn-Cu$ (بر اساس فازهای Ag_3Sn و Cu_3Sn) با جیوه ساخته می‌شوند. واکنش ملقمه‌سازی منجر به تشکیل ساختار آلیاژ چند فاز پیچیده‌ای می‌گردد که بسته به ترکیب حاوی فازهای Ag_3Hg ، Sn_3Hg ، Ag_3Sn و Cu_3Sn می‌باشد.

فراورش همراه با مخلوط کردن و فشردن پودرها نسبتاً آسان و مشابه با آلیاژسازی مکانیکی است. ملقمه‌ها باید استحکام فشاری و مقاومت خزشی خوبی نشان دهند زیرا دمای محیط دهان تنها تقریباً ۱۰ درصد پایین‌تر از دمای ذوب آن‌ها است. ملقمه‌های دندانی بسیار ترد هستند که این امر منجر به

1- Tichelaar and Schapink, 1991; D.G. Morris, 1992; Veyssiere, 1992

2- Yan et al., 1992

3- Bose et al., 1991

4- Tichelaar et al., 1992

5- Yasuda, 1991

6- Waterstrat, 1990

7- Watts, 1992; Waterstrat and Okabe, 1994

از کارافتادگی در تنش‌های کششی و خمشی در مناطق بدون تکیه‌گاه می‌شود. فرایندهای شکست با فرایندهای خوردگی مرتبط هستند. این فرایندهای خوردگی ابتدا فازهای Sn_8Hg و Cu_3Sn_8 را مورد حمله قرار می‌دهند و به ترتیب منجر به خروج جیوه و SnO می‌شوند. کوشش‌ها برای یافتن جایگزین جیوه در این ملقمه‌ها تاکنون بی‌نتیجه بوده است.

فازهای A15

۷-۱- خواص عمده

ساختار بلوری A15، ساختار مکعبی پیچیده‌ای است که از شبکه bcc (A2) با هشت اتم در هر واحد شبکه مشتق شده است^(۱). این ساختار نمونه‌ی رایجی از ساختارهای فشرده‌ی توپولوژیکی (tcp) هستند و از چیدمان چند وجهی اشکال مختلف به منظور جادادن اتم‌ها با اندازه‌های مختلف حاصل می‌شوند^(۲). ساختارهای tcp نسبت به ساختارهای هندسی فشرده‌ی fcc (A1) و hcp (A3)، تراکم بیش‌تری از اتم‌ها با اندازه‌های مختلف را مجاز می‌سازند. ساختار A15 می‌تواند به عنوان پایه‌ای برای خانواده‌ی ساختاری tcp فرض شود زیرا دیگر ساختارهای شناخته شده‌ی tcp (به ویژه ساختارهای فاز لاهه‌ی C14، C15 و C36 (بخش ۸)) را می‌توان از طریق عملیات مختلف بلورشناسی از ساختار A15 به دست آورد^(۳). فازهای بین فلزی با ساختارهای tcp با نام فازهای فرانک-کاسپار^(۴) شناخته می‌شوند. فازهای با ساختار A15 گروه نسبتاً یک‌نواخت و بزرگی از فازهای بین فلزی را تشکیل می‌دهند^(۵) که موضوع مطالعات پایه‌ای مثلاً از جنبه‌های ساختار الکترونی و پایداری فاز^(۶) یا ریز سازوکارهای نفوذ^(۷)، دوقلو شدن^(۸) و تغییر شکل موم‌سان^(۹) بوده‌اند. فازهای A15 جزء فازهای مهم از

1- Pearson, 1958

2- Sinha, 1973; Watson and Bennet, 1984; Gladyshevskii and Bodak, 1994

3- Ye et al., 1985

4 - Frank-Kaspar

5- Nevitt, 1967

6- Turchi and Finel, 1991

7- Bakker and Westerveld, 1988; Bakker et al., 1985, 1992; Wever et al., 1989; Koiwa, 1992; Wever, 1992

8- Khantha et al., 1989

نظر کاربرد عملی گسترده هستند زیرا بسیاری از آن‌ها آبررسانا محسوب می‌شوند^(۱۰). دمای بحرانی برخی از آن‌ها یعنی V_3Si ، V_3Ga ، Nb_3Al ، Nb_3Ga ، Nb_3Ge و Nb_3Sn بین ۱۵ و ۲۳ درجه‌ی کلون است که در مرتبه‌ی دوم پس از آبررساناهای سرامیکی با پایه‌ی اکسیدهای نوع پروسیت قرار دارند^(۱۱). البته دسته‌ی آخر از لحاظ چگالی بحرانی جریان پایین‌تر هستند. به عبارت دیگر، بهترین ترکیب در دماهای بحرانی، چگالی بحرانی جریان و شدت بحرانی میدان مغناطیسی در آبررساناهای $A15$ در مقایسه با دیگر مواد آبررسانا یافت می‌شود.

اخیراً فازهای $A15$ (به ویژه Cr_3Si و Nb_3Al) نیز به منظور استفاده به صورت مواد سازه‌ای در دماهای زیاد مورد توجه واقع شده‌اند^(۱۲). استفاده از فازهای $A15$ به عنوان مواد کاربردی یا سازه‌ای به دلیل تردی فازهای $A15$ که فراورش آن‌ها را دشوار می‌سازد به تعویق می‌افتد. در ادامه، مرور مختصری بر این فازهای $A15$ که تاکنون به کار گرفته شده‌اند یا برای استفاده مورد توجه بوده و تا حدودی به تفصیل مطالعه گردیده‌اند، ارائه خواهد شد.

۷-۲-۷ V_3Si

V_3Si نخستین فاز $A15$ آبررسانایی است که کشف گردیده و دمای بحرانی آن ۱۷ درجه‌ی کلون است^(۱۳). V_3Si با ترکیب استوکیومتری در دمای $1925^\circ C$ به طور متجانس ذوب می‌شود و در دماهای بالا و پایین پایدار است^(۱۴). انحراف از ترکیب استوکیومتری در طرف کم سیلیسیم امکان‌پذیر است که البته دمای بحرانی را به دلیل بی‌نظمی ساختار حاصله، کاهش می‌دهد. دمای بحرانی از طریق هیدروژن حل شده نیز کاهش می‌یابد^(۱۵). هم‌چنین از چگالی بحرانی جریان و شدت بحرانی میدان به وسیله‌ی کرنش فشاری یا کششی کاسته می‌شود^(۱۶). کمی بالاتر از دمای بحرانی، V_3Si به صورت مارتنزیتی به ساختار کاملاً مکعب مستطیلی که هنوز فاز آبررسانا با لایه‌های دوقلویی مرتبط محسوب می‌شود،

9- Chapter by umakoshi in Volume 6 of MST

10- B.W. Roberts, 1967; Geballe and Hulm, 1975; Furuto, 1984; Dew-Hughes, 1986; Muller 1986; Stekly and Gregory, 1994

11- Bednorz and Muller, 1988; Dew-Hughes, 1988; Sharp, 1991

12- Shah et al., 1990; Shah and Anton, 1992a; Kamata et al., 1992a, 1993; Suyama et al., 1993

13- Smathers, 1990

14- Massalski et al., 1990

15- Stepanov and Skirpov, 1982

16- Smathers, 1990

استحاله می‌یابد. این پدیده از نرم کردن شبکه با از بین رفتن ضریب برشی نشأت می‌گیرد^(۱). تغییر شکل موم‌سان قبلی با کرنش‌های بزرگ در دمای زیاد، مارتنزیت مکعب مستطیلی را حتی در دماهای بالاتر از دمای تشکیل مارتنزیت پایدار می‌کند^(۲). استحاله‌ی مارتنزیتی موجب ایجاد پدیده‌ی حافظه‌ی شکل و آبرکش‌سانی می‌شود^(۳).

همانند همه فازهای A15، V_3Si ترد و سخت است که در نتیجه فراورش آن رادشوار می‌سازد^(۴). دلیل این امر ساختار الکترونی V_3Si است که منجر به پیوند اشتراکی قوی بین نزدیک‌ترین اتم‌های وانادیم همسایه می‌شود^(۵). V_3Si ضریب یانگ ۲۱۳ جیگا پاسکال^(۶) و دمای تبدیل تردی به شکل پذیری ظاهری در حدود $1200^{\circ}C$ دارد^(۷). رفتار تغییر شکل موم‌سان در بالاتر از دمای تبدیل به‌طور مفصل مطالعه شده است و سیستم‌های لغزش ناب‌جایی مورد تجزیه و تحلیل قرار گرفته‌اند^(۸). رفتار خزشی با تشکیل دانه‌های فرعی، صعود ناب‌جایی که کنترل‌کننده‌ی سرعت خزش است و انرژی فعال‌سازی نسبتاً زیاد در گستره‌ی ۲ تا ۱۱ الکترون‌ولت بر اتم (بسته به تنش و ترکیب) مشخص می‌شود^(۹). خزش می‌تواند با روی هم‌گذاری جریان‌های الکتریکی شدت یابد. به عبارت دیگر، به اصطلاح پدیده الکترومومسانی و شیب‌های حرارتی که گفته شده است از اثر مطلوب انتقال الکترون و گرمای عیوب نقطه‌ای بر تحرک ناب‌جایی‌ها ناشی می‌شود، وجود دارد^(۱۰).

تبدیل از آبرسانایی به رسانایی معمولی در آبر رساناهای A15 از طریق نفوذ شبه‌شارهای کوچک یعنی چرخش‌های شار مغناطیسی کمی شده که مشخصه‌ای برای نوع II آبر رساناهای با میدان وسیع است، رخ می‌دهد^(۱۱). این شبه‌شارها را می‌توان به وسیله‌ی ناهمگنی‌های ریزساختار (به

- 1- Batterman and Barrett, 1964, 1966; Kondratyev and Pushin, 1985; Mendelson, 1986; Onozuka et al., 1988
- 2- Ullrich et al., 1978
- 3- Zakrevskiy et al., 1986
- 4- Fleischer, 1989; Fleischer and Zabala, 1990c
- 5- Medvedev et al., 1984; Muller, 1986
- 6- Fleischer et al., 1989b
- 7- Mahajan et al., 1978; Nghiep et al., 1980
- 8- Levinstein et al., 1966; Bertram and Paufler, 1983; Kramer, 1983; Wright and Bok, 1988; Smith et al., 1993
- 9- Nghiep et al., 1980
- 10- San Martin et al., 1980, 1983
- 11- Geballe and Hulm, 1986

خصوص مرزهای دانه و ذرات رسوبی) در یک جا نگه داشت که از لحاظ چگالی جریان بحرانی و شدت میدان سودمند است^(۱). نتیجتاً، تغییرات ریز ساختاری از طریق کرنش‌های موم‌سان قبلی با و یا بدون تبلور مجدد، (بسته به شرایط تغییر شکل و ترکیب) بر آبرسانایی تأثیر می‌گذارند^(۲). لایه‌های نازک که از طریق استحاله‌ی مارتنزیتی مذکور ایجاد می‌شوند، از لحاظ نگه داشتن شار نسبت به مرزها کم‌تر موثرند. به عبارت بهتر، تأثیر آن‌ها بر ویژگی‌های آبرسانایی تنها در تک بلورها مطلوب است^(۳).

$V_{3}Si$ به دلیل خواص آبرسانایی مطلوب و پایداری زیادش، جزء فازهای مورد علاقه برای استفاده است^(۴). علی‌رغم تردی، $V_{3}Si$ را می‌توان علاوه بر حدیده کاری گرم و از طریق روی هم‌گذاری فشار هیدرواستاتیک زیاد در دمای اتاق به صورت موم‌سان تغییر شکل داد که تولید رشته‌های چندتاری آبرسانا را برای استفاده در مغناطیس‌های سلنوتیدی عملی می‌سازد^(۵). $V_{3}Si$ ورقه‌ای را می‌توان از طریق واکنش‌های لایه‌ی نازک در حالت جامد بین وانادیوم و SiO_{2} بر روی بسترهای Si تهیه نمود^(۶).

البته $Nb_{3}Sn$ از لحاظ خواص آبرسانایی، رفتار مکانیکی و فراورش، مطلوب‌تر تشخیص داده شده است که نتیجتاً کاربرد $V_{3}Si$ به عنوان ماده‌ی مغناطیسی را در درجه بعد قرار داده است^(۷).

اخیراً $V_{3}Si$ از نظر استفاده‌های سازه‌ای در دمای بالا مورد توجه قرار گرفته است^(۸). ترکیب با فاز نرم (مثلاً با محلول جامد پر وانادیوم) غلبه بر مشکل تردی را ممکن می‌سازد. آلیاژ یوتکتیکی $V_{3}Si-V$ به طور موفقیت‌آمیزی تهیه شده است^(۹). معلوم شده است که چقرمگی شکست مواد مرکب $V_{3}Si-V$ با رشته‌های ناپیوسته‌ی $V_{3}Si$ به طور یک‌نواخت با افزایش محتوای وانادیوم و کاهش درصد ناخالصی بالا می‌رود^(۱۰).

1- Muller, 1986; Smathers, 1990

2- Quyen et al., 1979

3- Brand and Webb, 1969

4- Smathers, 1990

5- Wright, 1977

6- Hayashi et al., 1991

7- Smathers, 1990

8- Shah and Anton, 1992a

9- Goldman, 1993

10- Strum and Henshall, 1993

V₃Ga-۳-۷

V₃Ga با ساختار A15 فقط تا ۱۳۰۰°C پایدار است و در این دما به صورت متجانس به محلول جامد V-Ga نامنظم bcc استحاله می‌یابد^(۱). نشانه‌هایی از تشکیل مارتنزیت در دماهای بسیار پایین و در تشابه نزدیک با V₃Si وجود دارد، اگرچه که هنوز شرایط لازم برای تشکیل مارتنزیت در V₃Ga روشن نیست^(۲). V₃Ga از گستره‌ی وسیعی از همگنی حول ترکیب استوکیومتری برخوردار است. به عبارت دیگر از حیث انحراف از استوکیومتری بسیار پایدار است. به دلیل این پایداری که مزیتی برای ساخت محسوب می‌شود و دمای بحرانی بالاتر (تقریباً ۱۶۰K)، V₃Ga برای استفاده مورد توجه قرار گرفته است^(۳).

ویژگی‌های اَبَر رسانایی و رفتار تغییر شکل V₃Ga مشابه با V₃Si است. استحاله‌ی اَبَر رسانا شوندگی می‌تواند به وسیله‌ی تغییر شکل موم‌سان قبلی تحت تأثیر قرار گیرد^(۴). V₃Ga بالاتر از ۱۰۰۰°C در فشار شکل‌پذیر است و رفتار خزشی آن مفصلاً مطالعه شده است^(۵). همانند V₃Si، می‌توان V₃Ga را از طریق حدیده کاری و در دمای اتاق با روی هم‌گذاری فشار هیدرواستاتیک زیاد تحت تغییر شکل موم‌سان قرارداد که امکان تولید رشته‌های اَبَر رسانایی چندتایی را برای استفاده در مغناطیس‌های سلونوئیدی فراهم می‌کند^(۶). مغناطیس‌های ترکیبی (دورگه) با میدان بزرگ با سیم پیچ‌های نواری V₃Ga به صورت موفقیت‌آمیز تولید شده‌اند^(۷). البته Nb₃Sn از جنبه‌ی خواص اَبَر رسانایی، رفتار مکانیکی و فراورش مورد علاقه‌تر است که همین مسأله، تجاری شدن V₃Ga را تا به حال به تعویق انداخته است^(۸).

Nb₃Sn-۴-۷

Nb₃Sn با ساختار A15 در دمای ۲۱۳۰°C از محلول مایع و جامد Nb به صورت پریتهکتیکی

- 1- Massalski et al., 1990
- 2- Nembach et al., 1970; Snead, Jr. and Bussiere, 1985
- 3- Smathers, 1990
- 4- Wright and Ho, 1986
- 5- Soscia and Wright, 1986; Shah and Anton, 1992a
- 6- Wright, 1977
- 7- Noto et al., 1986
- 8- Smathers, 1990

تشکیل می‌شود و تنها در بالاتر از 775°C پایدار است و در ورای آن دما به شکل یوتکتیکی تجزیه می‌شود^(۱). واکنش تجزیه را می‌توان از طریق سرد کردن نه چندان آهسته متوقف کرد. به عبارت دیگر، Nb_pSn با ساختار A15 در دماهای کم‌تر در شرایط نیمه پایدار نگه داشته می‌شود. Nb_pSn در 430K به مارتنزیت مکعب مستطیلی دوقلوبی استحاله می‌یابد^(۲) و تبدیل به آبررسانا در تقریباً 180K رخ می‌دهد^(۳). این دمای بحرانی با انحراف از ترکیب استوکیومتری (که نظم اتمی را تحت تأثیر قرار می‌دهد) و با کرنش‌های کش‌سان کاهش می‌یابد. افزایش‌های کوچک در دمای بحرانی با استفاده از افزودنی‌های آلیاژی سه تایی امکان‌پذیر است. دمای استحاله به تغییر شکل موم‌سان قبلی چندان وابسته نیست^(۴).

همانند سایر فازهای با ساختار A15، می‌توان Nb_pSn را به سهولت در دماهای بالا (مثلاً از طریق حدیده کاری گرم) تغییر شکل داد، در حالی که در دماهای کم صرفاً با روی هم‌گذاری فشار هیدرواستاتیک زیاد تغییر شکل امکان‌پذیر است^(۵). تغییر شکل در دمای بالا و رفتار خزشی به طور مفصل مطالعه شده است و اثر مفید کاهش اندازه‌ی دانه بر روی دمای تبدیل تردی به شکل‌پذیری مشخص گردیده است^(۶).

آبررساناهای Nb_pSn با هندسه‌ی چند رشته‌ای که برای کاربردهای الکترومغناطیسی لازم است، از طریق به اصطلاح فرایند بُرنز ساخته می‌شوند که منجر به استفاده‌ی تجاری گسترده از Nb_pSn گردیده است^(۷). در فرایند برنز، میله‌های Nb در میله یا لوله‌ی جداره نازک برنزی وارد می‌شوند و پس از آن برای به دست آوردن رشته‌ی چندتاری فراورش می‌شوند. در پایان تولید رشته لایه‌های Nb_pSn در اطراف هسته‌های Nb از طریق واکنش‌های عملیات حرارتی تشکیل می‌شوند. آبررسانای مرکب چندتاری نهایی، شامل رشته‌های Nb_pSn با هسته‌های Nb که در زمینه‌ی برنزی محصور می‌شوند، می‌باشد. سپس با پوشش از Nb که به عنوان مانع نفوذ به کار می‌رود و لوله‌ی مسی بیرونی که به عنوان پایدارکننده عمل کرده (و در صورت تبدیل به رسانش عادی، جریان را منتقل می‌کند) احاطه می‌شود.

1- Massalski et al., 1990

2- Maiffert et al., 1969; Mendelson, 1986

3- Muller, 1986; Smathers, 1990

4- Wright and Ho, 1986

5- Wright, 1977; Eisenstatt and Wright, 1980; Clark and Wright, 1983

6- Clark et al., 1983; Shah and Anton, 1992a

7- Smathers, 1990

مسیرهای تولید ویژه متنوعی، از جمله روش‌های متالورژی پودر برای تولید آبررسانای بهینه شده توسعه یافته‌اند و سیم پیچ‌های آبررسانای ترکیبی به صورت تجاری در دسترس هستند^(۱). ویژگی‌های آبررسانا شونده‌گی ماده‌ی مرکب آبررسانا، هم‌چنین خواص مکانیکی به ریز ساختار خاص هر ماده بستگی دارند که تابعی از مراحل مختلف فراورش قبلی است. اغلب کارهای جدید متوجه جزئیات فرایندهای مختلف مثلاً تأثیر افزودنی‌های آلیاژ ساز^(۲)، نفوذ Sn در حین تشکیل Nb_mSn ^(۳)، وابستگی اندازه‌ی دانه به نیروی گیرانداز شار و استحکام کششی و شکست در دمای اتاق^(۴)، یا تأثیرات سخت فازهای سازنده بر کارپذیری ماده‌ی مرکب^(۵) بوده است. پیشرفت‌های تازه کنونی بر اثرات سودمند افزودن Ta، Hf و Ti و / یا Ge روی خواص آبررسانایی تکیه دارند^(۶).

Nb_mAl - ۵-۷

Nb_mAl با ساختار A15 به صورت پریکتیکی در $2060^\circ C$ تشکیل می‌شود و ذر پایین‌تر از این دما در سراسر گستره‌ی دمایی، صرفاً با ترکیب‌های غیر استوکیومتری کم آلومینیم پایدار است^(۷). ترکیب استوکیومتری آن مترادف با بیش‌ترین حلالیت Al در Nb_mAl است و تنها در $1940^\circ C$ در تعادل یوتکتیکی با مایع Nb-Al و فاز سیگما $Nb_mAl (\sigma)$ به این ترکیب می‌رسد. پایداری فاز تابعی از ساختار پیوند الکترونی است که به صورت تابعی از دما مورد مطالعه قرار گرفته است^(۸). انتالپی تشکیل Nb_mAl به طور چشم‌گیری کوچک‌تر از فاز پُرآلومینیم Al_mNb (بخش ۳-۳) است^(۹). تبدیل به آبررسانا در $190K$ رخ می‌دهد و در آن جا هیچ استحاله‌ی مارتزیتی وجود ندارد^(۱۰). دمای تبدیل Nb_mAl با انحراف از استوکیومتری و نظم کامل (همانند سایر فازهای A15) تحت تأثیر قرار می‌گیرد، اما با حساسیت کم‌تر. توجه می‌شود که فاز A15 با بالاترین دمای استحاله، Nb_mGe است که می‌تواند با Nb_mAl برای تشکیل فاز

1- Hillman et al., 1980; McDonald, 1984; Gregory, 1984; Noto et al., 1986; Hecker et al., 1988; Smathers, 1990

2- Zwicker et al., 1979

3- Glowacki and Evetts, 1988; Cheng and Verhoeven, 1988

4- Ochiai et al., 1986a, b, 1988; Watari et al., 1986

5- Dew-Hughes et al., 1987

6- Koho et al., 1992; Kamata et al., 1992b; Tachikawa et al., 1992; Murase et al., 1992; Noto et al., 1992

7- Jorda et al., 1980; Massalski et al., 1990

8- Kuzmichev et al., 1983

9- Meschel and Kleppa, 1993

10- Smathers, 1990

سه تایی $(\text{Nb}_m(\text{Al}_{1-p}\text{Ge}_p))$ با ساختار A15 و بیش‌ترین استحکام میدان بحرانی آلیاژ شود^(۱).
 Nb_mAl به دلیل خواص ابررسانایی سودمندش مدت‌هاست برای کاربردهای الکترومغناطیسی مورد توجه قرار گرفته است^(۲). البته فراورش Nb_mAl به علت تردی آن دشوار است. روش‌های متالورژی پودر به طور موفقیت‌آمیزی برای تهیه Nb_mAl از طریق تولید و ترکیب واکنشی (مثلاً ماده مرکب ابررسانای $(\text{Nb}_m\text{Al}-\text{Ag})$ به کار رفته است^(۳). نوارهای Nb_mAl به وسیله‌ی انجماد سریع تولید شده‌اند^(۴). یک فرایند نوظهور همراه با چند لایه‌های نازک $\text{Nb}-\text{Al}$ به عنوان ماده‌ی اولیه، شرایط تولید رشته‌های ابررسانای Nb_mAl با کارپذیری خوب را فراهم ساخته است^(۵). به علاوه فرایندهای متفاوت دیگری برای تولید رشته‌های Nb_mAl به طور موفقیت‌آمیز استفاده شده‌اند^(۶).

جدیداً Nb_mAl نیز، علی‌رغم تردی در دمای پایین، به دلیل پایداری و استحکام زیاد در دماهای زیاد برای کاربردهای سازه‌ای دمای بالا مورد توجه قرار می‌گیرد و پیشرفت‌های مختلفی در این زمینه آغاز شده است^(۷). ویژگی‌های مکانیکی در دمای کم و زیاد تعیین شده‌اند و تبدیل رفتار از تردی به شکل پذیری در تقریباً 1000°C مشاهده گردیده است^(۸). طبق محاسبات نظری ابتدایی در دماهای پایین‌تر، Nb_mAl ذاتاً ترد است^(۹). آرایش‌های ناهم‌جایی‌ها و سیستم‌های لغزش تحلیل شده‌اند^(۱۰). تنش تسلیم می‌تواند با تغییر درصد Al و آلیاژ کردن با عنصر سوم تغییر کند^(۱۱). حلالیت پذیری عناصر سوم در Nb_mAl بسته به نوع فلز، به میزان فوق‌العاده زیادی تغییر می‌کند که نشانگر امکان‌های زیاد آلیاژسازی است^(۱۲). رفتار نفوذ مطالعه گردیده است^(۱۳) و مقاومت به اکسایش به دلیل تشکیل پوسته‌ی غیر

- 1- Muller, 1986
- 2- Smathers, 1990
- 3- Bowden, 1989; Tsuchida et al., 1989; Schulze et al., 1990
- 4- Togano et al., 1992
- 5- Saito et al., 1990, 1993; Ikeda et al., 1992
- 6- Noto et al., 1992
- 7- Dimiduk et al., 1991; Anton and Shah, 1991a; Yamaguchi, 1992; Bunk, 1992; Kamata et al., 1993; Suyama et al., 1993
- 8- Barth et al., 1992; Shah and Anton, 1992a
- 9- Kim et al., 1993
- 10- Aindow et al., 1991; Murayama et al., 1993a-c
- 11- Fujiwara et al., 1991; Kamata et al., 1992a
- 12- Shah and Anton, 1992a
- 13- Slama and Vignes, 1972

محافظ، اندک می باشد^(۱).

کاهش درصد Al در زیر حد حلالیت منجر به آلیاژهای دوفازی Nb_۳Al-Nb می شود که امکان کاهش تردی Nb_۳Al را به ارمغان می آورد^(۲). دمای تبدیل تردی به شکل پذیری با افزایش کسر حجمی فاز پُر نیویوم کاهش می یابد و برای آلیاژ Nb-۱۶Al تبدیل از تردی به شکل پذیری در دمای اتاق به دست آمده است^(۳). فاز Nb، از طریق پل زدن ترک، کش آمدن موم سان و پیوند فصل مشترک، آلیاژ را چقرمه می کند^(۴). البته جزئیات ریز ساختاری کنترل کننده ی چقرمگی شکست هنوز روشن نشده اند^(۵). توجه می شود که فاز پُر نیویوم که معمولاً با ساختار bcc از نوع A۲ متبلور می شود، ممکن است به دلیل حضور ناخالصی های بین نشین با ساختار B۲ منظم شود^(۶). استحاله و واکنش های رسوب به طور مفصل مطالعه گردیده اند^(۷).

روش های متالورژی پودر و فنون نفوذ دادن مذاب همراه با ترکیب واکنشی به دلیل واکنش های ناکامل، منجر به آلیاژهای دوفازی با حتی درصد Al بیش تر می شوند^(۸). آلیاژهای Nb-Al با حتی درصد های Al بالاتر در گستره ی ۲۵-۳۳ درصد اتمی حاوی فاز σ هستند که در نتیجه به عنوان ماده ی مورد علاقه جهت کاربردهای دمای بالا نیز مورد توجه واقع می شوند^(۹). علاوه بر آلیاژهای Nb_۳Al-Nb که در بالا اشاره شد (و ممکن است در مواد مرکب در محل به عنوان فاز تقویت کننده ی ناپیوسته مورد توجه قرار گیرند) Nb_۳Al برای استفاده در مواد مرکب با زمینه ی بین فلزی تقویت شده با رشته های سرامیکی، مورد توجه قرار گرفته است^(۱۰). مواد مرکب لایه ای از طریق اتم پاشی با سرعت بالا، در محل تهیه شده اند^(۱۱). آلیاژ کردن Nb_۳Al با Ti منجر به تشکیل فاز سه تایی با ساختار B۲ می گردد^(۱۲) که با آلیاژهای α پ با پایه ی Ti_۳Al در بخش ۳-۱-۲ مرتبط می شود.

1- Shah and Anton, 1992a; Tomizuka, 1992; Fujiwara et al., 1993

2- Anton and Shah, 1990; Marieb et al., 1991; Kumagai et al., 1991; Davidson and Anton, 1993

3- Suyama and Hashimoto, 1992

4- Murugesu et al., 1992

5- Davidson and Anton, 1993

6- Marieb et al., 1991

7- Yang and Vasudevan, 1993

8- Kumagai et al., 1991; Murayama et al., 1991

9- Bhattacharya et al., 1992

10- Anton, 1988; Shah et al., 1990

11- Rowe and Skelly, 1992

12- Shyue et al., 1993

Nb_pSi-۶-۷

Nb_pSi ترکیب خطی دمای بالایی است که با ساختار بلوری مکعب مستطیلی از طریق واکنش پریکتیک در ۱۹۸۰°C شکل می‌گیرد و فقط در بالاتر از ۱۷۷۰°C پایدار است^(۱). انجماد سریع مایع، Nb_pSi بی‌شکل تولید می‌کند^(۲). ساختار A۱۵ ناپایدار بوده و صرفاً با فنون خاص انجماد سریع و تبلور Nb_pSi بی‌شکل به دست می‌آید. Nb_pSi با ساختار A۱۵ از مواد مورد علاقه محسوب می‌شود زیرا دمای استحاله‌ی بالایی برای این آبررسانا انتظار می‌رود، در حقیقت دمای استحاله‌ی ۱۹۰K برای فاز A۱۵ نزدیک به استوکیومتری Nb_pSi گزارش گردیده است. این فاز از تبلور Nb_pSi بی‌شکل به دست آمده است^(۳). ساختارهای بلوری دیگری نیز برای Nb_pSi که با ناخالصی‌ها بهسازی شده است، به دست می‌آید. به عنوان نمونه می‌توان از ساختار L۱_۲ بهسازی شده با اکسیژن و ساختار منشوری با کربن نام برد^(۴). گرایش کنونی متوجه آلیاژهای مواد مرکب در محل Nb-Si است که حاوی فاز Nb_pSi هستند و برای کاربردهای در دمای بالا مورد توجه واقع می‌شوند^(۵).

Cr_pSi-۷-۷

Cr_pSi به طور متجانس با ساختار A۱۵ از مذاب متبلور می‌شود و تا دمای بسیار کم با گستره‌ی همگنی که ترکیب استوکیومتری را نیز در بر می‌گیرد، پایدار است^(۶). Cr_pSi خاصیت آبررسانایی از خود نشان نمی‌دهد^(۷). البته Cr_pSi مدت‌ها به دلیل استحکام خزشی و مقاومت به اکسایش زیاد به عنوان ماده‌ی نوید بخش استفاده در دماهای بالا مورد توجه بوده است^(۸). ضریب‌های کشسانی و هم‌چنین وابستگی منحنی به دما مشخص شده‌اند^(۹). شکل‌پذیری فشاری تنها در بالاتر از ۱۲۰۰°C دیده شده است و به دلیل تعداد نا کافی سیستم‌های لغزش، انتظار می‌رود که کشش آن محدود باشد^(۱۰). داده‌های

1- Massalski et al., 1990

2- Bertero et al., 1991a

3- Wang et al., 1988

4- Kassem and Koch, 1991

5- Bertero et al., 1991a, b; Cockeram et al., 1991, 1992a, b; Bewlay et al., 1992; Goldman, 1993

6- Massalski et al., 1990

7- Smathers, 1990

8- Arbiter, 1953a, b; Silverman, 1956; Anton and Shah, 1991b; Dimiduk et al., 1991

9- Fleischer et al., 1989b, 1991; Fleischer and Zabala 1990c

10- Chang and Pope, 1991

مربوط به خزش در دسترس هستند^(۱). Cr_3Si در دماهای کم، تُرد همراه با چقرمگی شکست پایین است^(۲). مقاومت به اکسایش کافی تنها در زیر $1200^\circ C$ یعنی دمای تبدیل تردی به شکل پذیری مشاهده گردیده است^(۳). چقرمگی شکست بهتر ممکن است با آلیاژهای دوفازی Cr_3Si-Cr ، یعنی ترکیب فاز ترد Cr_3Si با محلول جامد پرکرم به دست آید^(۴). هم‌چنین، رفتار مکانیکی بهتری برای مواد مرکب با زمینه‌ی بین فلزی پایه‌ی Cr_3Si مانند $Cr_3Si-TiC$ ، $Cr_3Si-TiB_2$ یا $Cr_3Si-Y_2O_3$ که در آن‌ها سازگاری مناسب شیمیایی و پیوندی زمینه و فاز تقویت‌کننده مشخص شده است^(۵)، انتظار می‌رود.

1- Shah and Anton, 1991

2- Fleischer, 1990; Fleischer et al., 1991

3- McKee and fleischer, 1991

4- Mazdīyasni and Miracle, 1990; Newkirk and Sago, 1990; Bewlay et al., 1992

5- Yang et al., 1990

فازهای لاهه

۸-۱- خواص عمده

فازهای لاهه (گاهی به نام فازهای فرایاف - لاهه^(۱)) شناخته می‌شوند) با ترکیب AB_2 در حالت دوتایی، گروه وسیعی از بین فلزات را تشکیل می‌دهند که با ساختار منشوری $C14$ ، ساختار مکعبی $C15$ یا ساختار دوازده وجهی $C36$ متبلور می‌شوند^(۲). این ساختارها، از خانواده‌ی فشرده‌ی توپولوژیکی (tcp) هستند^(۳). به عبارت بهتر، فازهای لاهه متعلق به خانواده‌ی فازهای فرانک-کاسپار هستند که بیشتر در بخش هفتم تحت عنوان فازهای $A15$ عنوان شده‌اند.

پایداری سه ساختار بلوری $C15$ ، $C14$ و $C36$ هم از طریق نسبت اندازه‌ی اتم‌های A و B و هم غلظت الکترون ظرفیت فاز لاهه کنترل می‌شود^(۴). انحراف از ترکیب استوکیومتری ابتدائاً از طریق نشستن اتم‌های اضافی بر محل‌های جانشینی دیگر اصلاح می‌گردد. به عبارت دیگر اتم‌های A و B جایگزین هم می‌شوند^(۵). این قبیل تغییرات، ترکیب چگالی الکترون ظرفیت را تحت تأثیر قرار می‌دهند و همان‌گونه که در مورد $TiCo_2$ مشاهده شده است (ساختار $C15$ را برای ترکیب استوکیومتری و ساختار $C36$ را برای ترکیب دور از استوکیومتری پرکبالت از خود نشان می‌دهد) ممکن است تغییری در ساختار بلوری وارد کند^(۶).

1 - Friauf - Laves

2- Laves, 1967; Wernick, 1967; Livingston, 1992

3- Wernick, 1967; Schulze et al., 1973; Watson and Bennet, 1984

4- Wernick, 1967; Leitner, 1971a, b; Leitner and Schulze, 1971; Ohta and Pettifor, 1990

5- Brückner, 1969; Schulze, 1972

6- Aoki et al., 1966; Schulze, 1972

قابل توجه است که تعادل‌های فازی مربوطه هنوز مورد بحث هستند^(۱). وضعیت مشابهی برای $TaCo_7$ با ساختار اضافی $C14$ برای ترکیب دور از استوکیومتری کم کبالت و $NbCo_7$ گزارش شده است^(۲). در سایر فازهای لاوه، ساختارهای بلوری متفاوت در دماهای مختلف دیده شده‌اند (به عنوان نمونه: $NbCo_7$ و کروماید های MCr_7 با $Zr, Nb=M$ یا Ti یا Ta که فقط تفاوت انرژی کوچکی بین این سه ساختار مشاهده می‌شود^(۳)). در حقیقت ساختارهای بلوری $C14$ و $C15$ و $C36$ صرفاً در چیدمان خاص واحدهای مشابه ساختاری دو لایه‌ای با هم تفاوت دارند که نتیجتاً تبدیل ساختار بین این سه ساختار و دو قلوبی را از طریق برش متقارن، مجاز می‌کند^(۴). متناظراً، خطاهای ترتیب چیدمان ممکن است به آسانی در فازهای فشرده بروز کنند که به تفصیل مورد مطالعه قرار گرفته‌اند^(۵). همان طور که در $ZrFe_7$ با استحاله‌ی $C36/C15$ دیده شده است، ممکن است استحاله‌های ساختاری از طریق تنش مکانیکی اعمال شود^(۶).

خواص عمده از قبیل ضریب‌های کش‌سانی^(۷) (شکل ۶ را ملاحظه کنید)، ویژگی‌های انبساط حرارتی^(۸) و خواص نفوذ^(۹) فقط برای تعداد کمی از فازهای لاوه‌ی منتخب تعیین گردیده‌اند. ناهمسان‌گردی کش‌سانی تنها مقدار کمی است که نشانگر نبودن پیوند جهت‌دار قوی می‌باشد^(۱۰). HfV_7 پدیده‌ی وابستگی مثبت ضریب کش‌سانی به دما را از خود نشان می‌دهد که با استحاله‌ی مارتنزیتی در دماهای پایین مرتبط می‌شود^(۱۱). رفتار تغییر شکل موم‌سان در دماهای پایین و بالا یعنی سیستم‌های لغزش نابه‌جایی و قابلیت حرکت آن‌ها، برای فازهای لاوه‌ی کلاسیک $MgZn$ با ساختار $C14$ و $MgCu_7$

1- Massalski et al., 1990

2- Massalski et al., 1990

3- Massalski et al., 1990

4- Allen et al., 1972; Allen and Liao, 1982; Allen, 1985; Hazzledine et al., 1993; Hazzledine and Pirouz, 1993; Liu et al., 1993; Pope and Chu, 1993

5- Khantha et al., 1990

6- Liu et al., 1993

7- Shannette and Smith, 1969; Schulze and Paufler, 1972; Schiltz and Smith, 1974; Balankin, 1984; Halstead and Rawlings, 1985; Fleischer et al., 1988; Fleischer and Zabala, 1990b, c; Fleischer, 1992b

8- Giegengack et al., 1966

9- Van der Straten et al., 1976; Wein et al., 1978; Wever, 1992; Sprengel et al., 1994

10- Schulze and Paufler, 1972

11- Livingston and Hall, 1990

با ساختار C15 به طور مقدماتی مطالعه گردیده است^(۱). مطالعات جدید بر HfV_2 با ساختار C15^(۲)، $TiCr_2$ با ساختار C15^(۳)، $MgNi_2$ با ساختار C36^(۴) و سه تایی های $Mg(Cu,Zn)_2$ با ساختار C36^(۵) و $Nb(Ni,Al)_2$ با ساختار C14^(۶) معطوف شده‌اند. فازهای لاهه، ترد و محکم و با دمای تبدیل تردی به شکل پذیری ظاهری در حدود دو سوم نقطه‌ی ذوب هستند^(۷). این تردی در تک بلورها نیز دیده می‌شود. به عبارت بهتر، تردی از حضور مرزخانه‌های ضعیف و تعداد ناکافی سیستم لغزش ناشی نمی‌شود. این تردی، ذاتی است و از پیچیدگی فرایند سرخوردن نابه‌جایی همراه با تنش‌های پیرلز زیاد و متناظراً از چگالی و تحرک کم نابه‌جایی‌ها نشأت می‌گیرد.

استحکام زیاد فازهای لاهه را می‌توان با استحکام بخشی محلولی در نتیجه‌ی آلیاژ کردن با یک عنصر سوم باز هم افزایش داد^(۸). همان‌گونه که از گسترش حوزه‌ی AB_2 در مقاطع هم‌دمای نمودارهای فازی مربوطه دیده می‌شود، عناصر آلیاژی را می‌توان هم به جای اتم A و هم اتم B در فاز دو تایی AB_2 جایگزین نمود^(۹). آلیاژ کردن با Al و Si به خاطر اثر سودمندشان بر مقاومت به اکسایش مورد توجه ویژه قرار دارد^(۱۰). آلیاژ کردن با هر دو عنصر که جایگزین عنصر B در AB_2 می‌شوند، می‌تواند چگالی الکترون ظرفیت را آن قدر تغییر دهد که باعث تغییر در ساختار بلور گردد. به عبارت بهتر هر کدام از سه ساختار مشابه C15، C14 و C36 را می‌توان با کنترل مناسب درصد‌های Si و Al پایدار کرد^(۱۱). وضعیت مشابهی برای $Nb(Cr,Fe)_2$ مشخص گردیده است که در آن ساختار C14، C15 یا C36 (بسته به دما و درصد Fe) شکل می‌گیرند^(۱۲).

هم در مورد اثر ترکیب و هم اثر پایداری ساختار، فاز سه تایی $Nb(Co_{1-x}Al_x)_2$ به عنوان نمونه

- 1- Moran, 1965; Paufler and Schulze, 1967; Krämer and Schulze, 1968; Paufler, 1972; Hall and Livingston, 1989; Livingston et al., 1989; Ohba and Sakuma, 1989
- 2- Hall and Livingston, 1989; Livingston and Hall, 1990; Pope and Chu, 1993
- 3- K. C. Chen et al., 1993
- 4- Livingston and Hall, 1991
- 5- Livingston and Hall, 1991
- 6- Sauthoff, 1990b, 1991a; Machon, 1992
- 7- Wetzling and Witting, 1972; Schulze and Paufler, 1972; Livingston, 1992
- 8- Sauthoff, 1989; Livingston, 1992; Fleisher, 1992b, 1993d
- 9- Anton and Shah, 1991b
- 10- Meier and Pettit, 1992
- 11- Bardos et al., 1963; Wernick, 1967; Wallace and Craig, 1967
- 12- Grujicic et al., 1993

مطرح می‌شود. این فاز در دماهای بالا ساختار C14 و در دماهای پایین ساختار C15 از خود نشان می‌دهد. دمای استحاله با افزایش درصد Al از تقریباً 1300°C به ازای $x=0$ ، تا دمای اتاق برای تقریباً $x=0/12$ کاهش می‌یابد^(۱). رفتار مشابهی برای $\text{Nb}(\text{Co}_{1-x}\text{Si}_x)_2$ مشاهده گردیده است. البته $\text{Ta}(\text{Fe}_{1-x}\text{Al}_x)_2$ ، $\text{Nb}(\text{Fe}_{1-x}\text{Al}_x)_2$ ، $\text{Nb}(\text{Fe}_{1-x}\text{Si}_x)_2$ ، $\text{Ti}(\text{Fe}_{1-x}\text{Al}_x)_2$ و $\text{Ti}(\text{Fe}_{1-x}\text{Si}_x)_2$ فقط ساختار C14 را از خود نشان می‌دهند^(۲). باید تأکید کرد که برخی دیگر از فازهای سه تایی لاهوی مشابه از قبیل $\text{Ta}(\text{Ni}_{1-x}\text{Si}_x)_2$ ، $\text{Nb}(\text{Ni}_{1-x}\text{Al}_x)_2$ و $\text{Mo}(\text{Co}_{1-x}\text{Si}_x)_2$ (همگی با ساختارهای C14) به صورت فازهای دوتایی وجود ندارند. به عبارت دیگر حالت‌های $x=0$ را شامل نمی‌شوند. این فازهای سه تایی لاهو به ترتیب به نام‌های TaNiAl ، NbNiAl و MoCoSi شناخته می‌شوند^(۳). سرانجام، باید توجه کرد که TiCr_2 دوتایی که پیشتر اشاره گردید، Fe را در خود حل می‌کند تا فاز سه تایی $\text{Ti}(\text{Fe}_{1-x}\text{Cr}_x)_2$ با ساختار C14 را به ازای $0/9 \leq x \leq 0$ تشکیل دهد، اگر چه که ساختار این فاز سه تایی، به ازای $0/95 \leq x \leq 1$ (بسته به دما و ترکیب) یکی از ساختارهای C14، C15 یا C36 می‌باشد^(۴).

۸-۲- کاربردها

فازهای لاهوی مختلف هم برای استفاده‌های سازه‌ای و هم عملکردی به صورت امیدوار کننده‌ای مورد توجه قرار گرفته‌اند^(۵). نمونه‌هایی از آن‌ها در بخش‌های بعدی ارائه می‌شوند.

۸-۲-۱- مواد آبرسانا

تبدیل به آبرسانا در دمای پایین در تعداد زیادی از فازهای لاهو با ساختار C14 یا ساختار C15 مشاهده شده است^(۶). $(\text{Hf}, \text{Zr})\text{V}_2$ با ساختار C15 به دلیل خواص آبرسانایی سودمندش مورد توجه خاص است، زیرا ترکیب مناسبی از دمای بحرانی زیاد، چگالی جریان بحرانی بالا و استحکام میدان مغناطیسی را به همراه دارد^(۷). به علت فقدان قابلیت تغییر شکل، فرورزش آن دشوار است. آلیاژ کردن بیش تر (به ویژه با Nb) رفتار مکانیکی را بهبود می‌بخشد به طوری که می‌توان آبرساناهای چندرشته‌ای

1- Von Keitz and Sauthoff, 1992

2- Raghavan, 1987

3- Bardos et al., 1961; Benjamin et al., 1966; Skolozdra et al., 1966b; Billars and Calvert, 1991

4- Raghavan, 1987

5- Livingston, 1992

6- B. W. Roberts, 1967

7- Noto et al., 1986; Olzi et al., 1988

تولید کرد. این آبررساناها برای استفاده در مغناطیس راکتور هم جوشی هسته مورد توجه واقع می‌شوند زیرا ویژگی‌های آبررسانایی به کرنش مکانیکی و تشعشع نوترون نسبتاً غیر حساس هستند^(۱). تغییر شکل در دمای اتاق برای آلیاژهای با پایه‌ی HfV_7 مقدماتاً با دوقلو شدن رخ می‌دهد^(۲). نمودار فازی $Hf-V-Nb$ اخیراً مطالعه گردیده است^(۳).

۸-۲-۲- مواد مغناطیسی

فازهای لاوه‌ی مختلف با فلزات واسطه مانند TFe_7 که $T=Ti, Zr, Hf, Nb$ یا Mo و هم چنین $NbCo_7$ و فازهای لاوه‌ی فلزات خاکی نادر که کاملاً به هم شبیه‌اند، به دلیل ساختارهای الکترونی خاص‌شان ویژگی‌های مغناطیسی جالب توجهی از خود نشان می‌دهند^(۴). فازهای خاکی نادر $TbFe_7$ و $SmFe_7$ (هر دو با ساختار $C15$) قابلیت کش‌سانی مغناطیسی زیادی در دمای اتاق بروز می‌دهند^(۵). به علاوه، واکنش کش‌سانی مغناطیسی نیز وجود دارد و به عبارت بهتر تغییرات نامتعارف در ضریب‌های کش‌سانی تحت یک میدان مغناطیسی مشاهده می‌شود. فاز سه تایی $(Tb_{1-x}Dy_x)Fe_7$ با ساختار $C15$ ، نیروی بالقوه‌ی زیادی برای استفاده به صورت مبدل‌های پر قدرت دارد زیرا خاصیت کش‌سانی مغناطیسی بالا همراه با ناهمسان‌گردی مغناطیسی محو شونده (با $x \approx 0.7$) را داراست^(۶). این ماده همانند سایر فازهای لاوه ترد است و دمای تبدیل تردی به شکل پذیری آن در حدود $875^\circ C$ است^(۷). به تازگی $TbAl_7$ و $CeAl_7$ (هر دو با ساختار $C15$) از جنبه‌ی اثر عیوب ریز ساختاری بر رفتار مغناطیسی‌شان مطالعه گردیده‌اند^(۸).

فازهای لاوه‌ی مختلف حاوی عناصر خاکی نادر (R) (خصوصاً RFe_7) می‌توانند مقدار زیادی هیدروژن جذب کنند (بخش بعد را ملاحظه کنید) که ممکن است بر ساختار آن‌ها اثر بگذارد. به عبارت دیگر می‌توانند در هنگام هیدروژنه شدن متحمل استحاله‌های ساختاری از جمله بی‌شکلی شوند که

1- Noto et al., 1986

2- Hall and Livingstone, 1989; Livingstone and Hall, 1990; Pope and Chu, 1993

3- Chu and Pope, 1992, 1993

4- Brückner, 1969; Buschow, 1980; Armitage et al., 1986; Yamada and Shimizu, 1986; Sirnova and Meshkov, 1986; Asano and Ishida, 1988

5- Clark, 1980

6- Clark, 1980

7- Saka et al., 1991

8- Bi and Abell, 1993

ممکن است با واکنش‌های تجزیه همراه باشد^(۱). این قبیل واکنش‌های هیدروژنه شدن و هیدروژن زدایی در تولید پودرهای ریزدانه جهت تولید آلیاژهای به اصطلاح با قابلیت کش سانی مغناطیسی بسیار زیاد مانند RFe_7 به روش متالورژی پودر استفاده شده‌اند^(۲).

۸-۲-۳- مواد نگه‌دارنده‌ی هیدروژن

فازهای لاوه‌ی مختلف می‌توانند مقادیر زیادی هیدروژن را جذب کنند، از این رو برای استفاده به عنوان ماده‌ی نگه‌دارنده‌ی هیدروژن مورد توجه قرار می‌گیرند^(۳). این قبیل فازهای AB_7 حاوی جزء سازنده‌ی هیدرید قوی به صورت عنصر A هستند و با ساختار $C14$ یا $C15$ متبلور می‌شوند. فازهای لاوه با بیش‌ترین ظرفیت جذب، ZrV_7 ($C15$) با نسبت هیدروژن به فلز $H/M=1/8$ ($C14$ یا $C15$) $ZrCr_7$ ، $H/M=1/8$ ($C14$ یا $C15$) $ZrMn_7$ و $H/M=1/3$ ($C14$) $ZrMn_7$ هم‌چنین $H/M=1/2$ ($C14$ یا $C15$) $TiCr_7$ هستند. طبق یافته‌های جدید، $LaNi_7$ که به عنوان فاز دارای ساختار $C15$ شناخته می‌شد^(۴) با $H/M=1/5$ ^(۵) فاز شبه لاوه‌ی مکعب مستطیلی است که صرفاً با حضور ناخالصی‌ها پایدار می‌شود^(۶).

هیدریدهای تشکیل شده در این فازهای لاوه برای واجدبندی آسان هیدروژن که پیش‌نیاز نگه‌داری هیدروژن است، بسیار پایدار هستند^(۷). در شرایط عملی نگه‌داری هیدروژن، می‌توان پایداری هیدرید را از طریق انحراف از استوکیومتری، مقدماً با جایگزینی عنصر B با Ni ، Co ، Fe ، Mn یا Cr ، یا جایگزینی عنصر A با Ti یا هر ترکیبی از این امکان‌های آلیاژسازی کاهش داد و تنظیم کرد.

نمونه‌ای از این اثر استوکیومتری $ZrMn_7$ است که با افزایش درصد Mn ، افزایش فشار بخار هیدروژن را نشان می‌دهد و با ساختار $C14$ تا $ZrMn_{7/8}$ پایدار است^(۸). نمونه‌ی دیگر $TiMn_7$ (با ساختار $C14$) است که در ترکیب دور از استوکیومتری تا $TiMn_{1/5}$ به حداکثر قابل حلالیت هیدروژن خود

1- Aoki and Masumoto, 1988; Pontonnier et al., 1991; Suzuki and Lin, 1993; Christodoulou and Takeshita, 1993b; Kim and Lee, 1993a, b; Aoki and Masumoto, 1993

2- Jones et al., 1991

3- Somenkov and Shilstein, 1979; Reilly, 1979; Ivey and Northwood, 1986b

4- Wernick, 1967

5- Ivey and Northwood, 1986b

6- Gschneidner, 1993

7- Ivey and Northwood, 1986b

8- Ivey and Northwood, 1986b

می‌رسد، در حالی که در ترکیب استوکیومتری اصلاً هیدروژن جذب نمی‌کند^(۱). اثرات جانشینی بر ساختار الکترونی، پایداری آلیاژ، پایداری هیدرید و ظرفیت نگه‌داری هیدروژن در سیستم‌های مختلف مطالعه گردیده است، به عنوان نمونه $(Zr_xTi_{1-x})Mn_2$ ^(۲)، $Zr(Mn_{1-x}Fe_x)_{2+y}$ ^(۳) و $Zr(V_{1-x}Co_x)_2$ که هم V و هم Co با سایر فلزات واسطه جایگزین شده‌اند^(۴) و $Zr(Cr_{1-x}V_x)_2$ ^(۵). چند گونه‌ی ساختار از خود نشان می‌دهند. به عبارت بهتر گونه‌های مختلف هر کدام از ساختارهای منشوری C۱۴ یا مکعبی C۱۵ تشکیل می‌شوند که تنها در چیدمان واحدهای ساختار بلوری تفاوت دارند^(۶). فازهای لاوه‌ی مختلف با عناصر خاکی نادر (R) در هنگام هیدروژنه شدن متحمل بی‌شکلی می‌شوند^(۷). RNi_2 با ساختار C۱۵ به آسانی به صورت RNi_2 بی‌شکل استحاله می‌یابد که بسیار پایدار است و برای استفاده به صورت الکترودهای با طول عمر زیاد در باتری‌های الکتروشیمیایی هیدروژن - نیکل مورد توجه قرار می‌گیرد^(۸).

ترمودینامیک هیدروژنه شدن مطالعه گردیده است و انتالی تشکیل هیدریدها تعیین شده‌است^(۹). بهینه‌سازی ویژگی‌ها به ایجاد فازهای لاوه‌ی چندتایی مانند آلیاژهای $Zr-Mn-Co-V$ ^(۱۰)، آلیاژهای $Zr-Mn-Ni-V$ ^(۱۱)، آلیاژهای $Zr-Mn-Ni-V-Cr$ ^(۱۲) یا آلیاژهای $Zr-Ti-Mn-Fe$ و $Zr-Ti-V-Fe$ ^(۱۳) انجامیده است که از لحاظ کاربرد به عنوان مواد نگه‌دارنده‌ی هیدروژن و الکترودها در باتری‌های الکتروشیمیایی هیدروژن - نیکل، به طور مفصل بررسی شده‌اند.

- 1- Sicking et al., 1981
- 2- Moriwaki et al., 1991a
- 3- Triantafillidis et al., 1991
- 4- Peretz et al., 1979
- 5- Ivey and Northwood, 1986a
- 6- Meng and Northwood, 1986; Burany and Northwood, 1991
- 7- Aoki and Masumoto, 1988, 1993; Pontonnier et al., 1991; Suzuki and Lin, 1993; Christodoulou and Takeshita, 1993b; Kim and Lee, 1993a, b
- 8- Miyamura et al., 1991
- 9- Lynch et al., 1979; sicking et al., 1981; Ivey and Northwood, 1986b; Uchida et al., 1986; Perevesenzew et al., 1988; Drasner and Balzina, 1991; Zeng et al., 1993; Lück and Wang, 1993; Park et al., 1993
- 10- Yonezu et al., 1991
- 11- Wakao et al., 1991
- 12- Moriwaki et al., 1991b
- 13- Park and Lee, 1992

۸-۲-۴- آلیاژهای سازم‌ای

فاز لاوه‌ی سه تایی MoCoSi ، یا به عبارت دیگر $\text{Mo}(\text{Co},\text{Si})_p$ ، با ساختار منشوری C14 موجب توسعه‌ی آلیاژهای مقاوم به سایش Co-Mo-Cr-Si گردیده است که حاوی جزءهای حجمی بزرگ از فاز لاوه در یک توزیع درشت دانه همراه با یک فاز پر Co هستند و به نام تریبالوئ‌ها^(۱) شناخته می‌شوند^(۲). این آلیاژها، علاوه بر استحکام و سختی زیاد، از چقرمگی شکست مناسبی (تقریباً $20 \text{ MN/m}^{1/2}$) برخوردارند. این خواص مکانیکی مفید، به مقاومت به سایش عالی منجر می‌شود که (در ترکیب با مقاومت به خوردگی عالی در محیط‌های مختلف) تریبالوئ‌ها را برای استفاده در گستره‌ی وسیعی از دماها و محیط‌های مختلف جذاب می‌کند.

فازهای لاوه‌ی دو تایی محکم TaFe_p و NbFe_p برای تولید آلیاژهای پایه‌ی آهنی فریتی مستحکم شده با فاز لاوه به منظور استفاده در دماهای بالا مورد توجه قرار گرفته‌اند^(۳). فازهای لاوه‌ی فلزات واسطه‌ی تک لایه‌ای (خصوصاً TiCr_p) به دلیل استحکام زیاد در دماهای بالا و مقاومت به اکسایش کافی، مدت‌ها به منظور استفاده در دمای بالا مورد توجه بوده‌اند^(۴). البته، تردی مسلم این قبیل فازها فراورش شان را بسیار دشوار می‌سازد و مانع هرگونه کاربرد فازهای لاوه‌ی تک لایه‌ای جلوگیری می‌شود.

همانند سایر سیستم‌های آلیاژی، ترکیب این قبیل فازهای لاوه با فازهای نرم می‌تواند تردی را تا حد مجاز تقلیل دهد و در واقع آلیاژهای دوفازی Ti-TiCr_p ، هم‌چنین آلیاژهای $\text{Ti-Nb}-(\text{Ti},\text{Nb})\text{Cr}_p$ چشم انداز خوبی برای کسب استحکام‌های بالا توأم با چقرمگی قابل قبول در دمای اتاق نشان داده‌اند^(۵). فاز لاوه در این آلیاژها به صورت ذرات استحکام بخش وجود دارد که در حین تغییر شکل ترک برمی‌دارند و ترک‌ها در مرز فازها متوقف می‌شوند. سیستم‌های آلیاژی مشابه دارای فازهای لاوه به طور گسترده از لحاظ استحکام، دمای تبدیل تردی به شکل پذیری و مقاومت به اکسایش طبقه‌بندی شده‌اند^(۶). سیستم Nb-Cr به عنوان سیستم منتخب برای کاربردهای دمای بالا مورد توجه قرار می‌گیرد زیرا فاز ماده لاوه‌ی NbCr_p از نقطه‌ی ذوب متجانس بالا (1770°C) استحکام و مقاومت به خزش زیاد،

1- Triballoys

2- Schmidt and Ferris, 1975; Halstead and Rawlings, 1984, 1985

3- Bhandarkar et al., 1976; Wert et al., 1979

4- Arbiter, 1953a, b; silverman, 1956; Grinthal, 1956, 1958

5- Fleischer and Zabala, 1990b; K.C. Chen et al., 1993

6- Anton and Shah, 1992a, 1993; shah and Anton, 1992b

چگالی نسبتاً کم، مقاومت به اکسایش بالقوه و گستره‌ی وسیع حلالیت که امکان‌های متعدد آلیاژ کردن را به ارمغان می‌آورد، برخوردار است^(۱). چقرمگی نه تنها با احاطه‌ی $NbCr_7$ به صورت ذره در زمینه‌ی Cr بهبود می‌یابد، بلکه از طریق ذرات Nb یا Cr در زمینه‌ی $NbCr_7$ نیز اصلاح می‌شود^(۲). پدیده‌های چقرمه‌کننده‌ی مشابهی برای $Cr-ZrCr_7$ و $Cr-HfCr_7$ مشاهده شده‌اند^(۳). علاوه بر این آلیاژهای دوفازی بین فلزی / فلزی که ممکن است در مواد مرکب در محل مورد توجه واقع شوند، چنین فازهای لاوه‌ای به عنوان زمینه در مواد مرکب با زمینه‌ی بین فلزی همراه با ذرات پراکنده‌ی استحکام بخش و رشته‌ها نیز مورد توجه قرار می‌گیرند^(۴).

فازهای لاوه‌ی حاوی Cr ممکن است در دماهای بسیار بالاتر از $1000^\circ C$ به دلیل فراریت اکسیدهای Cr سودمندی کم‌تری از نظر مقاومت به اکسایش داشته باشند^(۵). برای استفاده در چنین دماهای بالایی (همان‌گونه که پیش‌تر در بخش ۲-۳ بیان شد) فازهای حاوی Al ترجیح داده می‌شوند. بنابراین فازهای لاوه‌ی سه تایی حاوی Al (خصوصاً $Nb(Ni,Al)_7$ یا $NbNiAl$)، $Ta(Ni,Al)_7$ یا $TaNiAl$ و $Ta(Fe,Al)_7$ که در بخش ۸-۱ به آن‌ها اشاره شده است) به دلیل دمای ذوب بالا، مقاومت به اکسایش بالقوه و استحکام زیاد برای استفاده در دماهای بالا مورد توجه واقع گردیده‌اند^(۶). از سوی دیگر فازهای لاوه‌ی تک لایه‌ای برای استفاده‌های سازه‌ای بسیار ترد هستند. البته این فازها، تعادل‌های دوفازی پایداری به ترتیب با آلومینیدهای با ساختار $B2$ ، $NiAl$ و $FeAl$ می‌سازند که امکان تهیه آلیاژهای دوفازی بین فلزی را همراه با کاهش تردی به ارمغان می‌آورند. همان‌گونه که قبلاً در بخش ۴-۳-۶ در مبحث تحت عنوان "آلیاژهای مسازهای" مطرح گردید، آلیاژهای $NiAl-TaNiAl$ ، $NiAl-NbNiAl$ ، $NiAl-(Nb,Ta)NiAl$ و $FeAl-TaFeAl$ از طریق روش‌های متالورژی شمش تهیه شده‌اند و از جنبه‌های استحکام، چقرمگی، دمای تبدیل تردی به شکل پذیری، مقاومت خزشی و مقاومت به اکسایش مطالعه گردیده‌اند.

1- Svedbert, 1976; Thoma and Perepezko, 1990; Anton and Shah, 1991b; Vignoul et al., 1991; Takeyama and Liu, 1991

2- Anton and Shah, 1990; Takeyama and Liu, 1991

3- Mazdiyasi and Miracle, 1990

4- Shah et al., 1990; Yang et al., 1990

5- Hindam and Whittle, 1982

6- Sauthoff, 1989, 1991a, 1992; Machon, 1992; Zeumer and Sauthoff, 1992; Von Keitz and Sauthoff, 1992

بریلایدها

بریلایدهای فلز واسطه (خصوصاً فازهای پر Be با Ta، Nb، Hf، Zr، Ti یا Mo) به خاطر چگالی‌های کم (بین ۲ و 5g/cm^3)، دمای ذوب بالا، استحکام و سخت پایی زیاد و مقاومت به اکسایش بالا، مدت‌ها جهت استفاده به صورت مواد سازه‌ای در دماهای بالا مورد علاقه‌ی فراوان بوده‌اند^(۱). ترکیب‌های شاخص این فازهای پر بریلیم عبارتند از: MBe_{13} به عنوان نمونه به ازای $Zr=M$ یا Hf، MBe_{17} به ازای $Mo=M$ ، Nb، Ta، یا Ti و M_7Be_{17} برای $Ta=M$ ، Nb، Hf، Zr، یا Ti. این قبیل فازها و سایر فازهای پر بریلیم با ترکیب‌های مشابه، با بیش تر فلزات دیگر تشکیل می‌شوند. اکثر فازهای بین‌فلزی حاوی بریلیم مشابه با فازهای بین‌فلزی حاوی عناصر خاکی نادر (که در بخش بعد عنوان می‌شوند) هستند. هیچ بریلایدی در سیستم‌های Al-Si و Al-Be دیده نشده است^(۲). این فازهای پر بریلیم ساختار بلوری منشوری، مکعب مستطیلی یا مکعبی پیچیده دارند و باید توجه کرد که در برخی موارد اطلاعات کریستالوگرافی موجود در مراجع استاندارد بحث‌انگیزند^(۳). بریلایدهای با بریلیم کم‌تر، ساختارهای مشابهی دارند. به عنوان نمونه، فازهای لایه‌ی MBe_7 با $Fe=M$ ، Mo یا Cr با ساختار $C14$ و $Ta=M$ ، Nb یا Ti با ساختار $C15$ (بخش ۸-۱)، فازهای $NiBe$ و $TiBe$ با ساختار $B2$ (بخش ۴-۴) یا فاز Mo_7Be با ساختار $A15$ (بخش ۷-۱) هستند. اطلاعات اساسی رامی توان از مراجع قدیمی‌تر به دست آورد^(۴). فازهای پر بریلیم با Nb، Zr یا فلزات واسطه‌ی مشابه با روش‌های متالورژی پودر تهیه شده‌اند^(۵).

1- Stonehouse et al., 1960; ryba, 1967; Hove and Riley, 1967; Marder and Stonehouse, 1988; Tien et al., 1992; Kumar and Liu, 1993

2- Massalski et al., 1990

3- Massalski et al., 1990; Villars and Calvert, 1991

4- Shaffer, 1964; Samsonov and Vinitskii, 1980

5- Marder and Stonehouse, 1988; Henager et al., 1992b

اگرچه از روش‌های متالورژی شمش نیز استفاده شده است^(۱). به دلیل فراریت و سمی بودن بریلیم، فراورش باید با دقت انجام گردد^(۲). مقاومت به اکسایش آن به علت تشکیل پوسته‌های محافظ BeO عموماً عالی است^(۳)، هرچند که اکسایش شبه سفیدک با تجزیه‌ی آزمونه در گستره‌ی دمایی متوسط در حدود ۸۰۰°C برای بریلیدهای Zr و Nb مشاهده می‌شود^(۴). توجه می‌شود که بریلیدها جهت استفاده به صورت پوشش‌های محافظ، به عنوان نمونه بر روی Ta پیشنهاد شده‌اند^(۵).

رفتار مکانیکی این فازهای پر بریلیم و تغییر آن با دما، از طریق آزمون سختی، آزمون پارگی خمشی، آزمون‌های کشش و فشار مطالعه گردیده‌اند^(۶). دماهای تبدیل تردی به شکل پذیری مشاهده شده در حدود ۱۰۰۰°C است. اگر چه نشانه‌هایی از موم‌سانی موضعی در فرورفتگی‌ها وجود دارد^(۷)، ولی چقرمگی شکست (K_{Ic}) در دمای پایین بین $2 \text{ Mn/m}^{1/2}$ و ۴ و عملاً بدون نرمی در مقیاس کلان است^(۸). استحکام‌های پارگی خمشی در بالاتر از ۱۰۰۰°C حداکثر مقدارشان را نشان می‌دهند^(۹) که ممکن است ناشی از اکسایش شبه سفیدک و شکست ترد زودرس در زیر ۱۰۰۰°C باشد. ثابت‌های کش‌سانی^(۱۰)، هم‌چنین ضریب‌های انبساط حرارتی و هدایت حرارتی و گرمای ویژه^(۱۱) مشخص شده‌اند.

تحقیق تازه‌ای بر روی NbBe_{12} با ساختار مکعب مستطیلی D_{2h} معطوف شده است و رفتار تغییر شکل آن به تفصیل مطالعه گردیده است^(۱۲). واکنش‌های ناه‌جایی در دماهای بالاتر تجزیه و تحلیل گردیده و سیستم‌های لغزش مشخص شده‌اند^(۱۳). ساختار هسته‌های ناه‌جایی از طریق الگوسازی اتمی

1- Nieh et al., 1990

2- Stonehouse and Marder, 1990

3- Marder and Stonehouse, 1988; Gensing, 1989

4- Westbrook and Wood, 1964; Ryba, 1967; Aitken, 1967; Chou et al., 1992

5- Lawthers and Sama, 1993

6- Ryba, 1967; Marder and Stonehouse, 1988; Fleischer and Zabala, 1990c; Nieh and Wadsworth, 1990; Bruemmer et al., 1993

7- Ryba, 1967

8- Bruemmer et al., 1993

9- Marder and Stonehouse, 1988; Henager et al., 1992b; Bruemmer et al., 1993

10- Fleischer et al., 1989b

11- Marder and Stonehouse, 1988

12- henager et al., 1992b

13- Bruemmer et al., 1992b

مطالعه^(۱) و رفتار دوقلو شدن تحلیل شده است^(۲). رفتار مکانیکی $NbBe_{13}$ ممکن است از طریق ترکیب $NbBe_{13}$ با سایر فازهای فلزی یا بین فلزی، مثلاً Be ، Nb_2Be_{17} یا $NbBe_3$ در سیستم دوتایی $Nb-Be$ ، بهبود یابد^(۳). همانند $NbBe_{13}$ ، فازهای $TiBe_{13}$ ، $ZrBe_{13}$ ، Nb_2Be_{17} یا Ta_2Be_{17} نیز به صورت فاز تقویت کننده در مواد مرکب با زمینه‌ی بین فلزی و بر پایه‌ی فاز $(B2) FeAl$ پیشنهاد شده‌اند^(۴). در این سیستم‌ها و سایر سیستم‌های مواد مرکب، سازگاری شیمیایی می‌تواند مسأله ساز باشد، زیرا (همان‌گونه که از طریق ترکیب $NbBe_{13}$ با سایر مواد^(۵) یا $TiBe_{13}$ با $NiAl$ ^(۶) نشان داده شده است) واکنش‌های شیمیایی بر پایداری ماده‌ی مرکب تأثیر می‌گذارند.

علاوه بر این فازهای پر بریلیم، $NiBe$ با ساختار $B2$ از لحاظ خواص مکانیکی و مقاومت به اکسایش عالی آن تا $1100^\circ C$ سودمند است^(۷). خصوصاً این فاز اکسایش شبه سفیدک در دماهای میانه را از خود نشان نمی‌دهد^(۸) و گستره‌ی وسیعی از همگنی دارد^(۹) که امکان‌های مختلفی برای آلیاژسازی فراهم می‌آورد. ساختار ساده‌ی $B2$ این انتظار را می‌پروراند که تغییر شکل موم‌سان $NiBe$ آسان‌تر از فازهای پر بریلیم است. استحکام در دمای اتاق $NiBe$ یک حداقل مقدار در ترکیب استوکیومتری از خود نشان می‌دهد که همانند $NiAl$ (بخش ۴-۳-۳) نه تنها از اثر استحکام بخشی عیوب نقطه‌ای ساختاری برای ترکیب‌های دور از استوکیومتری ناشی می‌شود بلکه از اثر استحکام دهی اکسیژن که به صورت بین نشین حل شده است (با حداقل حلالیت اکسیژن در $NiBe$ در ترکیب استوکیومتری) نشأت می‌گیرد^(۱۰). $NiBe$ مطرووف رامی توان در $1100^\circ C$ تحت آهن‌گری گرم و حدیده کاری قرار داد^(۱۱). با توجه به خواص جالب توجه $NiBe$ و فازهای پر بریلیم، کار بسیار بیش‌تر برای بهینه سازی رفتار مکانیکی، یعنی بهبود چقرمگی در دمای کم و غلبه بر مشکلات فراورش مرتبط با آن ضروری است.

- 1- Shondi et al., 1992
- 2- Charlot et al., 1991; Sondhi et al., 1993
- 3- Bruemmer et al., 1990, 1992a
- 4- Tien et al., 1992
- 5- Brimhall and Bruemmer, 1992
- 6- Carbone et al., 1988
- 7- Lee and Nieh, 1989; Nieh et al., 1990; Pharr et al., 1991
- 8- Chou et al., 1992
- 9- Massalski et al., 1990
- 10- Nieh and Wadsworth, 1989; Nieh et al., 1989, 1990
- 11- Nieh et al., 1990

ترکیب‌های خاکی نادر

گروه بزرگی از فازهای خاکی نادر بین فلزی وجود دارد، زیرا فلزات خاکی نادر، اندازه‌های اتمی بسیار بزرگ‌تر و الکترونگاتیویته‌های کم‌تر از اغلب فلزات دیگر دارند که این خاصیت، امکان‌های متعددی برای پرکردن فضا فراهم می‌کند.^(۱) ساختارهای بلوری پیچیده‌ی این فازها از تعدادی از ساختارهای مکعبی، (مثلاً ساختار مکعبی DX_2) یا ساختار منشوری DX_2 و از طریق چیدمان واحدهای ساختاری به طرق مختلف مشتق می‌شوند که نتیجتاً از آن‌ها ترکیب‌های استوکیومتری مختلف حاصل می‌گردد.^(۲) داده‌های مربوط به بلورشناسی (کریستالوگرافی) اغلب فازهای دوتایی، سه تایی و چهارتایی خاکی نادر گردآوری شده‌اند.^(۳) ترکیب‌های بین فلزی خاکی نادر غالباً خطی هستند و تنها گستره‌های ترکیبی بسیار باریکی دارند. تهیه‌ی این فازها به دلیل میل ترکیبی زیاد با اکسیژن دشوار است که منجر به انواع واکنش با مواد بوته‌های معمولی می‌شود. فرایندهای مختلفی برای تولید فازهای بین فلزی خاکی نادر گسترش یافته‌اند.^(۴)

۱۰-۱- مواد مغناطیسی

ترکیب‌های بین فلزی خاکی نادر، به دلیل خواص مغناطیسی جالب توجه، (بسته به ترکیب و ساختار بلوری‌شان) جزء با اهمیت‌ترین مواد کاربردی هستند.^(۵) $SmCo_5$ و Sm_7Co_{17} موجب پیشرفت مغناطیس‌های دائمی خاکی نادر (REPMs) شده‌اند. این مواد به خاطر حاصل انرژی زیاد $[B.H]_{max}$ (B)

1- Buschow, 1980

2- Herget and Domazer, 1975, Buschow, 1980

3- Gladyshevskii and Bodak, 1982

4- Herget and Domazer, 1975

5- Buschow, 1980, 1991

القای مغناطیسی و H استحکام میدان مغناطیسی) و پسماند زدایی بالا متمایز شده‌اند^(۱). طیف خواص بهینه سازی شده با آلیاژ کردن (یا به عبارت بهتر جایگزینی سایر فلزات خاکی نادر به جای Fe و Sm و دیگر فلزات واسطه و مس به جای کبالت) و فراورش مناسب به دست آمده است^(۲). مواد چندتایی حاصل از ساختارهای چند فازی پسچیده برخوردارند و تأثیرات ترکیب‌های مختلف ساختار بر ویژگی‌های مغناطیسی هنوز به طور کامل درک نشده است^(۳).

آلیاژ کردن با بین‌نشین‌های B، C و N به فازهای خاکی نادر سه تایی با خواص مغناطیسی بسیار جذاب منجر شده است و نمونه‌های جالب توجه آن عبارتند از $\text{Nd}_7\text{Fe}_{17}\text{C}$ ، $\text{Sm}_7\text{Fe}_{17}\text{N}_x$ ، $\text{Sm}_7\text{Fe}_{17}\text{C}_x$ و $\text{Nd}_7\text{Fe}_{17}\text{B}$ ^(۴). $\text{Nd}_7\text{Fe}_{17}\text{B}$ مبنایی برای به وجود آمدن مغناطیس‌های دائمی Nd-Fe-B بوده است. این مغناطیس‌ها در دمای اتاق، حاصل انرژی $[B.H]_{max}$ حتی بیش‌تر از مواد نوع SmCo_5 و نوع $\text{Sm}_7\text{Co}_{17}$ به ازای قیمت‌های کم‌تری دارند، در حالی که خواصشان در دمای بالاتر کم‌تر رضایت بخش است^(۵). مواد مختلف REPM، نوع $\text{Sm}_7\text{Co}_{17}$ ، نوع $\text{Nd}_7\text{Fe}_{17}\text{B}$ در درجه‌ی اول باروش‌های متالورژی پودر تولید می‌شوند، اگر چه متالورژی شمش و انجماد سریع نیز به کار رفته‌اند^(۶). این مواد ترد هستند که در نتیجه به دشواری ماشین‌کاری‌شان می‌شوند. مقاومت به خوردگی آن‌ها کم‌تر است و استفاده از پوشش محافظ را در محیط‌های مخرب ضروری می‌سازد. SmCo_5 دچار تخریب محیطی از نوع پسماند زدایی می‌شود که از جذب هیدروژن نشأت می‌گیرد^(۷). هیدروژنه کردن آلیاژهای Nd-Fe-B به استحاله‌ی ساختار و اکشن‌های تجزیه‌ای منجر می‌شود و برای تولید پودرهای ریز دانه‌ی Nd-Fe-B استفاده می‌گردد^(۸). به دلیل ارائه‌ی سودمندترین ترکیب خواص، مغناطیس‌های خاکی نادر بازار بزرگ و زمینه کاربردی وسیعی پیدا کرده‌اند^(۹).

1- Livingston, 1990; Buschow, 1991; Stadelmaier et al., 1991

2- Strnat, 1990

3- Stadelmaier et al., 1988

4- Buschow, 1986, 1991

5- Strnat, 1990; Buschow, 1991

6- Herget and Domazecr, 1975; Ormerod, 1988; Croker, 1990; Strnat, 1990; Buschow, 1991; Steinhorst, 1992

7- Willems and Buschow, 1987

8- Harris and McGuiness, 1991

9- Strnat, 1990; Buschow, 1991

۱۰-۲- مواد نگه دارنده ی هیدروژن

فازهای خاکی نادر مختلف علاوه بر استفاده به عنوان مواد مغناطیسی، می توانند مقدار زیادی هیدروژن جذب کنند. مثال شاخص این مواد RFe_2 و RCO_2 ^(۱) و یا فازهای لائوهی خاکی نادر (بخش ۸-۲-۳) هستند که مقبولیت زیادی برای استفاده به صورت مواد نگه دارنده ی هیدروژن دارند. برجسته ترین نمونه ها فازهای RNi_5 (خصوصاً $LaNi_5$) هستند که به عنوان نمونه ی ماده ی نگه دارنده ی هیدروژن مورد توجه هستند و به صورت الکترودهای قابل شارژ در باتری های الکتروشیمیایی نیکل - هیدروژن به کار می روند^(۲). ساختار بلورین هیدریدهای سه تایی $LaNi_5H_x$ و RCO_5H_x مشابه با آن، پیچیده است و الگوهای مختلفی برای توزیع اتم های هیدروژن پیشنهاد شده اند که هنوز مورد بحث هستند^(۳). پایداری $LaNi_5$ از چرخه ی جذب - واجذبی تأثیر می پذیرد که از فرایندهای تخریب سطحی ناشی می شود^(۴). طیف خواص، از طریق آلیاژ کردن با عناصر دیگر بهینه سازی می شود. نمونه ای از این بهینه سازی، به وجود آمدن ماده ی $La_{0.8}Nd_{0.2}Ni_{2.5}Co_{2.5}Si_{0.1}$ ^(۵) یا $MmNi_{3/5}Co_{1/5}Al_{1/8}$ است که Mm به جای میش متال^(۶) (که مخلوطی از فلزات خاکی نادر است) می نشیند^(۷). فاز مغناطیس دائم $SmCo_5$ می تواند مقادیر زیادی از هیدروژن را نیز جذب کند که البته نیروی پسماندزدا را کاهش می دهد^(۸). توجه می شود که $CaNi_5$ که هم ساختار با $LaNi_5$ است، رفتار مشابهی نشان می دهد و به عنوان فاز ارزان قیمت منتخب برای نگه داری هیدروژن مورد توجه قرار می گیرد^(۹).

- 1- Christodoulou and Takeshita, 1993a
- 2- Reilly, 1979; Willems and Buschow, 1987
- 3- Somenkov and Shilstein, 1979; Willems and Buschow, 1987
- 4- Uchida et al., 1991 Josephy et al., 1991
- 5- Willems and Buschow, 1987
- 6- Mischmetal
- 7- Sakai et al., 1991
- 8- Buschow, 1991
- 9- Yagisawa and Yoshikawa, 1979

سیلیسایدها

سیلیسایدهای فلزات واسطه، شباهت‌هایی نزدیکی به بین فلزات نشان می‌دهند و از این رو غالباً با ترکیب‌های بین فلزی در یک طبقه قرار می‌گیرند، اگر چه سیلیسیم چندان فلز محسوب نمی‌شود بلکه یک نیمه هادی است. سیلیسایدها عموماً سخت و ترد با درخشندگی فلزی، هدایت حرارتی و الکتریکی زیاد، ثابت دمایی مثبت، مقاومت ویژه و خاصیت شبه مغناطیسی هستند^(۱). نوع پیوند و هدایت الکتریکی دقیقاً به نسبت فلز به سیلیسیم و نوع فلز (M) بستگی دارد. بیش‌ترین خاصیت فلزی توسط سیلیسایدهای پر فلز M_pSi و M_pSi که در آن‌ها اتم‌های Si از هم جدا می‌افتند، آشکار می‌گردد. هرچه نسبت M/S کم‌تر باشد، ویژگی‌های فلزی نیز پایین‌تر است و شبکه‌ها یا زنجیره‌های پیوسته‌ی سیلیسیم در ساختار بلوری بسیار ساده‌تر تشکیل می‌شوند^(۲). اما باید تأکید شود که وضعیت تا اندازه‌ای پیچیده‌تر از این است. به عنوان نمونه، دی‌سیلیساید $CrSi_2$ با ساختار منشوری $C4_0$ در واقع یک نیمه رسانا است در حالی که $NbSi_2$ با همان ساختار بلوری و $MoSi_2$ با ساختار $C4_0$ در دماهای بالا و ساختار دقیقاً مشابه با ساختار مکعب مستطیلی $C11_b$ در دماهای کم‌تر^(۳) فلزی هستند^(۴). هم‌چنین $CoSi$ و $FeSi$ (هر دو با ساختار مکعبی $B2_0$) مجموعه‌ی پیوسته‌ای از محلول‌های جامد از حالت نیمه رسانا برای فازهای پر آهن، به شرایط فلزی برای فازهای پر کبالت^(۵) را تشکیل می‌دهند که این تبدیل حالت بر ویژگی‌های

1- Westbrook, 1960b; Nowotny, 1963; Wehrmann, 1967; Goldschmidt, 1967b

2- Goldschmidt, 1967b

3- Massalski et al., 1990

4- Nowotny, 1963, 1972a; Goldschmidt, 1967b

5- Romasheva et al., 1980

مغناطیسی و رفتار کش سانی این مواد تأثیر می‌گذارد^(۱).

سیلیسایدها به دلیل استحکام و مقاومت به اکسایش زیاد در دمای بالا، در چهل سال گذشته برای استفاده در دماهای بالا مورد توجه واقع شدند^(۲). این توجه باعث آغاز فعالیت‌های تحقیقاتی گسترده توأم با تفکیک ویژگی‌های مکانیکی و فیزیکی بوده است و نتایج حاصله، دست مایه‌ی تألیفات و بررسی‌های مفصل بوده‌اند^(۳). نمودارهای فازی سیستم‌های سه تایی مورد علاقه^(۴)، هم‌چنین ساختارهای بلوری و شیمی بلور سیلیسایدهای مختلف تجزیه و تحلیل شده‌اند^(۵).

از تلاش‌های پیشین تنها یک پیشرفت موفقیت‌آمیز پدیدار گردید که منجر به استفاده از MoSi₂ به عنوان المنت‌های گرماده در راکتورهای دمای بالا شد^(۶). بعدها، پوشش‌های محافظ بر روی آلیاژهای فلزی به دلیل مقاومت به اکسایش سودمند سیلیسایدهای مختلف کاربرد یافت^(۷). ویژگی‌های الکتریکی مفید سیلیسایدهای مختلف به کاربرد عمده‌ی آنها به صورت لایه‌های نازک در تجهیزات الکترونیکی منجر شده است^(۸). با توجه به این قبیل کاربردها، مقاومت الکتریکی ویژه، و ویژگی‌های ترمودینامیکی، سینتیک تشکیل لایه‌ی نازک و نفوذ سیلیسایدهای فلزات واسطه بررسی شدند^(۹). در حال حاضر، نیاز به مواد سازه‌ای جدید برای کار در دماهای بالاتر، توجه به سیلیسایدها را به عنوان مواد سازه‌ای مجدداً رونق داده است و پیشرفت‌هایی در این زمینه در جریان است^(۱۰). در بخش‌های بعدی، مرور مختصری خواهیم داشت بر ترکیب‌های مهم این سیلیسایدها که قبلاً مورد توجه بوده و یا در حال حاضر مورد استفاده قرار می‌گیرند.

- 1- Zinov'eva et al., 1984
- 2- Lowrie, 1952; Fitzer, 1952; Schwarzkopf and Kieffer, 1953; Arbiter, 1953b; Wehrmann, 1956
- 3- Westbrook, 1960b; Shaffer, 1964; Hove and Riley, 1967; Wehrmann, 1967; Goldschmidt, 1967b; Samsonov and Vinitskii, 1980
- 4- Kudielka and Nowotny, 1956; Brukl et al., 1961; Schob et al., 1962; Bardos et al., 1966; Gladyshevskii and Borusevich, 1966; Skolozdra et al., 1966a, b
- 5- Vevitt, 1963, 1967; Nowotny, 1963, 1972a; Nowotny and Benesovsky, 1967; Jeitschko et al., 1969; Jeitschko, 1977
- 6- Fitzer and Rubisch, 1958; Tamura, 1961; Schrewelius and Magusson, 1966; Schlichting, 1986
- 7- Hildebrandt et al., 1978; Fitzer et al., 1978; Caillet et al., 1978; Fitzer and Schlichting, 1983; Meier, 1987; Packer, 1989
- 8- Nicolet and Lau, 1983; Murarka, 1983a, 1984
- 9- Murarka, 1983b
- 10- Kumar and Liu, 1993

۱۱-۱- فازهای M_pSi

Cr_pSi که فاز منتخب برای کاربردهای دمای بالا است و V_pSi که در دماهای پایین آبرساناست و دمای استحاله‌ی نسبتاً بالایی دارد، هر دو با ساختار فشرده‌ی A۱۵ متبلور می‌شوند و به ترتیب در بخش‌های ۷-۷ و ۷-۲ مطرح شده‌اند.

یک سیلیساید پر فلز با ساختار بسیار ساده، Ni_pSi با ساختار fcc منظم $L1_2$ است. Ni_pSi به دلیل خواص مکانیکی سودمند و مقاومت به خوردگی عالیش توانایی بالقوه‌ی بسیار زیادی برای کاربردهای سازه‌ای دارد. رفتار تغییر شکل آن شبیه سایر فازهای $L1_2$ خصوصاً Ni_pAl است و از این رو Ni_pSi در بخش ۴-۲-۲ همراه با دیگر فازهای $L1_2$ مطرح شده است.

Fe_pSi ساختار bcc منظم $D0_3$ را اختیار می‌کند که شباهت‌های نزدیکی به Fe_pAl (بخش ۵-۱) نشان می‌دهد. طبق نمودار فازهای Fe_pSi که عموماً مورد پذیرش است^(۱)، ساختار $D0_3$ در Fe_pSi تا $۸۰۰^{\circ}C$ (برای ترکیب استوکیومتری) پایدار می‌باشد که در این دما به ساختار B۲ تبدیل می‌گردد و در تقریباً $۱۰۰۰^{\circ}C$ با تشکیل محلول جامد bcc، نامنظم می‌شود. وجود ساختار B۲ بر اساس نتایج پراکنش نوترونی مورد سؤال قرار گرفته است^(۲) که البته بی‌ابهام هم نیست^(۳). به منظور مطالعه‌ی اثرات نظم اتمی بر ویژگی‌های مکانیکی، رفتار تغییر شکل Fe_pSi به طور مفصل تجزیه و تحلیل گردیده است^(۴). ضریب‌های کش‌سانی و انرژی خطی ناب‌جایی^(۵) هم‌چنین انرژی تشکیل جای خالی^(۶) و سازوکارهای نفوذ^(۷) تعیین شده‌اند. توزیع الکترونی Fe_pSi از حیث تأثیرات منظم شدن بر رفتار مغناطیسی مطالعه شده است^(۸). فاز سه تایی $Fe_p(Si,Al)$ نفوذ پذیری مغناطیسی زیادی از خود نشان می‌دهد. از این رو کاربرد گسترده‌ای به صورت ماده‌ی هد ضبط پیدا کرده است که به نام آلیاژ سنداست شناخته می‌شود^(۹).

1- Schlatter and Pitsch, 1976; Kubaschewski, 1982

2- Hilfrich et al., 1990

3- Inden, 1993

4- Saburi et al., 1968; Lakso and Marcinkowski, 1974; Marcinkowski, 1974a; Ehlers and Mendiratta, 1984; Oertel et al., 1986

5- Kötter et al., 1989

6- Schaefer et al., 1992

7- Sepiol and Vogl, 1993

8- Himset et al., 1980; Blau et al., 1980

9- Yamamoto, 1980; Brock, 1986

ویژگی‌های مغناطیسی را می‌توان با آلیاژ سازی مناسب، بهینه سازی نمود^(۱) و بر مشکلات فراورش ناشی از تردی غلبه کرد^(۲). Fe_3Si نیز به دلیل مقاومت به خوردگی عالی به عنوان ماده‌ی سازه‌ای کاربرد یافته است^(۳).

۱۱-۲- فازهای M_3Si

فازهای M_3Si می‌توانند در پوشش‌های محافظ وجود داشته باشد^(۴). انتظار می‌رود که فاز سبک وزن Mg_3Si برای استفاده‌های سازه‌ای در دماهای بالا به کار رود. استفاده از Mg_3Si برای پیستون در موتور اتومبیل بسیار امیدوارکننده است^(۵). Mg_3Si با ساختار fcc، C۱ با ۱۲ اتم در هر سلول واحد متبلور می‌شود. چگالی آن تنها $1/8 \text{ g/cm}^3$ است. سازوکارهای لغزش، دوقلویی شدن و رخ‌برگی مورد بحث قرار گرفته‌اند^(۶). Mg_3Si استحکام نسبتاً زیاد و ضریب انبساط حرارتی پائینی دارد. البته تردی به همراه دمای تبدیل از تردی به شکل پذیری 450°C از استفاده‌ی تک فاز Mg_3Si جلوگیری می‌کند. روش‌های ذوب القایی به طور مفصل برای آلیاژهای مختلف Mg_3Si بررسی شده‌اند^(۷). سیستم سه تایی $Mg-Si-Al$ ^(۸) امکان‌های مختلفی از آلیاژ سازی به منظور ترکیب Mg_3Si با یک فاز ثانویه‌ی نرم که بتواند تردی را از بین ببرد، به ارمغان می‌آورد. در حقیقت آلیاژ کردن با Al، آلیاژهای $Al-Mg_3Si$ با ذرات ترد Mg_3Si در زمینه‌ی نرم Al را تولید می‌کند که باعث پیشرفت موفقیت آمیز این آلیاژ شده است^(۹). اثر توزیع ذرات بر رفتار تعبیر شکل در آلیاژهای الگویی $Al-Mg_3Si$ مطالعه گردیده است^(۱۰).

Mg_3Si یک نیمه هادی با توان برقی - حرارتی بالا است و هدایت حرارتی کمی دارد که برای تولید نیروی برقی - حرارتی سودمند است^(۱۱). هدایت حرارتی را می‌توان با آلیاژ کردن با Ge به شکل

1- Yamamoto and Utsushikawa, 1977; Miyazaki et al., 1992

2- Watanabe et al., 1984; Shao et al., 1991

3- Liu et al., 1990; Lou et al., 1991; Kumar and Liu, 1993

4- Hildebrandt et al., 1978; Meier, 1987

5- Schmid et al., 1990; von Oldenburg et al., 1990

6- Pauffer and Schulze, 1978

7- G.H. Li et al., 1993

8- Lüdecke, 1986

9- Schmid et al., 1990; von Oldenburg et al., 1990

10- Liu, 1989

11- Noda et al., 1992a, b

فاز سه تایی $Mg_p(Si, Ge)$ به حداقل رسانند. بهسازی با Ag و Sb به ترتیب نیمه رساناهای نوع n و نوع p فاز $Mg_p(Si, Ge)$ را تولید می‌کنند و ترکیب هر دوی این عناصر منجر به تشکیل ترموکوپلی با کارایی زیاد در تبدیل انرژی برقی - حرارتی می‌شود. اندرکنش بین عنصر بهساز با عیوب نقطه‌ای و ریز ساختار به طور مفصل مطالعه شده‌اند^(۱).

فازهای فلز مانند M_pSi هم چنین سیلیساید‌های فلز واسطه از مهم ترین مواد مورد استفاده در مواد لایه‌ی نازک در تجهیزات الکترونیکی (مثلاً اتصالات و دروازه‌های کم مقاومت، کلیدهای اهمی و موانع شاتکی در مدارهای مجتمع بسیار بزرگ (VLSI)) هستند^(۲). برجسته ترین نمونه Pd_pSi است که برای اتصال‌های سطحی با گستردگی و ضخامت کنترل شده‌ی بسیار کم به کار می‌رود^(۳). سنتیک تشکیل و رشد لایه‌ی نازک از طریق نفوذ کنترل می‌گردد و می‌تواند با آلیاژ کردن با عناصر دیگر بهینه سازی شود^(۴). فرایند تشکیل لایه بر توزیع ماده‌ی بهساز در زیر لایه‌ی Si تأثیر می‌گذارد^(۵). سازوکارهای کنترل سرعت فرایند تشکیل لایه و رشد و جوانه زنی آن به طور مفصل مطالعه شده‌اند^(۶). سایر فازهای M_pSi نیز از حیث تشکیل لایه‌ی نازک مطالعه گردیده‌اند و نمونه هایی از آن عبارتند از: Ni_pSi ^(۷)، Co_pSi ^(۸) یا Mg_pSi ^(۹). نفوذ در لایه‌های نازک مورد تحلیل قرار گرفته و با نفوذ حجمی مقایسه شده است^(۱۰). لایه‌های نازک اکسیدی ممکن است از طریق تماس با هوا در دمای اتاق بر روی لایه‌های سیلیساید تشکیل گردند که می‌تواند مشکلی برای کلیدهای اهمی بوده و یا الزام برای به کارگیری یک وسیله‌ی تونل زنی باشد^(۱۱).

جانشینی جزئی عنصر واسطه‌ی M در M_pSi با فلز واسطه‌ی ثانویه‌ی M' منجر به تولید

- 1- Andreyeva et al., 1988
- 2- Nicolet and Lau, 1983; murarka, 1983a, 1984
- 3- Chapman et al., 1979; Kritzing and Tu, 1981
- 4- Mayer et al., 1979; Olowolafe et al., 1979; Tu et al., 1980; Eizenberg et al., 1981; Eizenberg and Tu, 1982
- 5- Wittmer and Seidel, 1978; Kikuchi, 1983; Wittmer et al., 1983
- 6- d'Heurle and Gas, 1986; d'Heurle, 1993a, b
- 7- d'Heurle et al., 1984; Aly and Stark, 1984
- 8- Hattori et al., 1988; Chen and Chang, 1993
- 9- Lim and Stark, 1984
- 10- Tu et al., 1983
- 11- Cros, 1983

سیلیساید‌های سه تایی با ترکیب تقریبی $MM'Si$ ، مترادف با $(M, M')_pSi$ می‌گردد. این قبیل فازهای سه تایی در درجه‌ی اول فازهای سیلیسیم‌دار E و $V^{(۱)}$ و فازهای لاوه‌ی سه تایی حاوی سیلیسیم^(۲) (که در بخش ۸ مطرح شدند) هم‌چنین بسیاری از فازهای دیگر که همگی در ترکیب و ساختار بلوری با هم تفاوت دارند^(۳)، هستند. سیستم $Fe-Nb-Si$ با سیلیساید‌های سه تایی $E, V, \alpha_1, \alpha_2, \alpha_3$ و فاز لاوه‌ی $Nb(Fe, Si)_p$ در صد اتمی سیلیسیم^(۴) یا سیستم $Co-Nb-Si$ با سیلیساید‌های سه تایی E, T, V, ψ و فاز لاوه‌ی سه تایی $Nb(Co, Si)_p$ با حدود ۱۰ تا ۲۰ درصد اتمی سیلیسیم^(۵) نمونه‌هایی از این فازها هستند. سرانجام، باید توجه شود که سایر فازها (خصوصاً فازهای σ و فازهای A_{13} با پایه‌ی منگنز) مقادیر زیادی از Si را در خود حل می‌کنند که به وسیله‌ی آن، این فازها پایدار می‌شوند^(۶).

۱۱-۳- فازهای M_8Si_p

فازهای M_8Si_p گروه متنوعی از ساختارهای بلوری پیچیده را در بر می‌گیرند^(۷). فازهای فلز واسطه‌ی M_8Si_p در درجه‌ی اول با ساختار مکعب مستطیلی DA_m (به عنوان نمونه به ازای $W=M, Mo, Cr$ یا V)، یا ساختار منشوری DA_r (برای $Ti=M$ یا Mn) متبلور می‌شوند^(۸). بیش‌ترین فازها ترکیب‌های خطی بسیار پایداری هستند که به طور متجانس در دمای بالاتر از $2000^\circ C$ ذوب می‌شوند. البته Fe_8Si_p با ساختار DA_r ، تنها در محدوده‌ی دمایی $825^\circ C$ تا $1060^\circ C$ پایدار است و Cr_8Si_p با ساختار DA_m متحمل استحاله‌ی چند ریختی در بالاتر از $1500^\circ C$ می‌شود^(۹). Nb_8Si_p و Ta_8Si_p در دمای کم ساختار DA_m ، و در دماهای بالا ساختار DA_r نشان می‌دهد^(۱۰). فلزهای مکعب مستطیلی مختلف M_8Si_p مثلاً به ازای $W=M, Mo, Cr, Ta, Nb$ یا V ، هم‌چنین Hf_8Si_p حاوی مقادیر کمی ناخالصی‌های بین‌نشین (خصوصاً کربن)، با ساختار DA_r متبلور می‌شوند^(۱۱). چنین پدیده‌ی پایدار

1- Jeitschko et al., 1969; Jeitschko, 1970

2- Bardos et al., 1961

3- Nowotny, 1972a

4- Raghavan, 1987

5- Argent, 1984

6- Gupta et al., 1960; Bardos et al., 1966

7- Franceschi and Ricaldone, 1984

8- Franceschi and Ricaldone, 1984; Massalski et al., 1990

9- Massalski et al., 1990

10- Parthè et al., 1955; Massalski et al., 1990

11- Parthè et al., 1955; Goldschmidt, 1967b; Franceschi and Ricaldone, 1984

سازی ای توسط ناخالصی‌های بین نشین در سایر بین فلزات نیز دیده شده است^(۱).

جالب توجه‌ترین فاز از نوع M_5Si_3 جهت استفاده در دماهای بالا، Ti_5Si_3 با ساختار منشوری DA_8 است زیرا از پایداری زیاد با دمای ذوب $2130^\circ C$ ، استحکام و سختی بالا و چگالی کم برخوردار می‌باشد^(۲). چگالی بین 4 و $4/5 g/cm^3$ ^(۳) هم‌چنین ضریب یانگ تقریباً $150 GPa$ ^(۴) و ضریب انبساط حرارتی در حدود $6 \times 10^{-6} /K$ ^(۵) گزارش شده‌اند. استحکام جالب توجه Ti_5Si_3 به چقرمگی شکست بسیار کم و دمای تبدیل تردی به شکل پذیری بالاتر از $1000^\circ C$ مرتبط می‌شود^(۶). مقاومت به اکسایش Ti_5Si_3 به اندازه‌ی $NiAl$ زیاد نیست، اما بالاتر از $TiAl$ می‌باشد^(۷).

همانند سایر ترکیب‌های بین فلزی، انتظار می‌رود که تردی Ti_5Si_3 را بتوان با ترکیب کردن با دیگر فازهای نرم‌تر، کاهش داد. در واقع تمایل به ترک خوردن را می‌توان با کاهش درصد Si و آلیاژ کردن با Zr و Cr (به منظور ایجاد آلیاژهای سه فازی با پایه‌ی Ti_5Si_3) کاهش داد^(۸). آلیاژهای یوتکتیکی $Ti-Ti_5Si_3$ که به صورت تک جهتی منجمد شده‌اند، ترکیب سودمندی از استحکام، مقاومت خزشی و چقرمگی شکست از خود نشان می‌دهند^(۹). پیشرفت امیدوارکننده‌ای بر پایه‌ی ترکیب Ti_5Si_3 و Ti_3Al بنیان‌گذاری شده است^(۱۰). این قبیل آلیاژهای $Ti_5Si_3 - Ti_3Al$ که بیش‌تر با Nb آلیاژسازی می‌شوند و آلیاژهای مشابه، از جنبه‌ی تعادل‌های فازی^(۱۱)، تناسب‌های ریز ساختار - خواص^(۱۲)، خزش^(۱۳) و چقرمگی شکست^(۱۴) مطالعه شده‌اند. علاوه بر متالورژی شمش، روش‌های متالورژی پودر با افشانش

1- Gschneidner, 1993

2- Liu et al., 1988; Beaven et al., 1989; Rosenkranz et al., 1992; Kumar and Liu, 1993

3- Shaffer, 1964; Beaven et al., 1989; Fleischer and Zabala, 1990a; Frommeyer et al., 1990

4- Beaven et al., 1989; Frommeyer et al., 1990

5- Frommeyer et al., 1990 Nakashima and Umakoshi, 1992

6- Liu et al., 1988 Frommeyer et al., 1990; Vehoff, 1992; Vehoff et al., 1993

7- Liu et al., 1988; Murata et al., 1991; Thom et al., 1993

8- Liu et al., 1988

9- Crossman and Yue, 1971; Frommeyer et al., 1990

10- Wu et al., 1989

11- J. S. Wu et al., 1991

12- Wagner et al., 1991

13- Es-Souni et al., 1992a, c

14- Vehoff, 1992, 1993

گازی^(۱)، هم‌چنین آلیاژسازی مکانیکی^(۲) استفاده گردیده‌اند و تولید احتراقی نیز مورد توجه قرار گرفته است^(۳). Ti_3Si_2 به عنوان فاز سازنده‌ی مواد مرکب^(۴) (یعنی به صورت فاز زمینه با تقویت‌کننده‌های سرامیکی^(۵)) یا فاز تقویت‌کننده در زمینه $MoSi_2$ ^(۶) پیشنهاد شده است.

فاز منتخب دیگر جهت استفاده در دماهای بالا Nb_3Si_2 با دمای ذوب $2444^\circ C$ است^(۷) که باز هم پایدارتر از Ti_3Si_2 است و پدیده‌ی چند ریختی را که در بالا اشاره شد از خود نشان می‌دهد. در این جا نیز تردی مانع کاربرد Ni_3Si_2 به صورت تک فاز می‌شود. البته، کاهش درصد Si به آلیاژهای دوفازی Nb_3Si_2-Nb با ذرات پر Nb در زمینه‌ی ترد Nb_3Si_2 می‌انجامد^(۸). این آلیاژها به دلیل پل زنی ترک چقرمگی بهتری نشان می‌دهند^(۹). تناسب‌های فازی در این آلیاژها و اثرات انجماد سریع مطالعه شده‌اند^(۱۰). Nb_3Si_2 در معرض اکسایش شبه سفیدک قرار می‌گیرد^(۱۱) و آلیاژهای Nb_3Si_2-Nb در مجاورت اکسیژن و هیدروژن ترد می‌شوند^(۱۲).

سایر فازهای M_3Si_2 جذابیت کم‌تری برای استفاده دارند و از این رو کم‌تر مورد مطالعه قرار گرفته‌اند. فازهای M_3Si_2 را می‌توان با آلیاژکردن مکانیکی با هم مخلوط نمود که در مورد Ta_3Si_2 به بی‌شکلی بلوری منجر می‌شود^(۱۳). Y_3Si_2 و سه تایی $Y_3(Si,Ge)_2$ جزء فازهای مورد علاقه جهت استفاده به صورت مواد نگه‌دارنده‌ی هیدروژن محسوب می‌شوند^(۱۴).

1- Es-Souni et al., 1992b , c

2- Calka et al., 1991

3- Bhaduri, 1992

4- Kumar, 1991; shah and Anton, 1992b

5- Meschter and Schwartz, 1989; Bhattacharya, 1991

6- Wiedemeier and Singh, 1992; Schwartz et al., 1993

7- Massalski et al., 1990

8- Lewandowski et al., 1988

9- Rigney et al., 1991; Mendiratta et al., 1991; Mendiratta and Dimiduk, 1993

10- Cockeram et al., 1991; Berero et al., 1991b

11- Westbrook and Wood, 1964

12- Rigney et al., 1992

13- Kumar and Mannan, 1989

14- McColm and Ward, 1992

۱۱-۴- فازهای MSi

سیلیساید‌های فلزات واسطه، یعنی CrSi، MnSi، FeSi و CoSi با ساختار مکعبی B۲۰ متبلور می‌شوند، در صورتی که ساختار بلورین NiSi و سیلیساید‌های فلزات قیمتی PtSi، IrSi و PdSi لوزی القاعده‌ی B۳۱ است^(۱). فازهای MSi (خصوصاً PtSi و نیز NiSi) مواد لایه نازک مهمی برای کاربرد در تجهیزات الکترونیکی هستند^(۲). این فازها به موازات با کار بر روی PdSi_p (که در بخش ۱۱-۲ عنوان شد) مطالعه گردیده‌اند و معمولاً تألیفات در این رابطه متوجه اثر کلی سیلیساید‌های لایه نازک پرکاربرد می‌باشد. علاوه بر کاربردهای الکترونیکی، NiSi جزء فازهای مورد علاقه به عنوان فاز سازنده‌ی پوشش‌های مقاوم به اکسایش^(۳) و ماده‌ی ذخیره‌کننده‌ی گرما با هدایت حرارتی زیاد^(۴) محسوب می‌شود. IrSi در لایه‌های MoSi_p/Ir تشکیل می‌شود. این لایه‌ها برای پوشش مواد مرکب کربن-کربن مورد توجه قرار می‌گیرند^(۵). MnSi و CoSi توان برقی - حرارتی زیادی از خود نشان می‌دهند^(۶) و از این رو جهت تولید نیروی برقی - حرارتی امیدوارکننده هستند^(۷). خصوصاً دستگاه مولد گرما از جنس CoSi-CrSi_p پیشنهاد شده است^(۸).

۱۱-۵- دی سیلیساید‌ها

فازهای فلز واسطه‌ی MSi_p (M=Zr، Hf، V، Nb، Ta، Cr، Mo یا W) با ساختار مکعب مستطیلی C۱۱_b، منشوری C۴۰ یا ساختارهای لوزی القاعده C۴۹ و C۵۴ متبلور می‌شوند و حلالیت پذیری متقابل زیادی در حالت جامد نشان می‌دهند^(۹). این ساختارهای بلوری کاملاً مشابه هستند و تنها در چیدمان عناصر ساختاری یکسان با یکدیگر تفاوت دارند^(۱۰).

MoSi_p با ساختار C۱۱_b، به دلیل خواص الکتریکی سودمند و مقاومت به اکسایش عالی‌اش

1- Massalski et al., 1990

2- Eizenberg et al., 1981; Cohen et al., 1982; Murarka, 1984; Tu et al., 1983; Appelbaum et al., 1984

3- Meier, 1987

4- Wilson and Cavin, 1992

5- Chou, 1990; Chou and Nieh, 1990

6- Samsonov and Vinitkii, 1980

7- Sakata and Nishida, 1976

8- Sakata and Tokushima, 1963

9- Kudielka and Nowotny, 1956

10- Nowotny, 1963

استفاده‌ی گسترده‌ای به صورت المنت‌های حرارتی در کوره‌های دمای بالا (تادمای 1700°C) پیدا کرده است.^(۱) این مقاومت به اکسایش زیاد که در سایر سیلیساید‌های پر Mo دیده نمی‌شود، ناشی از تشکیل لایه‌ی محافظ، شیشه‌ای و بسیار چسبنده‌ی SiO_2 همراه با تبخیر ابتدایی اکسید فرار مولیبدن است.^(۲) البته MoSi_2 از طریق اکسایش شبه سفیدک در دماهای میانه (بین 300°C و 600°C) در معرض تجزیه‌ی اکسایشی قرار می‌گیرد^(۳) که در مرز دانه‌ها و عیوب ریز ساختار^(۴) رخ می‌دهد و از این رو می‌توان با جلوگیری از ایجاد مرزدانه و عیوب ساختاری یا با آلیاژ کردن با مقادیر کم Fe و Re^(۵) آن را به حداقل رساند. این مقاومت به اکسایش زیاد، MoSi_2 را برای استفاده در پوشش‌های محافظ جالب توجه می‌کند.^(۶) علاوه بر این کاربردها در دمای بالا، MoSi_2 برای استفاده در تجهیزات الکترونیکی (یا به صورت زیرلایه‌ی لایه‌های $\text{Si}^{(۷)}$ و یا اتصالات لایه نازک در مدارهای VLSI^(۸)) سودمند است. سینتیک تشکیل سیلیساید در لایه‌های نازک به طور مفصل تحلیل گردیده است.^(۹)

در حال حاضر، MoSi_2 جهت کاربردهای سازه‌ای و در دماهای بالا مورد توجه و ایجاد مواد مختلف مرتبط با آن رو به گسترش است.^(۱۰) ثابت‌های کش سانی شناخته شده‌اند^(۱۱) و رفتار تغییر شکل موم‌سان از جنبه‌ی ترکیب ناهم‌جایی‌ها و سیستم‌های لغزش^(۱۲) دوقلو شدن^(۱۳) و خزش^(۱۴) مورد تحلیل قرار گرفته است. تبدیل تردی به شکل پذیری (بسته به ریز ساختار و درصد ناخالصی) در تقریباً 1000°C یا دماهای بالاتر رخ می‌دهد.^(۱۵) شکل پذیری و چقرمگی MoSi_2 را می‌توان با استفاده از

- 1- Fitzer and Rubisch, 1958; Tamura, 1961; Schrewelius and Magnusson, 1966; Schlichting, 1986
- 2- Fitzer, 1955; Kieffer and Benesovsky, 1956; Lee et al., 1991; Meier and Pettit, 1992
- 3- Fitzer, 1955; Westbrook and Wood, 1964; Chou and Nieh, 1993a
- 4- Chou and Nieh, 1993b
- 5- Ban and Ogilvie, 1966
- 6- Fitzer, 1952; Motojima et al., 1982; Packer, 1989; Chou, 1990; Petrovic, 1993
- 7- Campisi et al., 1981
- 8- Chow et al., 1980; Murarka, 1984; Urwank et al., 1985
- 9- d'Heurle, 1993b
- 10- Lugscheider et al., 1991; Kumar and Liu, 1993; Petrovic, 1993; Hardwick et al., 1993
- 11- Nakamura et al., 1990; Nakamura, 1991; Srinivasan and Schwarz, 1992
- 12- Umakoshi et al., 1990a, b; Maloy et al., 1992; Evans et al., 1993; Rao et al., 1993
- 13- Mitchell et al., 1992
- 14- Tamura, 1961; Kimura et al., 1990; Sadananda and Feng, 1993
- 15- Umakoshi et al., 1991; Aikin, 1992; Srinivasan et al., 1993; Petrovic, 1993

روش‌های خاص فراورش^(۱)، کم آلیاژ کردن با کربن به منظور اجتناب از تشکیل لایه‌های SiO_2 در مرز دانه‌ها^(۲)، استفاده از لایه‌های نرم سطح زاینده‌ی نابه‌جایی^(۳) یا وارد کردن فاز ثانویه‌ی نرم که معمولاً فاز پر Nb است^(۴)، بهبود داد. هم‌چنین چقرمگی را می‌توان با جاسازی کردن فازهای ثانویه‌ی سخت به منظور توقف رشد ترک، خصوصاً سرامیک‌ها، در زمینه‌ی MoSi_2 افزایش داد^(۵).

با توجه به اثرات سودمند فازهای ثانویه، ترکیب MoSi_2 با سایر فازها، با هدف پیشرفت مواد مرکب جدید با پایه‌ی MoSi_2 در حال مطالعه است^(۶). بیش‌ترین کاربرد بر روی سیستم MoSi_2 -SiC معطوف شده است^(۷). سایر سیستم‌های مورد توجه ویژه عبارتند از: MoSi_2 -TiC^(۸) و MoSi_2 - Al_2O_3 ^(۹)، هم‌چنین یونکتیک‌های MoSi_2 - Mo_5Si_3 ^(۱۰) و MoSi_2 - $\text{Er}_2\text{Mo}_2\text{Si}_2$ ^(۱۱) و فاز نرم چقرمه شده‌ی MoSi_2 -Nb/Ta^(۱۲) و سیستم‌های MoSi_2 -Mo^(۱۳). به علاوه، MoSi_2 به صورت فاز استحکام بخش در سایر سیستم‌های ماده‌ی مرکب (به عنوان نمونه در زمینه SiC^(۱۴) یا در زمینه‌ی بریلاید^(۱۵))، مورد توجه قرار گرفته است.

WSi_5 با ساختار مکعب مستطیلی C11_b ، سیلیساید دیگری با مقاومت به اکسایش زیاد است که همانند MoSi_2 ، بر تشکیل پوسته‌ی چسبنده، چگال و شیشه‌ای SiO_2 در دماهای بالا متکی است^(۱۶) و در

- 1- Tiwari et al., 1991; Castro et al., 1992; Patankar and Lewandowski, 1993
- 2- Maloy et al., 1991; Jayashankar and Kaufman, 1992
- 3- Czarnik et al., 1993
- 4- Lu et al., 1991; Xiao and Abbaschian, 1992; Venkateswara Rao et al., 1992; Alman and Stoloff, 1992
- 5- Bhattacharya and Petrovic, 1991; H. Chang et al., 1992
- 6- Meschter and Schwartz, 1989; Shah et al., 1990; Yang et al., 1990; Boettinger et al., 1992; Petrovic and Vasudevan, 1992; Wiedemeier and Singh, 1992; Petrovic, 1993; Sadananda and Feng, 1993
- 7- Bhattacharya and Petrovic, 1991; Henager et al., 1992a; Jayashankar and Kaufman, 1992; Suzuki et al., 1992; Alman and Stoloff, 1993; Feng and Michel, 1993; Jeng et al., 1993; Ting, 1993
- 8- Yang and Jeng, 1990; Chang and Gibala, 1993
- 9- Alamn et al., 1991; Y.S. Kim et al., 1991; Meschter, 1991
- 10- Mason and Van Aken, 1993
- 11- Patrick and Van Aken, 1993
- 12- Carter and Martin, 1990; Lu et al., 1991; Alman and Stoloff, 1992; Venkateswara Rao et al., 1992
- 13- Dève et al., 1992
- 14- Lim et al., 1989
- 15- Bruemmer et al., 1993
- 16- Kieffer and Benesovsky, 1956

دماهای میانه، اکسایش شبه سفیدک در آن رخ می‌دهد^(۱). ثابت‌های کش‌سانی WSi_p ^(۲) و تغییر شکل موم‌سان آن را در دماهای بالا^(۳) مطالعه نموده‌اند. جدا از کاربردهای ممکن در دماهای بالا^(۴)، WSi_p جزء فازهای مورد علاقه برای استفاده به صورت لایه‌ی نازک در تجهیزات الکترونیکی محسوب می‌شود^(۵).

$TiSi_p$ با ساختار لوزی القاعده CS_4 ، از طریق پوسته‌ی چسبنده و شیشه‌ای TiO_p-SiO_p در مقابل اکسایش محافظت می‌گردد^(۶). $TiSi_p$ ؛ با توجه به مقاومت به اکسایش زیاد و چگالی کم، جهت کاربردهای سازه‌ای در دماهای بالا مورد توجه قرار گرفته است^(۷). $TiSi_p$ را می‌توان با آلیاژ کردن مکانیکی^(۸) ترکیب کرد. تک بلورهای آن نیز تولید شده‌اند^(۹) و ریز ساختار آن مورد تجزیه و تحلیل قرار گرفته است^(۱۰). اطلاعات مربوط به انبساط حرارتی، ضریب‌های کش‌سانی، سختی، استحکام تسلیم، مقاومت خزشی و چقرمگی این مواد به دست آمده‌اند^(۱۱). ورای کاربردهای احتمالی در دماهای بالا^(۱۲)، $TiSi_p$ به منظور استفاده به صورت لایه‌ی نازک در تجهیزات الکترونیکی مورد توجه قرار گرفته است^(۱۳).

$ZrSi_p$ ، خواص فیزیکی و شیمیایی جالبی از لحاظ استفاده در دماهای بالا نشان می‌دهد^(۱۴). همانند دیگر دی‌سیلیسایدها، $ZrSi_p$ نیز دمای تبدیل تردی به شکل پذیری تقریباً $900^\circ C$ ^(۱۵) دارد. پوشش $ZrSi_p$ بر روی Zr مقاومت به اکسایش خوبی فراهم می‌نماید^(۱۶)، اگرچه توده‌ی $ZrSi_p$

- 1- Westbrook and Wood, 1964
- 2- Nakamura, 1991
- 3- Kimura et al., 1990
- 4- Kumar and Liu, 1993
- 5- Olowolafe et al., 1979; Murarka. 1984
- 6- Kieffer and Benesovsky, 1956, 1956; Rahmel and Spencer, 1991
- 7- Lugscheider et al., 1991; Rosenkranz et al., 1992; Kumar and Liu, 1993
- 8- Calka et al., 1991; matteazzi et al., 1992
- 9- Thomas et al., 1987; Peshev et al., 1989
- 10- Jia et al., 1989
- 11- Lugscheider et al., 1991; Rosenkranz and Frommeyer, 1992; Vehoff, 1993
- 12- Kumar and Liu, 1993
- 13- Murarka, 1984
- 14- Rosenkranz and Frommeyer, 1992
- 15- Vehoff, 1993
- 16- Caillet et al., 1978

پوسته‌های چسبنده و چگال در حین اکسایش ایجاد نمی‌کند^(۱).

دی سیلیساید های VSi_3 ، $NbSi_3$ و $TaSi_3$ با ساختار منشوری CF_0 متبلور می‌شوند^(۲)، ثابت‌های کشسانی VSi_3 ^(۳)، هم‌چنین سختی و دمای تبدیل تردی به شکل پذیری ظاهری^(۴) تعیین شده‌اند. VSi_3 از جمله فازهای جالب توجه برای استفاده در تجهیزات الکترونیکی است. اندرکنش‌های تشکیل لایه‌ی نازک مطالعه گردیده‌اند^(۵). $TaSi_3$ در تولید ریز پردازنده‌ها و دیگر وسایل الکترونیکی به طور موفقیت آمیز به کار رفته است^(۶). ساز و کارهای تشکیل لایه‌ی نازک $TaSi_3$ به طور مفصل مطالعه شده‌اند^(۷).

با وجود این که در $1200^\circ C$ پوسته‌های محافظ، چگال و چسبنده تشکیل نمی‌شوند^(۸)، اما $CrSi_3$ با ساختار CF_0 برای کاربردهای در دمای بالا مورد توجه واقع می‌شود^(۹). تک بلور این ماده تولید شده^(۱۰) و خواص کشسانی^(۱۱) و رفتار تغییر شکل موم‌سان آن مورد مطالعه قرار گرفته است^(۱۲). $CrSi_3$ از فازهای مورد علاقه برای استفاده به عنوان اتصالات لایه نازک در وسایل الکترونیکی است^(۱۳). $CrSi_3$ توان برقی - حرارتی زیادی از خود نشان می‌دهد^(۱۴) و برای استفاده به صورت ماده‌ی برقی - حرارتی مثلاً در مولد گرمای $CrSi_3-CoSi$ به منظور تولید برقی حرارتی پیشنهاد شده است^(۱۵).

از دیگر دی سیلیساید با توان برقی - حرارتی زیاد، $FeSi_3$ است و جهت استفاده در مولد برق حرارت پیشنهاد شده است^(۱۶). $FeSi_3$ ساختار بلوری لوزی القاعده دارد و فقط در دماهای کم پایدار

- 1- Kieffer and Benesovsky, 1956
- 2- Kudielka and Nowotny, 1956
- 3- Fleischer et al., 1989b; Nakamura, 1991
- 4- Fleischer et al., 1990
- 5- Lim and Stark, 1984
- 6- Murarka, 1984
- 7- Maa et al., 1985; Natan, 1985; Nava et al., 1985
- 8- Kieffer and Benesovsky, 1956; Grabke and Brumm, 1989
- 9- Kieffer and Benesovsky, 1956; Grabke and Brumm, 1989
- 10- Peshev et al., 1989
- 11- Nakamura, 1991
- 12- Umakoshi et al., 1991
- 13- Tu et al., 1980; Appelbaum et al., 1984
- 14- Samsonov and Vinitiskii, 1980; Nishida, 1978
- 15- Sakata and Tokushima, 1963; Ohkoshi et al., 1988
- 16- Hesse, 1969b

است، در حالی که در دماهای بالاتر، با تشکیل آلیاژ دوفازی $\text{FeSi-Fe}_3\text{Si}_5$ تجزیه می‌شود^(۱). علاوه بر آن، در معرض اکسایش شبه سفیدک قرار می‌گیرد^(۲). بهسازی با Al، باعث تولید رسانای FeSi_p نوع p و بهسازی شده با Co، FeSi_p نوع n تولید می‌کند و ترکیب هر دو ماده ترموکوپلی به وجود می‌آورد که می‌توان آن را به عنوان مولد نیروی برق حرارتی مورد استفاده قرار داد^(۳).

CoSi_p که با ساختار مکعبی نسبتاً ساده‌ی C۱ متبلور می‌شود، در تجهیزات الکترونیکی مدار مجتمع در مقیاس بزرگ به کار می‌رود. در نتیجه، شرایط لازم برای تشکیل لایه‌ی نازک مطالعه شده است^(۴). با توجه با ساختار بلوری ساده‌ی CoSi_p انتظار می‌رود که قابلیت تغییر شکل پذیری موم‌سان از خود نشان دهد و در کاربردهای سازه‌ای مورد توجه واقع شود^(۵). نمودار فازی Co-Si تحلیل^(۶) و توزیع الکترونی از طریق محاسبات ابتدایی مطالعه شده است^(۷). انتالپی تشکیل جای خالی‌ها از طریق انهدام پوزیترون تعیین گردیده است^(۸). مقاومت به اکسایش عالی برای آن معلوم شده است^(۹) و رفتار تغییر شکل موم‌سان از جنبه‌ی ترکیب‌های ناهم‌جایی و سیستم‌های لغزش مورد تجزیه و تحلیل قرار گرفته است^(۱۰).

مطلوب‌ترین کاربرد NiSi_p استفاده در تجهیزات لایه‌ی نازک الکترونیکی است^(۱۱). با توجه به این کاربردها، شرایط لازم برای تشکیل لایه نازک^(۱۲) و همچنین تشکیل لایه‌های اکسیدی نازک بر روی NiSi_p به طور مفصل مطالعه شده‌اند^(۱۳). ورای این استفاده‌ها، رفتار انبساط حرارتی NiSi_p از لحاظ کاربرد به صورت ماده‌ی ذخیره‌کننده‌ی گرما مطالعه شده است^(۱۴). سرانجام، باید توجه شود که آلیاژ

1- Nishida, 1973; Kojima et al., 1990

2- Westbrook and Wood, 1964

3- Hesse, 1969a

4- Pretorius et al., 1985; Catana et al., 1992; Mantl, 1993; Kumar, 1994

5- Yamaguchi et al., 1993

6- Ishida et al., 1991b; Choi, 1992

7- Sen Gupta and Chatterjee, 1986

8- Iro et al., 1993

9- Anton and Shah, 1989

10- Takeuchi et al., 1991, 1992; Ito et al., 1992; Suzuki and Takeuchi, 1993; Yamaguchi et al., 1993;

Anongba and Steinemann, 1993

11- Kumar, 1994

12- Tu et al., 1983; d'Heurle et al., 1984; Singh and Khokle, 1987

13- Cros, 1983

14- Wilson and Cavin, 1992

کردن AlNi با NiSi_3 تولید فازهای با رنگ‌های ویژه‌ای (آبی کم رنگ، زرد، سفید و ترکیبی از آن‌ها) می‌کند که ممکن است برای استفاده در جواهرات جالب توجه باشند^(۱).

چشم اندازها

همان‌گونه که در مقدمه‌ی کتاب بیان شد، در این جا صرفاً می‌توان تعداد محدودی از بین فلزات را مورد ارزیابی قرار گیرد. دسته‌ی بزرگی از فازهای بین فلزی شناخته شده‌اند^(۱) و فازهای زیادی وجود دارند که در بخش‌های پیشین اشاره‌ای به آن‌ها نگردید، اما مورد توجه هستند. به عنوان نمونه می‌توان از فازهای تردکننده یا استحکام بخش در آلیاژهای فلزی تجاری نام برد که با فازهای فشرده‌ی σ ، μ ، x و α فازهای مرتبط با آن‌ها بیان می‌شوند^(۲) و به دلیل اثرات تردی، مشکلاتی در بسیاری از سیستم‌های آلیاژهای فلزی وارد می‌کنند که با این وجود اگر به طور مناسب توزیع شوند ممکن است به عنوان فازهای تقویت‌کننده نیز مورد استفاده قرار گیرند^(۳). بیش‌تر فازهای کم‌تر شناخته شده به اندازه‌ی کافی برای ایجاد یک بانک اطلاعاتی (که برآورد خواص آن‌ها را به منظور استفاده ممکن می‌سازد) مطالعه نشده‌اند. از این رو نیاز مبرمی به تعیین ویژگی‌های اساسی بین فلزات کم‌تر شناخته شده (خصوصاً ساختمان اتمی، نمودارهای فاز، چگالی‌ها، ثابت‌های کش‌سانی و ضریب‌های نفوذشان) وجود دارد.

در خصوص فازهای بهتر شناخته شده که برای پیشرفت مواد انتخاب شده‌اند یا به عنوان فازهای منتخب برای پیشرفت‌های جدید مورد توجه هستند، فهم فیزیکی خواص و رفتار آن‌ها در حین فراورش و کار هنوز نا کافی است که در نتیجه آهنگ پیشرفت‌های حاضر را کند می‌کند. پیشرفت آلیاژهای سازه‌ای معمولاً به آلیاژهای بین فلزی چندفازی پیچیده منجر می‌شود که به منظور رسیدن به استحکام و مقاومت به خوردگی زیاد همراه با شکل پذیری کافی از حیث توزیع فاز و ترکیب فاز بهینه سازی می‌شوند. البته،

1- Villars and Calvert, 1991

2- Nevitt, 1963; Bardos et al., 1966; Benjamin et al., 1966; Hall and Algie, 1966; Sinha, 1973

3- Pickering, 1976; Bhandarkar et al., 1976; Gaspard et al., 1977; Sauthoff and Speller, 1982; Schumacher and Sauthoff, 1987; Sha et al., 1993

اثرات عناصر آلیاژی بر خواص اساسی فازهای مربوط در این آلیاژهای بین فلزی هنوز به قدر کافی فهمیده نشده است. درک این نکته ضروری است که چگونه تغییر ترکیب در یک فاز خاص باعث تغییر خواص (مثلاً در ضریب‌های کش سانی) می‌شود. امید آن می‌رود که کارهای آزمایشی بیش تری برای کسب اطلاعات مجهول سیستم‌های آلیاژی مورد علاقه انجام شود و کارهای نظری بیش تری از جمله، محاسبات ابتدایی مکانیک کوانتومی برای فهم چگونگی تغییر خواص با افزایش عناصر آلیاژی خاص با روش‌های ویژه انجام گردد. این کمبود شناخت، صرفاً مشکل ترکیب‌های بین فلزی نیست، اما مشکلات شناخت بین فلزات مشخص تر است زیرا خواص آن‌ها (مثلاً نوع پیوند) نسبت به آنچه که در خانواده‌ی سیستم‌های آلیاژی فلزی شناخته می‌شود با تغییر ترکیب به مقدار بیش تری تغییر می‌کند.

در خصوص کاربردها، آلیاژهای بین فلزی مختلف (به عنوان نمونه آلیاژهای مغناطیسی FeCo یا مواد آبررسانایی A15) کاملاً تثبیت شده و به طور موفقیت آمیزی استفاده می‌شوند. تغییر شکل پذیری محدود یا عدم آن، مشکلاتی را برای تولید این مواد اعمال می‌کند که پیوسته موضوع تحقیق و بررسی است. پیشرفت‌های زیادی با به کارگیری فنون پیشرفته‌ای که برای دیگر گروه‌های مواد به وجود آمده‌اند، حاصل شده است. خصوصاً، اکنون تجربیاتی در رابطه با فرورش بین فلزات سازه‌ای ترد به دست آمده است و در این جا سرامیک‌های ترد تر پیشرفته نیز می‌توانند سودمند باشند.

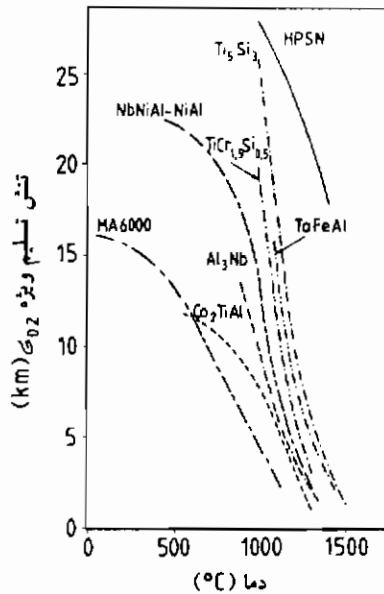
در حال حاضر، آلیاژهای بین فلزی سازه‌ای جدید در کانون توجه به بین فلزات در کاربردهای دمای بالا هستند و این توجه رو به گسترش است. برخی از پیشرفت‌هایی که بر فازهای کلاسیک TiAl، Ti₃Al و Ni₃Al بنا شده‌اند و به نام آلومینیدهای نیکل و تیتانیم شناخته می‌شوند، در آستانه‌ی تجاری شدن هستند. اما، حتی این پیشرفت‌ها در مقایسه با سایر پیشرفت‌های مواد پیشرفته (مثلاً موتورهای سرامیکی نوین) هنوز در مراحل اولیه است. کار تجربی و نظری بسیار زیادی برای حل مشکلات فرورش و تنظیم طیف خواص برای کاربردهای خاص ضروری است.

همان‌گونه که قبلاً عنوان شد، آلومینیدهای نیکل و آلومینیدهای تیتانیم بسیار پیشرفته را به دلیل استحکام یا مقاومت به اکسایش محدود (یا هر دو) در دماهای بالا، تنها می‌توان تا ۱۰۰۰°C مورد استفاده قرار داد^(۱). به منظور کاربرد در دماهای بسیار بیش تر از ۱۰۰۰°C باید از سایر فازهایی که کم تر رایج هستند و دمای ذوب بالاتری دارند، استفاده نمود. این قبیل فازها در دسترس هستند و نمونه‌هایی از آن‌ها در شکل ۳۴ نشان داده شده است^(۲). در مقایسه با آلومینیدهای تیتانیم و نیکل، فازهای کم تر معمول،

1- Sauthoff, 1994

2- Sauthoff, 1992

محکم تر و تردترند، ساختارهای بلوری آنها پیچیده و کار با آنها دشوار است و از این رو به عنوان فازهای نامتعارف در نظر گرفته می شوند. البته همان طور که از شکل ۳۴ روشن است، این فازهای نامتعارف احتمالاً فاصله‌ی بین آلیاژهای فلزی دمای بالا و سرامیک‌ها را پر می کنند. تردی فازهای نامتعارف را می توان با ترکیب با فازهای نرم تر به منظور ایجاد آلیاژهای چند فازه با ساختارهای مناسب، تخفیف داد. حتی فازهای سخت استحکام بخش ممکن است چقرمگی را از طریق کند کردن رشد ترک بهبود دهند. رفتار مکانیکی را می توان با اصلاح ریز ساختار بهینه کرد، که به کنترل دقیق فرآورش احتیاج دارد.



شکل ۳۴- تنش تسلیم ویژه (۲/۰ درصد تنش آزمایش در فشار بر واحد چگالی وزنی در آهنگ کرنش $10^{-4} s^{-1}$) به صورت تابعی از دما برای فاز D_{0-3} (Reip, 1991; Reip and Sauthoff, 1993)، فاز نوع هیوسلر Co_3TiAl (Sauthoff, 1990b)، فازهای لایه‌ی $TaFeAl$ و $TiCr_{1/5}Si_{1/5}$ (Sauthoff, 1990b; Machon, 1992)، آلیاژ دو فاز $NbNiAl-NiAl$ با ۱۵ درصد حجمی $NiAl$ در فاز لایه‌ی $NbNiAl$ (Sauthoff, 1990b; Machon, 1992) و فاز منشوری Ti_5Si_3 (Frommeyer et al., 1990)، در قیاس با آلیاژ $MA6000$ (در کشش) (Inco, 1982) و نیتريد سیلیسیم پرس گرم شده $HPSN$ (حد بالایی استحکام خمشی) (Porz and Grathwohl, 1984).

البته، باید تأکید کرد که نمی‌توان انتظار داشت مواد بین‌فلزی‌ای را با خواص مشابه با آلیاژهای فلزی معمول موجود به دست آورد. نرم‌شوندگی که در موارد اندکی (خصوصاً در Ni_3Al و $\text{V}(\text{Fe}, \text{Co}, \text{Ni})$) به دست آمده است بر سازوکارهای نسبتاً خاص بنا شده است و برای فازهای بین‌فلزی دیگر مورد انتظار نیست. از این رو، مواد بین‌فلزی باید به عنوان طبقه‌ی موادی از نوع خودشان با طیف خواصی که به طور قابل ملاحظه‌ای با خواص مواد دیگر متفاوت است و می‌تواند در گستره‌ی وسیعی همانند فلزات در یک سو و غیر فلزات در سوی دیگر تغییر کند، لحاظ گردند. این طبقه بندی امکان‌های زیادی را برای پیشرفت‌های گوناگون که هم از جنبه‌ی کاربردهای عملی و هم علم مواد تحریک می‌شوند، به ارمغان می‌آورد.

سرانجام، توجه می‌شود که بیش‌ترین توجه به پیشرفت آلیاژهای بین‌فلزی جهت استفاده به عنوان تیغه‌های توربین‌گازی هواپیما معطوف می‌شود. این کاربرد بیش‌ترین استفاده‌ی مورد در خواست است و روشن نیست که آیا همه‌ی مشکلات همراه با استحکام، نرمی، چقرمگی و مقاومت به خوردگی را با هزینه‌های معقول می‌توان حل نمود یا نه. کاربردهای با تکنولوژی کم‌تر پیشرفته می‌توانند برای معرفی مواد بین‌فلزی جدید در حال حاضر سودمندتر باشند. نمونه‌ای از این کاربردها می‌تواند موتور اتومبیل باشد که در آن قطعات سبک و محکم با مقاومت به خوردگی کافی مورد نیازند. در این جا تردی مشکلی محسوب نمی‌شود زیرا طراحان نحوه‌ی استفاده از مواد سرامیکی را (به عنوان نمونه در سوپاپ‌ها) آموخته‌اند. البته، مواد جدید باید از لحاظ خواص فیزیکی، خصوصاً انبساط حرارتی و هدایت حرارتی قابل رقابت با موتور فلزی باشند. این احتیاج مترادف با مشخصه‌های مواد بین‌فلزی است، آن‌ها ترد و سخت با پیوند اتمی اساساً فلزی هستند، به عبارت بهتر خواص فیزیکی فلزی دارند. از این رو انتظار می‌رود مواد بین‌فلزی جدید نقش مهمی در ساخت موتورهای اتومبیل و کاربردهای مشابه ایفا نمایند.

قدردانی

تحقیقات نویسنده بر روی فلزات توسط Forschungsgemeinschaft (DFG) و Bundesminister für Forschung und Technologie (BMFT) در طول یک دهه مورد حمایت قرار گرفته است که جای سپاس فراوان دارد. نگارنده مرهون یاری همکاران زیادی است که از تحقیقات آنها در بخش مآخذ سپاس‌گزاری می‌شود، خصوصاً از همکاران او در Max-Planck-Institut für Eisenforschung برای بحث‌های جالب و بسیار پرازش آنها قدردانی می‌کند. نویسنده از خانم اریکا بارچ (Bartsch) به خاطر کار زیاد با میکروسکوپ الکترونی و آقای گرهارد بیال کوفسکی (Bialkowski) به خاطر آزمون‌های مکانیکی بی‌شمار بر روی مواد نسبتاً ترد تشکر می‌کند.

- Ahlers, M. (1986), *Prog. Mater. Sci.* 30, 135-186.
- Ahlers, M., Pelegrina, J. L. (1992), *Acta Metall. Mater.* 40, 3213-3220.
- Ahmed, T., Flower, H. M. (1992), *Mater. Sci. Eng. A152*, 31-36.
- Aikin, R. M., Jr. (1992), *Scr. Metall. Mater.* 26, 1025-1030.
- Aindow, M., Shyue, J., Gaspar, T. A., Fraser, H. L. (1991), *Phil. Mag. A64*, 59-65.
- Aitken, E. A. (1967), in: *Intermetallic Compounds*: Westbrook, J. H. (Ed.). New York: Wiley, pp. 491-516.
- Akuezu, H. C., Whittle, D. P. (1983), *Met. Sci.* 17, 27-33.
- Albers, M., Sai Baba, M., Kath, D., Miller, M., Hilpert, K. (1992), *Ber. Bunsenges. Phys. Chem.* 96, 1663-1668.
- Alekseyev, L. A., Dzhavadov, D. M., Tyapkin, Y. D., Levi, R. B. (1977), *Fiz. Metal. Metalloved.* 43 (No. 6), 1235-1241.
- Alexander, D. J., Sikka, V. K. (1992), *Mater. Sci. Eng. A152*, 114-119.
- Alexander, H. (1986), in: *Dislocations in Solids*: Nabarro, F. R. N. (Ed.). Amsterdam: North-Holland, pp. 113-234.
- Alexander, H., Haasen, P. (1968), in: *Solid State Physics*, Vol. 22: Seitz, F., Turnbull, D., Ehrenreich, H. (Eds.). New York: Academic, pp. 27-158.
- Allen, C. W. (1985), in: *High-Temperature Ordered Intermetallic Alloys*: Koch, C. C., Liu, C. T., Stoloff, N. S. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 141-146.
- Allen, C. W., Liao, K. C. (1982), *Phys. Status Solidi (a)* 74, 673-681.
- Allen, C. W., Delavignette, P., Amelinckx, S. (1972), *Phys. Status Solidi (a)* 9, 237-246.
- Alman, D. E., Stoloff, N. S. (1991), in: *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV*: Johnson, L. A., Pope, D. P., Stiegler, J. O. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 989-1000.
- Alman, D. E., Stoloff, N. S. (1992), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 273, 247-252.
- Alman, D. E., Stoloff, N. S. (1993), *Scr. Metall. Mater.* 28, 1525-1530.
- Alman, D. E., Stoloff, N. S., Otsuki, M. (1991), in: *Proc. Int. Symp. on Intermetallic Compounds - Structure and Mechanical Properties (JIMIS-6)*: Izumi, O. (Ed.). Sendai: The Japan Institute of Metals, pp. 891-899.
- Aly, E.-S. M., Stark, J. P. (1984), *Acta Metall.* 32, 907-914.
- Amano, M., Sasaki, Y., Watanabe, R., Shibata, M. (1983), *J. Less-Common Met.* 89, 513-518.
- Amano, M., Hirata, T., Kimura, T., Sasaki, Y. (1984), *Trans. JIM* 25, 657-661.
- Anderson, C. D., Hofmeister, W. H., Bayuzick, R. J. (1993), *Metall. Trans. 24A*, 61-66.
- Andreyeva, A. V., Belyanin, A. F., Bulyonkov, N. A. (1988), *Acta Metall.* 36, 2377-2385.
- Andryushchenko, V. A., Gavrilyuk, V. G., Nadutov, V. M. (1985), *Phys. Met. Metall.* 60 (4), 50-55.
- Anongba, P. N. B., Steinemann, S. G. (1993), *Phys. Status Solidi (a)* 140, 391-409.
- Anton, D. L. (1988), in: *High Temperature/High Performance Composites*: Lemkey, F. D., Fishman, S. G., Evans, A. G., Strife, J. R. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 57-64.
- Anton, D. L., Shah, D. M. (1989), in: *High-Temperature Ordered Intermetallic Alloys III*: Liu, C. T., Taub, A. I., Stoloff, N. S., Koch, C. C. (Eds.). Pittsburgh, PA: Mater. Res. Soc., pp. 361-371.
- Anton, D. L., Shah, D. M. (1990), in: *Intermetallic Matrix Composites*: Anton, D. L., Martin, P. L., Miracle, D. B., McMeeking, R. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 45-52.
- Antou, D. L., Shah, D. M. (1991a), in: *Proc. Int. Symp. on Intermetallic Compounds - Structure and Mechanical Properties (JIMIS-6)*: Izumi, O. (Ed.). Sendai: The Japan Institute of Metals, pp. 379-386.
- Anton, D. L., Shah, D. M. (1991b), in: *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV*: Johnson, L. A., Pope, D. P., Stiegler, J. O. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 63-68.
- Anton, D. L., Shah, D. M. (1992a), *Mater. Sci. Eng. A153*, 410-415.
- Anton, D. L., Shah, D. M. (1992b), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 273, 157-164.
- Anton, D. L., Shah, D. M. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 141-150.
- Aoki, K. (1990), *Mater. Trans. Jpn. Inst. Met.* 31, 443-448.
- Aoki, K., Izumi, O. (1979), *J. Jpn. Inst. Met.* 43, 1190-1196.
- Aoki, K., Masumoto, T. (1988), *Sci. Rep. Tohoku Univ. A34*, 79-92.
- Aoki, K., Masumoto, T. (1993), *J. Alloys Compounds* 194, 251-261.
- Aoki, K., Ishikawa, K., Masumoto, T. (1993), *Scr. Metall. Mater.* 29, 651-656.
- Aoki, Y., Nakamichi, T., Yamamoto, M. (1966), *J. Phys. Soc. Jpn.* 21, 565-570.
- Appel, F., Beaven, P. A., Wagner, R. (1993), *Acta Metall. Mater.* 41, 1721-1732.
- Appelbaum, A., Eizenberg, M., Brenner, R. (1984), *J. Appl. Phys.* 55, 914-917.
- Arbiter, W. (1953a), WADC Technical Report 53-190, part I, 1-85.
- Arbiter, W. (1953b), WADC Technical Report 53-190, part II, 1-47.
- Archambault, P., Hazotte, A. (1993), *Scr. Metall. Mater.* 28, 423-428.
- Argent, B. B. (1984), in: *Niobium*: Stuart, H. (Ed.). Warrendale, PA: The Metallurgical Society of AIME, pp. 325-415.

- Armitage, J. G. M., Dumelow, T., Mitchell, R. H., Riedi, P. C., Abell, J. S., Mohn, P., Schwarz, K. (1986), *J. Phys. F* 16, L141-L144.
- Arzt, E., Rösler, J. (1988), *Acta Metall.* 36, 1053-1060.
- Arzt, E., Göhring, E., Grähle, P. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 861-866.
- Asano, S., Ishida, S. (1988), *J. Phys. F* 18, 501-515.
- Ashby, M. F., Edward, G. H., Davenport, I., Verrall, R. A. (1978), *Acta Metall.* 26, 1379-1388.
- Ashby, M. F., Blunt, F. J., Bannister, M. (1989), *Acta Metall.* 37, 1847-1857.
- Ashok, S., Kain, K., Tartaglia, J. M., Stoloff, N. S. (1983), *Metall. Trans.* 14 A, 1997-2003.
- Asta, M., van Schilfgaarde, M., De Fontaine, D. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 153-158.
- Aswath, P. B., Suresh, S. (1991), *Metall. Trans.* 22 A, 817-828.
- Au, Y. K., Wayman, C. M. (1972), *Scr. Metall.* 6, 1209-1214.
- Austin, C. M., Kelly, T. J. (1993), in: *Structural Intermetallics*: Darolia, R., Lewandowski, J. I., Liu, C. T., Martin, P. L., Miracle, D. B., Nathal, M. V. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 143-150.
- Ayer, R., Ray, R. (1991), *Metall. Trans.* 22 A, 1901-1910.
- Baestack, W. A., III, Cieslak, M. J., Headley, T. J. (1988), *Scr. Metall.* 22, 1155-1160.
- Baker, I. (1993), *Scr. Metall. Mater.* 29, 835-836.
- Baker, I., Gaydos, D. J. (1987), *Mater. Sci. Eng.* 96, 147-158.
- Baker, I., George, E. P. (1992), *Met. Mater.* 8, 318-323.
- Baker, I., Munroe, P. R. (1990), in: *High-Temperature Aluminides and Intermetallics*: Whang, S. H., Liu, C. T., Pope, D. P., Stiegler, J. O. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 425-452.
- Baker, I., Nagpal, P. (1993), in: *Structural Intermetallics*: Darolia, R., Lewandowski, J. I., Liu, C. T., Martin, P. L., Miracle, D. B., Nathal, M. V. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 463-473.
- Baker, I., Liu, F., Nagpal, P., Munroe, P. R. (1991), in: *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV*: Johnson, L. A., Pope, D. P., Stiegler, J. O. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 533-538.
- Baker, I., Yuan, J., Schulson, E. M. (1993), *Metall. Trans.* 24 A, 283-292.
- Bakker, H. (1984), in: *Diffusion in Crystalline Solids*: Murch, G. E., Nowick, A. S. (Eds.). Orlando, FL: Academic, pp. 189-256.
- Bakker, H., Ommen, A. (1978), *Acta Metall.* 26, 1047-1053.
- Bakker, H., Westerveld, J. P. A. (1988), *Phys. Status Solidi (b)* 143, 409-417.
- Bakker, H., Van Winkel, A., Waegemaekers, A. A. H. J., Van Ommen, A. H., Stolwijk, N. A., Hatcher, R. D. (1985), in: *Diffusion in Solids: Recent Developments*: Dayananda, M. A., Murch, G. E. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 39-63.
- Bakker, H., Lo Cascio, D. M. R., Di, L. M. (1992), in: *Ordered Intermetallics - Physical Metallurgy and Mechanical Properties*: Liu, C. T., Cahn, R. W., Sauthoff, G. (Eds.). Dordrecht: Kluwer, 433-448.
- Balankin, A. S. (1984), *Sov. Phys. Solid State* 26, 1912-1913.
- Ball, A., Smallman, R. E. (1966), *Acta Metall.* 14, 1349-1355.
- Ball, J., Gottstein, G. (1993), *Intermetallics* 1, 191-208.
- Balsone, S. J. (1989), in: *Oxidation of High-Temperature Intermetallics*: Grobstein, T., Doychak, J. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 219-234.
- Ban, Z., Ogilvie, E. (1966), *Trans. AIME* 236, 1738-1742.
- Bardos, A. M., Bardos, D. I., Beck, P. A. (1963), *Trans. AIME* 227, 991-993.
- Bardos, D. I., Gupta, K. P., Beck, P. A. (1961), *Trans. AIME* 221, 1087-1088.
- Bardos, D. I., Malik, R. K., Spiegel, F. X., Beck, P. A. (1966), *Trans. AIME* 236, 40-48.
- Barinov, S. M., Evdokimov, V. Y. (1993), *Acta Metall. Mater.* 41, 801-804.
- Barinov, S. M., Evdokimov, V. Y., Shevchenko, V. Y. (1992), *J. Mater. Sci. Lett.* 11, 1347-1348.
- Bartels, A., Seeger, J., Mecking, H. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 1179-1184.
- Barth, E. P., Tien, J. K., Uejo, S., Kambara, S. (1992), *Mater. Sci. Eng. A* 153, 398-401.
- Bartholomeusz, M. F., Yang, Q., Wert, J. A. (1993), *Scr. Metall. Mater.* 29, 389-394.
- Bassi, C., Peters, J. A., Blank-Bewersdorff, M. (1991), *Technische Rundschau Sulzer* 1, 5-9.
- Batterman, B. W., Barrett, C. S. (1964), *Phys. Rev. Lett.* 13, 390-392.
- Batterman, B. W., Barrett, C. S. (1966), *Phys. Rev.* 145, 296-301.
- Bauer, G. (1939), *Z. Anorg. Allg. Chem.* 242, 1-22.
- Beauchamp, P., Dirras, G. (1993), *Phil. Mag.* A67, 813-826.
- Beauchamp, P., Dirras, G., Veyssiére, P. (1992), *Phil. Mag.* A65, 477-496.
- Beaven, P. A., Wu, J. S., Dogan, B., Hartig, C., Seeger, J., Wagner, R. (1989), GKSS-Jahresbericht, pp. 49-61.
- Becker, J. D., Sanchez, J. M., Tien, J. K. (1991), in: *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV*: Johnson, L. A., Pope, D. P., Stiegler, J. O. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 113-118.
- Becker, S., Rahmel, A., Schorr, M., Schütze, M. (1992), *Oxid. Met.* 38, 425-464.
- Becker, S., Schütze, M., Rahmel, A. (1993), *Oxid. Met.* 39, 93-106.
- Bequart, C. S., Clupp, P. C., Rifkin, J. A. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 228, 519-524.
- Bednorz, J. G., Müller, K. A. (1988), *Angew. Chem.* 100, 757-770.
- Benci, J. E., Ma, J. C., Feist, T. P. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 397-402.

- Bendersky, L. A., Voorhees, P. W., Boettinger, W. J., Johnson, W. C. (1988), *Scr. Metall.* 22, 1029-1034.
- Bendersky, L. A., Boettinger, W. J., Biancanello, F. S. (1992), *Mater. Sci. Eng. A* 152, 41-47.
- Benjamin, J. S., Giessen, B. C., Grant, N. J. (1966), *Trans. AIME* 236, 224-226.
- Bershadsky, E., Joseph, Y., Ron, M. (1991), *J. Less-Common Met.* 172-174, 1036-1043.
- Bertero, G. A., Hofmeister, W. H., Robinson, M. B., Bayuzick, R. J. (1991 a), *Metall. Trans. 22 A*, 2713-2721.
- Bertero, G. A., Hofmeister, W. H., Robinson, M. B., Bayuzick, R. J. (1991 b), *Metall. Trans. 22 A*, 2723-2732.
- Bertram, M., Paufler, P. (1983), *Cryst. Res. Technol.* 18, 5-11.
- Bewlay, B. P., Chang, K.-M., Suttill, J. A., Jackson, M. R. (1992), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 273, 417-424.
- Bhaduri, S. B. (1992), *Scr. Metall. Mater.* 27, 1277-1281.
- Bhandarkar, M. D., Bhat, M. S., Parker, E. R., Zackay, V. F. (1976), *Metall. Trans. 7 A*, 753-760.
- Bhattacharya, A. K. (1991), *J. Am. Ceram. Soc.* 74, 2707-2710.
- Bhattacharya, A. K., Petrovic, J. J. (1991), *J. Am. Ceram. Soc.* 74, 2700-2703.
- Bhattacharya, A. K., Ho, C. T., Sekhar, J. A. (1992), *J. Mater. Sci. Lett.* 11, 475-476.
- Bi, Y. J., Abell, J. S. (1993), *Scr. Metall. Mater.* 29, 543-546.
- Bidaux, J.-E., Ahlers, M. (1992), *Z. Metallkd.* 83, 310-313.
- Bieler, T. R., Noebe, R. D., Whittenberger, J. D., Luton, M. J. (1992), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 273, 165-170.
- Bieler, T. R., Whittenberger, J. D., Luton, M. J. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 1149-1154.
- Bittence, J. C. (1987), *Adv. Mater. Processes* 12/87, 35-39.
- Blau, W., Himself, A., Kleinstück, K. (1980), *Phys. Status Solidi (b)* 100, 541-549.
- Bobeth, M., Pompe, W., Schumann, E., Rühle, M. (1992), *Acta Metall. Mater.* 40, 2669-2676.
- Boettinger, W. J., Perepezko, J. H., Frankwicz, P. S. (1992), *Mater. Sci. Eng. A* 155, 33-41.
- Boettner, R. C., Stoloff, N. S., Davies, R. G. (1966), *Trans. AIME* 236, 131-133.
- Bohn, H. G., Schumacher, R., Vianden, R. J. (1987 a), in: *High-Temperature Ordered Intermetallic Alloys II*: Stoloff, N. S., Koch, C. C., Liu, C. T., Izumi, O. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 123-126.
- Bohn, H. G., Williams, J. M., Barrett, J. H., Liu, C. T. (1987 b), in: *High-Temperature Ordered Intermetallic Alloys II*: Stoloff, N. S., Koch, C. C., Liu, C. T., Izumi, O. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 127-133.
- Bond, G. M., Robertson, I. M., Birnbaum, H. K. (1989), *Acta Metall.* 37, 1407-1413.
- Bondarev, B., Anoshkin, N., Molotkov, A., Notkin, A., Elagin, D. (1991), in: *Proc. Int. Symp. on Intermetallic Compounds - Structure and Mechanical Properties (JIMIS-6)*: Izumi, O. (Ed.). Sendai: The Japan Institute of Metals, pp. 1009-1014.
- Bose, S. K., Kudrnovsky, J., Jepsen, O., Andersen, O. K. (1991), in: *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV*: Johnson, L. A., Pope, D. P., Stiegler, J. O. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 25-30.
- Boulghallat, M., Gerard, N. (1991), *J. Less-Common Met.* 172-174, 1052-1057.
- Bowden, D. M. (1989), *Mater. Manufact. Processes* 4, 85-101.
- Bowman, R. R. (1992), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 273, 145-156.
- Bowman, R. R., Noebe, R. D. (1989), *Adv. Mater. Processes* 8/89, 35-40.
- Bozorth, R. M. (1951), *Ferromagnetism*. Toronto: Van Nostrand, pp. 102-422.
- Bradley, A. J. (1951), *JISI* 168, 233-244.
- Bradley, A. J., Taylor, A. (1938), *Proc. R. Soc. A* 166, 353-375.
- Brady, M. P., Hanrahan, R. J., Jr., Elder Randall, S. P., Verink, E. D., Jr. (1993), *Scr. Metall. Mater.* 28, 115-120.
- Brand, R., Webb, W. W. (1969), *Solid State Commun.* 7, 19-25.
- Bremer, F. J., Beyss, M., Wenzl, H. (1988), *Phys. Status Solidi (a)* 110, 77-82.
- Brennan, P. C., Kao, W. H., Yang, J.-M. (1992), *Scr. Metall. Mater.* 26, 1399-1404.
- Brill, U., Klöwer, J. (1991), in: *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV*: Johnson, L. A., Pope, D. P., Stiegler, J. O. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 963-968.
- Brimhall, J. L., Bruemmer, S. M. (1992), *Scr. Metall. Mater.* 27, 1747-1752.
- Brock, G. W. (1986), in: *Encyclopedia of Materials Science and Engineering*: Bever, M. B. (Ed.). Oxford: Pergamon, pp. 2679-2682.
- Brooks, C. R., Cao, S. (1992), *Phil. Mag.* A65, 327-353.
- Brooks, C. R., Spruiell, J. E., Stansbury, E. E. (1984), *Int. Met. Rev.* 29, 210-248.
- Brown, N. (1959), *Phil. Mag.* 4, 693-704.
- Brown, S. A., Pope, D. P., Kumar, K. S. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 723-729.
- Brückner, W. (1969), Dr. rer. nat. Thesis, Technische Universität Dresden, pp. 1-126.
- Bruemmer, S. M., Brimhall, J. L., Henager, H., Jr. (1990), in: *Intermetallic Matrix Composites*: Anton, D. L., Martin, P. L., Miracle, D. B., McMeeking, R. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 257-262.
- Bruemmer, S. M., Arcy, B. W., Henager, C. H., Jr. (1992 a), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 273, 425-432.
- Bruemmer, S. M., Charlot, L. A., Brimhall, J. L., Henager, C. H., Jr. (1992 b), *Phil. Mag.* A65, 1083-1094.

- Bruemmer, S. M., Brimhall, J. L., Henager, C. H., Jr., Hirth, J. P. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 799–806.
- Brull, C., Nowotny, H., Bencsovsy, F. (1961), *Monatsh. Chem.* 92, 967–980.
- Brumm, M. W., Grabke, H. J. (1992), *Corros. Sci.* 33, 1677–1690.
- Bryant, J. D., Kampe, S. L., Sadler, P., Christodoulou, L. (1991), *Metall. Trans.* 22 A, 2009–2020.
- Buckley, R. A. (1975), *Met. Sci.* 9, 243–247.
- Bunk, W. G. J. (1992), in: *Basic Technologies for Future Industries: The 3rd Symposium on High-Performance Materials for Severe Environments*: RIMCOF (Ed.). Tokyo: Japan Industrial Technology Association (JITA), pp. 1–15.
- Burany, X. M., Northwood, D. O. (1991), *J. Less-Common Met.* 170, 27–35.
- Buschow, K. H. J. (1980), in: *Ferromagnetic Materials*, Vol. 1: Wohlfarth, E. P. (Ed.). Amsterdam: North-Holland, pp. 297–414.
- Buschow, K. H. J. (1986), *Mater. Sci. Rep.* 1, 1–64.
- Buschow, K. H. J. (1991), *Rep. Prog. Phys.* 54, 1123–1213.
- Cadoff, I. (1967), in: *Intermetallic Compounds*: Westbrook, J. H. (Ed.). New York: Wiley, pp. 517–528.
- Cahn, R. W. (1989), *Met. Mater. Processes* 1, 1–19.
- Cahn, R. W. (1990), in: *High-Temperature Aluminides and Intermetallics*: Whang, S. H., Liu, C. T., Pope, D. P., Stiegler, J. O. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 245–270.
- Cahn, R. W. (1991), in: *Proc. Int. Symp. on Intermetallic Compounds – Structure and Mechanical Properties (JIMIS-6)*: Izumi, O. (Ed.). Sendai: The Japan Institute of Metals, pp. 771–778.
- Cahn, R. W. (1992), in: *Ordered Intermetallics – Physical Metallurgy and Mechanical Properties*: Liu, C. T., Cahn, R. W., Sauthoff, G. (Eds.). Dordrecht: Kluwer, pp. 511–524.
- Cahn, R. W. (1993), in: *Diffusion in Ordered Alloys and Intermetallic Compounds*: Fultz, B., Cahn, R. W., Gupta, D. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 125–136.
- Cahn, R. W., Siemers, P. A., Geiger, J. E., Bardhan, P. (1987), *Acta Metall.* 35, 2737–2751.
- Caillet, M., Ayedi, H. F., Galerie, A., Besson, J. (1978), in: *Materials and Coatings to Resist High Temperature Corrosion*: Holmes, D. R., Rahmel, A. (Eds.). London: Applied Science, pp. 387–398.
- Calka, A., Radlinski, A. P., Shanks, R. A., Pogany, A. P. (1991), *J. Mater. Sci. Lett.* 10, 734–737.
- Campisi, G. J., Bevolio, A. J., Shanks, H. R., Schmidt, F. A. (1981), *J. Appl. Phys.* 52, 5043–5047.
- Cao, H. C., Dalgleish, B. J., Dève, H. E., Elliott, C., Evans, A. G., Mehrabian, R., Odette, G. R. (1989), *Acta Metall.* 37, 2969–2977.
- Carbanc, A. J., Kopp, M. W., Tien, J. K., Lin, S. S., Marcus, H. L., Draper, S. L. (1988), *Scr. Metall.* 22, 1903–1906.
- Carlsson, A. E. (1991), in: *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV*: Johnson, L. A., Pope, D. P., Stiegler, J. O. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 19–23.
- Carter, D. H., Martin, P. L. (1990), in: *Intermetallic Matrix Composites*: Anton, D. L., Martin, P. L., Miracle, D. B., McMeeking, R. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 131–138.
- Castagna, A., Stoloff, N. S. (1992), *Scr. Metall. Mater.* 26, 673–678.
- Castagna, A., Maziasz, P. J., Stoloff, N. S. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 1043–1048.
- Castro, R. G., Smith, R. W., Rollett, A. D., Stanek, P. W. (1992), *Scr. Metall. Mater.* 26, 207–212.
- Catana, A., Schmid, P. E., Lu, P., Smith, D. J. (1992), *Phil. Mag.* A 66, 933–956.
- Cathcart, J. V. (1985), in: *High-Temperature Ordered Intermetallic Alloys*: Koch, C. C., Liu, C. T., Stoloff, N. S. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 445–459.
- Chakravorty, S., Wayman, C. M. (1976a), *Metall. Trans.* 7 A, 555–568.
- Chakravorty, S., Wayman, C. M. (1976b), *Metall. Trans.* 7 A, 569–582.
- Chakravorty, S., West, D. R. F. (1985), *Mater. Sci. Technol.* 1, 978–985.
- Chakravorty, S., West, D. R. F. (1986), *Mater. Sci. Technol.* 2, 989–996.
- Chakravorty, S., Hashim, H., West, D. R. F. (1985), *J. Mater. Sci.* 20, 2313–2322.
- Chan, K. S. (1990), *Scr. Metall. Mater.* 24, 1725–1730.
- Chan, K. S. (1992), *Metall. Trans.* 23 A, 497–507.
- Chan, K. S. (1993a), *Metall. Trans.* 24 A, 569–583.
- Chan, K. S. (1993b), *Metall. Trans.* 24 A, 1095–1105.
- Chan, K. S., Kim, Y.-W. (1993), *Metall. Trans.* 24 A, 113–125.
- Chang, C. S., Pope, D. P. (1991), in: *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV*: Johnson, L. A., Pope, D. P., Stiegler, J. O. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 745–750.
- Chang, H., Gibala, R. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 1143–1148.
- Chang, H., Kung, H., Gibala, R. (1992), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 273, 253–258.
- Chang, K.-M. (1992), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 273, 191–196.
- Chang, K.-M., Darolia, R., Lipsitt, H. A. (1991), in: *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV*: Johnson, L. A., Pope, D. P., Stiegler, J. O. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 597–602.
- Chang, K.-M., Darolia, R., Lipsitt, H. A. (1992), *Acta Metall. Mater.* 40, 2727–2737.
- Chang, Y. A., Neumann, J. P., Chen, S.-L. (1991), in: *Alloy Phase Stability and Design*: Stocks, G. M., Pope, D. P., Giamei, A. F. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 131–140.
- Chang, Y. A., Pike, L. M., Liu, C. T., Bilbrey, A. R., Stone, D. S. (1993), *Intermetallics* 1, 107–115.
- Chapman, G. E., Lau, S. S., Matteson, S., Mayer, J. W. (1979), *J. Appl. Phys.* 50, 6321–6327.

- Charlot, L. A., Brimhall, J. L., Thomas, L. E., Bruemmer, S. M., Hirth, J. P. (1991), *Scr. Metall. Mater.* 25, 99-104.
- Chen, C., Chen, G. H. (1988), *Scr. Metall.* 22, 1857-1861.
- Chen, C.-P., Chang, Y. A. (1993), in: *Diffusion in Ordered Alloys and Intermetallic Compounds*: Fultz, B., Cahn, R. W., Gupta, D. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 169-184.
- Chen, C. W. (1961), *J. Appl. Phys.* 32 Suppl., 348S-355S.
- Chen, G., Sun, Z., Xie, X. (1991), in: *Advanced Structural Materials (Proc. C-MRS International '90, Beijing, Vol. 2)*: Kong, M., Huang, L. (Eds.). Amsterdam: Elsevier, pp. 830-835.
- Chen, G., Sun, Z., Zhou, X. (1992), *Mater. Sci. Eng. A153*, 597-601.
- Chen, G., Zhang, W., Wang, Y., Wang, J., Sun, Z., Wu, Y., Zhou, L. (1993), in: *Structural Intermetallics*: Darolia, R., Lewandowski, J. J., Liu, C. T., Martin, P. L., Miracle, D. B., Nathal, M. V. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 319-324.
- Chen, K. C., Allen, S. M., Livingston, J. D. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 373-378.
- Chen, X. F., Reviere, R. D., Oliver, B. F., Brooks, C. R. (1992), *Scr. Metall. Mater.* 27, 45-49.
- Chen, Z. Y., Dodd, R. A. (1986), *Scr. Metall.* 20, 1709-1711.
- Cheng, C. C., Verhoeven, J. D. (1988), *J. Less-Common Met.* 139, 15-28.
- Cheng, G. H., Dayananda, M. A. (1979), *Metall. Trans.* 10A, 1415-1419.
- Cheng, S. C., Wolfenstine, J., Sherby, O. D. (1992), *Metall. Trans.* 23A, 1509-1513.
- Cheng, T. (1992), *Scr. Metall. Mater.* 27, 771-776.
- Cheng, T., Cantor, B. (1992), *Mater. Sci. Eng. A153*, 696-699.
- Chesnutt, J. C. (1990), *Met. Mater.* 6, 509-511.
- Chiba, A., Shindo, D., Hanada, S. (1991), *Acta Metall. Mater.* 39, 13-18.
- Chiba, A., Hanada, S., Watanabe, S. (1992), *Mater. Sci. Eng. A152*, 108-113.
- Chin, B. A., Pound, G. M., Nix, W. D. (1977), *Metall. Trans.* 8A, 1517-1522.
- Chin, G. Y., Wernick, J. H. (1986), in: *Encyclopedia of Materials Science and Engineering*, Vol. 4: Bever, M. B. (Ed.). Oxford: Pergamon, pp. 2654-2655.
- Choi, S.-D. (1992), *CALPHAD: Comput. Coupling Phase Diagrams Thermochem.* 16, 151-159.
- Chou, T. C. (1990), *Scr. Metall. Mater.* 24, 1131-1136.
- Chou, T. C., Nieh, T. G. (1990), *Scr. Metall. Mater.* 24, 1935-1940.
- Chou, T. C., Nieh, T. G. (1991), *Scr. Metall. Mater.* 25, 2059-2064.
- Chou, T. C., Nieh, T. G. (1993a), *J. Met.* 45(12), 14-21.
- Chou, T. C., Nieh, T. G. (1993b), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 965-970.
- Chou, T. C., Nieh, T. G., Wadsworth, J. (1992), *Scr. Metall. Mater.* 27, 897-902.
- Chou, Y. C., Chou, Y. T. (1985), in: *High-Temperature Ordered Intermetallic Alloys*: Kochl, C. C., Liu, C. T., Stoloff, N. S. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 461-474.
- Choudhury, N. S., Graham, H. C., Hinze, J. W. (1976), in: *Properties of High Temperature Alloys*: Forouli, Z. A., Pettit, F. S. (Eds.). Princeton: The Electrochemical Society, pp. 668-680.
- Chow, T. P., Brown, D. M., Steckl, A. J., Garfinkel, M. (1980), *J. Appl. Phys.* 51, 5981-5985.
- Christodoulou, C. N., Takeshita, T. (1993a), *J. Alloys Compounds* 191, 279-285.
- Christodoulou, C. N., Takeshita, T. (1993b), *J. Alloys Compounds* 194, 31-40.
- Christodoulou, L., Parrish, P. A., Crowe, C. R. (1988), in: *High Temperature/High Performance Composites*: Lemkey, F. D., Fishman, S. G., Evans, A. G., Strife, J. R. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 29-34.
- Chu, F., Pope, D. P. (1992), *Scr. Metall. Mater.* 26, 399-404.
- Chu, F., Pope, D. P. (1993), *Scr. Metall. Mater.* 28, 331-336.
- Chu, W.-Y., Thompson, A. W. (1991), *Metall. Trans.* 22A, 71-81.
- Chu, W.-Y., Thompson, A. W. (1992), *Metall. Trans.* 23A, 1299-1312.
- Chu, W.-Y., Thompson, A. W., Williams, J. C. (1992), *Acta Metall. Mater.* 40, 455-462.
- Chuang, T. H., Pan, Y. C. (1992), *Metall. Trans.* 23A, 1187-1193.
- Cieslak, M. J., Headley, T. J., Baeslack III, W. A. (1990), *Metall. Trans.* 21A, 1273-1286.
- Clark, A. E. (1980), in: *Ferromagnetic Materials*, Vol. 1: Wohlfarth, E. P. (Ed.). Amsterdam: North-Holland, pp. 531-589.
- Clark, J.B., Wright, R. N. (1983), *Metall. Trans.* 14A, 2295-2301.
- Clark, J. B., Hopple, G. B., Wright, R. N. (1983), *Metall. Trans.* 14A, 889-895.
- Clemens, H., Bildstein, H. (1992), *Z. Metallkd.* 83, 429-435.
- Clemens, H., Rumberg, I., Schretter, P., Grahle, P., Lang, O., Wanner, A., Arzt, E. (1993a), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 1087-1092.
- Clemens, H., Schretter, P., Wurzwallner, K., Bartels, A., Koeppe, C. (1993b), in: *Structural Intermetallics*: Darolia, R., Lewandowski, J. J., Liu, C. T., Martin, P. L., Miracle, D. B., Nathal, M. V. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 205-214.
- Cline, H. E., Walter, J. L., Lifshin, E., Russel, R. R. (1971), *Metall. Trans.* 2, 189-194.
- Cockeram, B., Lipsitt, H. A., Srinivasan, R., Weiss, I. (1991), *Scr. Metall. Mater.* 25, 2109-2114.
- Cockeram, B., Saqib, M., Srinivasan, R., Weiss, I. (1992a), *Scr. Metall. Mater.* 26, 749-754.
- Cockeram, B., Srinivasan, R., Weiss, I. (1992b), *Scr. Metall. Mater.* 26, 755-760.

- Cohen, S. S., Piacente, P. A., Gildenblat, G., Brown, D. M. (1982), *J. Appl. Phys.* 53, 8856-8860.
- Colgan, E. G. (1990), *Mater. Sci. Rep.* 5, 1-44.
- Cortie, M. B., Wai, S., Jones, L. J., Cormish, L. A. (1991), in: *Proc. Int. Symp. on Intermetallic Compounds - Structure and Mechanical Properties (JIMIS-6)*: Izumi, O. (Ed.). Sendai: The Japan Institute of Metals, pp. 865-869.
- Cotton, J. D., Noebe, R. D., Kaufman, M. J. (1993a), *Intermetallics* 1, 3-20.
- Cotton, J. D., Noebe, R. D., Kaufman, M. J. (1993b), in: *Structural Intermetallics*: Darolia, R., Lewandowski, J. J., Liu, C. T., Martin, P. L., Miracle, D. B., Nathal, M. V. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 513-522.
- Cotton, J. D., Noebe, R., Kaufman, M. J. (1993c), *Intermetallics* 1, 117-126.
- Crimp, M. A., Vedula, K. (1986), *Mater. Sci. Eng.* 78, 193-200.
- Crimp, M. A., Vedula, K. (1991), *Phil. Mag.* A63, 559-570.
- Crimp, M. A., Vedula, K. M., Gaydos, D. J. (1987), in: *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys II*: Izumi, O., Koch, C. C., Liu, C. T., Stoloff, N. S. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 499-504.
- Crocker, M. (1990), *Met. Mater.* 6, 623-629.
- Cros, A. (1983), in: *Passivity of Metals and Semiconductors*: Froment, M. (Ed.). Amsterdam: Elsevier, pp. 473-476.
- Crossman, F. W., Yue, A. S. (1971), *Metall. Trans.* 2, 1545-1551.
- Cullers, C. L., Antolovich, S. D., Noebe, R. D. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 531-536.
- Czarnik, C. M., Gibala, R., Nastasi, M. A., Schwarz, R. B., Srinivasan, S. R., Petrovic, J. J. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 597-602.
- Dadras, M. M., Morris, D. G. (1993), *Scr. Metall. Mater.* 28, 1245-1250.
- Dahl, O. (1936), *Z. Metallkd.* 28, 133-138.
- Dahms, M., Seeger, J., Smarsly, W., Wildhagen, B. (1991), *ISIJ Int.* 31, 1093-1099.
- Dahms, M., Leitner, G., Poebnecker, W., Schulrich, S., Schmelzer, F. (1993), *Z. Metallkd.* 84, 351-357.
- Dannöhl, W. (1942), *Arch. Eisenhüttenwes.* 15, 321-330.
- Darolia, R. (1991), *J. Met.* 43 (3), 44-49.
- Darolia, R. (1993), in: *Structural Intermetallics*: Darolia, R., Lewandowski, J. J., Liu, C. T., Martin, P. L., Miracle, D. B., Nathal, M. V. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 495-504.
- Darolia, R., Lahrman, D., Field, R. (1992a), *Scr. Metall. Mater.* 26, 1007-1012.
- Darolia, R., Lahrman, D. F., Field, R. D., Dobbs, J. R., Chang, K. M., Goldman, E. H., Konitzer, D. G. (1992b), in: *Ordered Intermetallics - Physical Metallurgy and Mechanical Behaviour*: Cahn, R. W., Liu, C. T., Sauthoff, G. (Eds.). Dordrecht: Kluwer, pp. 679-698.
- Darolia, R., Chang, K.-M., Hack, J. E. (1993), *Intermetallics* 1, 65-78.
- Das, S., Jewett, T. J., Perepezko, J. H. (1993a), in: *Structural Intermetallics*: Darolia, R., Lewandowski, J. J., Liu, C. T., Martin, P. L., Miracle, D. B., Nathal, M. V. (Eds.): Warrendale, PA: TMS, pp. 35-43.
- Das, S., Mishurda, J. C., Allen, W. P., Perepezko, J. H., Chumbley, L. S. (1993b), *Scr. Metall. Mater.* 28, 489-494.
- DasGupta, A., Horton, J. A., Liu, C. T. (1984), in: *High-Temperature Alloys: Theory and Design*: Stiegler, J. O. (Ed.). Warrendale, PA: TMS/AIME, pp. 115-124.
- Dauphin, J., Dunn, B. D., Judd, M. D., Levadou, F. (1991), *Met. Mater.* 7, 422-430.
- Davidson, D. L., Anton, D. L. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 807-813.
- Davies, R. G. (1963a), *Trans. AIME* 227, 22-25.
- Davies, R. G. (1963b), *Trans. AIME* 227, 277-278.
- Davies, R. G., Stoloff, N. S. (1965), *Trans. AIME* 233, 714-719.
- Dayananda, M. A. (1992), in: *Ordered Intermetallics - Physical Metallurgy and Mechanical Properties*: Liu, C. T., Cahn, R. W., Sauthoff, G. (Eds.). Dordrecht: Kluwer, pp. 465-484.
- de Boer, F. R., Boom, R., Mattens, W. C. M., Miedema, A. R., Niessen, A. K. (1988), in: *Cohesion in Metals - Transition Metal Alloys*: de Boer, F. R., Pettifor, D. G. (Eds.). Amsterdam: North-Holland, pp. 1-758.
- De Fontaine, D. (1979), in: *Solid State Physics*, Vol. 34: Ehrenreich, H., Seitz, F., Turnbull, D. (Eds.). New York: Academic, pp. 73-274.
- De Fontaine, D., Asta, M., Wolverton, C., Dreyssé, H. (1991), in: *Proc. Int. Symp. Intermetallic Compounds - Structure and Mechanical Properties (JIMIS-6)*: Izumi, O. (Ed.). Sendai: The Japan Institute of Metals, pp. 199-207.
- De Vos, K. J. (1969), in: *Magnetism and Metallurgy*, Vol. II: Berkowitz, A. E., Kneller, E. (Eds.). New York: Academic, pp. 473-511.
- Decamps, P., Gibson, M. A., Morton, A. J., Wollenden, A. (1991), in: *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV*: Johnson, L. A., Pope, D. P., Stiegler, J. O. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 685-690.
- Delaey, L., Krishnan, R. V., Tas, H., Warlimont, H. (1974), *J. Mater. Sci.* 9, 1521-1535.
- Dclobelle, P., Oytana, C. (1983), *Phys. Status Solidi (a)* 75, 625-634.
- Dcnbigh, K. (1971), *The Principles of Chemical Equilibrium*. Cambridge: Cambridge University Press, pp. 1-494.
- Denquin, A., Naka, S. (1993), *Phil. Mag. Lett.* 68, 13-20.
- Destefani, J. D. (1989), *Adv. Mater. Processes* 2/89, 37-41.
- DeVan, J. H. (1989), in: *Oxidation of High-Temperature Intermetallics*: Grobstein, T., Doychak, J. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 107-116.

- DeVan, J. H., Hipsley, C. A. (1989), in: *Oxidation of High-Temperature Intermetallics*: Grobstein, T., Doychak, J. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 31–40.
- Dew-Hughes, D. (1986), in: *Encyclopedia of Materials Science and Engineering*: Bever, M. B. (Ed.). Oxford: Pergamon, pp. 4771–4778.
- Dew-Hughes, D. (1988), *Met. Mater.* 4, 741–745.
- Dew-Hughes, D., Quincey, P. G., Upadhyay, P. L. (1987), *Mater. Sci. Technol.* 3, 936–943.
- Dève, H. E., Weber, C. H., Maloney, M. (1992), *Mater. Sci. Eng. A* 153, 668–675.
- d'Heurle, F. M. (1993 a), in: *Diffusion in Ordered Alloys and Intermetallic Compounds*: Fultz, B., Cahn, R. W., Gupta, D. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 185–201.
- d'Heurle, F. M. (1993 b), *J. Mater. Res.* 3, 167–195.
- d'Heurle, F. M., Gas, P. (1986), *J. Mater. Res.* 1, 205–221.
- d'Heurle, F. M., Petersson, C. S., Baglin, J. E. E., La Placa, S. J., Wong, C. Y. (1984), *J. Appl. Phys.* 55, 4208–4212.
- Dickson, R. W., Wachtmann, J. B., Jr., Copley, S. M. (1969), *J. Appl. Phys.* 40, 2276–2279.
- Dietrich, D. W. (1990), in: *Metals Handbook*, Vol. 2, *Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials*. Materials Park, OH: ASM, pp. 761–777.
- Dimiduk, D. M., Mendiratta, M. G., Banerjee, D., Lipsitt, H. A. (1988), *Acta Metall.* 36, 2947–2958.
- Dimiduk, D. M., Miracle, D. B., Kim, Y.-W., Mendiratta, M. G. (1991), *ISIJ Int. J.* 1223–1234.
- Dimiduk, D. M., Miracle, D. B., Ward, C. H. (1992), *Mater. Sci. Technol.* 8, 367–375.
- Dimiduk, D. M., Thompson, A. W., Williams, J. C. (1993), *Phil. Mag. A* 67, 675–698.
- Dirras, G., Beauchamp, P., Veyssi re, P. (1992), *Phil. Mag. A* 65, 815–828.
- Dogan, B., Wagner, R., Beaven, P. A. (1991), *Scr. Metall.* 25, 773–778.
- Dollar, M., Dymck, S., Hwang, S. J., Nash, P. (1992), *Scr. Metall. Mater.* 26, 29–34.
- Dominguez-Rodriguez, A., Castaing, J. (1993), *Scr. Metall. Mater.* 28, 1207–1211.
- Douin, J., Naka, S., Thomas, M. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 317–322.
- Dowling, J., Donlon, W. T., Allison, J. E. (1991), in: *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV*: Johnson, L. A., Pope, D. P., Stiegler, J. O. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 561–567.
- Doychak, J., Sinialek, J. L., Barrett, C. A. (1989), in: *Oxidation of High-Temperature Intermetallics*: Grobstein, T., Doychak, J. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 41–56.
- Drasner, A., Blazina, Z. (1991), *J. Less-Common Met.* 168, 289–294.
- Dunnead, S. D., Munir, Z. A., Holt, J. B., Kingman, D. D. (1991), *J. Mater. Sci.* 26, 2410–2416.
- Durlu, N., Inal, O. T. (1992 a), *J. Mater. Sci.* 27, 1175–1178.
- Durlu, N., Inal, O. T. (1992 b), *J. Mater. Sci.* 27, 3225–3230.
- Durlu, N., Inal, O. T., Yost, F. G. (1991), *Scr. Metall. Mater.* 25, 2475–2479.
- Dwight, A. E. (1967), in: *Intermetallic Compounds*: Westbrook, J. H. (Ed.). New York: Wiley, pp. 166–179.
- Dymek, S., Dollar, M., Hwang, S. J., Nash, P. (1992), *Mater. Sci. Eng. A* 152, 160–165.
- Dymek, S., Dollar, M., Hwang, S. J., Nash, P. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 228, 1117–1122.
- Eckerlin, P., Kandler, H., Stegherr, A. (1971), in: *Landolt-Bornstein – Zahlenwerte und Funktionen aus Naturwissenschaften und Technik. Neue Serie, Gruppe III, Band 6: Strukturdaten der Elemente und intermetallischen Phasen*: Hellwege, K.-H., Hellwege, A. M. (Eds.). Berlin: Springer, p. 279.
- Edwards, K. M., Gibala, R. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 665–670.
- Ehlers, S. K., Mendiratta, M. G. (1984), *J. Mater. Sci.* 19, 2203–2210.
- Eisenstatt, R. L., Wright, R. N. (1980), *Metall. Trans.* 11A, 1131–1138.
- Eizenberg, M., Tu, K. N. (1982), *J. Appl. Phys.* 53, 1577–1585.
- Eizenberg, M., Foell, H., Tu, K. N. (1981), *J. Appl. Phys.* 52, 861–864.
- Bliezer, D., Froes, F. H., Suryanarayana, C. (1991), *J. Met.* 43 (3), 59–62.
- Ellner, M., Kek, S., Predel, B. (1989), *J. Less-Common Met.* 154, 207–215.
- Ellner, M., Kek, S., Predel, B. (1992), *J. Alloys Compd.* 189, 245–248.
- Enami, K., Martynov, V. V., Tomie, T., Khandros, L. G., Nanno, S. (1981), *Trans. JIM* 22 (5), 357–366.
- Engell, H.-J., Von Keitz, A., Sauthoff, G. (1991), in: *Advanced Structural and Functional Materials*: Bunk, W. (Ed.). Berlin: Springer, pp. 91–132.
- Enomoto, M., Harada, H. (1989), *Metall. Trans.* 20 A, 649–664.
- Enomoto, M., Harada, H., Yamazaki, M. (1991), *CALPHAD: Comput. Coupling Phase Diagrams Thermochem.* 15, 143–158.
- Erschbaumer, R., Podlucky, R., Rogl, P., Temrutschka, G. (1993), *Intermetallics* 1, 99–106.
- Esslinger, P., Smarsly, W. (1991), *MTU Focus* 1, 36–41.
- Es-Souni, M., Chen, D., Dogan, B., Wagner, R., Beaven, P. A., Bartels, A. (1991), in: *Proc. Int. Symp. on Intermetallic Compounds – Structure and Mechanical Properties (JIMIS-6)*: Izumi, O. (Ed.). Sendai: The Japan Institute of Metals, pp. 525–529.
- Es-Souni, M., Wagner, R., Beaven, P. A., Bartels, A. (1992 a), *Mater. Sci. Eng. A* 153, 444–450.
- Es-Souni, M., Wagner, R., Beaven, P. A., Schimansky, F.-P., Gerling, R. (1992 b), *Scr. Metall. Mater.* 26, 727–732.
- Es-Souni, M., Wagner, R., Beaven, P. A., Schimansky, F.-P., Gerling, R. (1992 c), *Scr. Metall. Mater.* 26, 1845–1850.

- Es-Souni, M., Wagner, R., Chen, D., Beaven, P. A., Bartels, A., Seeger, J. (1992d), in: *Advanced Structural Materials*, Vol. 2: Clyne, T. W., Withers, P. J. (Eds.). London: The Institute of Materials, pp. 349-354.
- Eucken, S., Kobus, E., Hornbogen, E. (1991), *Z. Metallkd.* 82, 640-645.
- Evans, A. G., Cannon, R. M. (1986), *Acta Metall.* 34, 761-800.
- Evans, D. J., Court, S. A., Hazzledine, P. M., Fraser, H. L. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 567-572.
- Fang, J., Schulson, E. M. (1992), *Mater. Sci. Eng. A* 152, 138-145.
- Fares, A., Vanderschacvc, G. (1987), *Acta Metall.* 35, 691-699.
- Farkas, D., Pasianot, R., Savino, E. J., Miracle, D. B. (1991), in: *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV*: Johnson, L. A., Pope, D. P., Stieglar, J. O. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 223-228.
- Feng, C. R., Michel, D. J. (1991), *Scr. Metall. Mater.* 25, 1793-1798.
- Feng, C. R., Michel, D. J. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 1051-1056.
- Feng, C. R., Sadananda, K. (1990), *Scr. Metall. Mater.* 24, 2107-2112.
- Feng, C. R., Michel, D. J., Crowe, C. R. (1990a), *Scr. Metall. Mater.* 24, 1895-1900.
- Feng, C. R., Smith, H. H., Michel, D. J., Crowe, C. R. (1990b), in: *Intermetallic Matrix Composites*: Anton, D. L., Martin, P. L., Miracle, D. B., McMeeking, R. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 219-224.
- Field, R. D., Lahrman, D. F., Darolia, R. (1991a), *Acta Metall. Mater.* 39, 2951-2959.
- Field, R. D., Lahrman, D. F., Darolia, R. (1991b), *Acta Metall. Mater.* 39, 2961-2969.
- Field, R. D., Lahrman, D. F., Darolia, R. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 423-428.
- Fiepke, J. W. (1990), in: *Metals Handbook*, Vol. 2, *Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials*. Materials Park, OH: ASM, pp. 782-803.
- Fitzer, E. (1952), in: *Pulvermetallurgie* (1. Plansee-Seminar): Benesovsky, F. (Ed.). Reutte, Tirol: Metallwerk Plansee, pp. 244-258.
- Fitzer, E. (1955), in: *4. Plansee-Seminar*: Benesovsky, F. (Ed.). Reutte, Tirol: Metallwerk Plansee, pp. 56-79.
- Fitzer, E., Gerasimoff, P. (1959), *Z. Metallkd.* 50, 187-196.
- Fitzer, E., Rubisch, O. (1958), *Interceram.* (7), 39-40.
- Fitzer, E., Schlichting, J. (1983), in: *High Temperature Corrosion*: Rapp, R. A. (Ed.). Houston: National Association of Corrosion Engineers, pp. 604-614.
- Fitzer, E., Nowak, W., Mäurer, H. J. (1978), in: *Materials and Coatings to Resist High Temperature Corrosion*: Holmes, D. R., Rahmel, A. (Eds.). London: Applied Science, pp. 313-331.
- Fleischer, R. L. (1985), *J. Met.* 37 (12), 16-20.
- Fleischer, R. L. (1988), *Scr. Metall.* 22, 743-744.
- Fleischer, R. L. (1989), in: *High-Temperature Ordered Intermetallic Alloys III*. Liu, C. T., Taub, A. I., Stoloff, N. S., Koch, C. C. (Eds.). Pittsburgh, PA: Mater. Res. Soc., pp. 305-310.
- Fleischer, R. L. (1990), in: *Intermetallic Matrix Composites*: Anton, D. L., Martin, P. L., Miracle, D. B., McMeeking, R. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 249-256.
- Fleischer, R. L. (1992a), *Platinum Met. Rev.* 36, 138-145.
- Fleischer, R. L. (1992h), *Scr. Metall. Mater.* 27, 799-804.
- Fleischer, R. L. (1993a), *Acta Metall. Mater.* 41, 863-869.
- Fleischer, R. L. (1993b), *Acta Metall. Mater.* 41, 1197-1205.
- Fleischer, R. L. (1993c), *J. Mater. Res.* 8, 49-58.
- Fleischer, R. L. (1993d), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 165-170.
- Fleischer, R. L. (1993e), *J. Mater. Res.* 8, 59-67.
- Fleischer, R. L. (1993f), *Metall. Trans.* 24A, 227-230.
- Fleischer, R. L., McKee, D. W. (1993), *Metall. Trans.* 24A, 759-763.
- Fleischer, R. L., Zabala, R. J. (1990a), *Metall. Trans.* 21A, 1951-1957.
- Fleischer, R. L., Zabala, R. J. (1990b), *Metall. Trans.* 21A, 2149-2154.
- Fleischer, R. L., Zabala, R. J. (1990c), *Metall. Trans.* 21A, 2709-2716.
- Fleischer, R. L., Gilmorc, R. S., Zabala, R. J. (1988), *J. Appl. Phys.* 64, 2964-2967.
- Fleischer, R. L., Dimiduk, D. M., Lipsitt, H. A. (1989a), *Annu. Rev. Mater. Sci.* 19, 231-263.
- Fleischer, R. L., Gilmore, R. S., Zabala, R. J. (1989b), *Acta Metall.* 37, 2801-2803.
- Fleischer, R. L., Field, R. D., Denike, K. K., Zabala, R. J. (1990), *Metall. Trans.* 21A, 3063-3074.
- Fleischer, R. L., Briant, C. L., Field, R. D. (1991), in: *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV*: Johnson, L. A., Pope, D. P., Stieglar, J. O. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 463-474.
- Flinn, B. D., Rühle, M., Evans, A. G. (1989), *Acta Metall.* 37, 3001-3006.
- Flinn, R. A. (1986), in: *Encyclopedia of Materials Science and Engineering*, Vol. 1: Bever, M. B. (Ed.). Oxford: Pergamon, pp. 859-863.
- Foiles, S. M., Daw, M. S. (1987), *J. Mater. Res.* 2, 5-14.
- Forbes, K. R., Nix, W. D. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 749-755.
- Forbes, K. R., Glatzel, U., Darolia, R., Nix, W. D. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 45-57.
- Fortnum, R. T., Mikkola, D. E. (1987), *Mater. Sci. Eng.* 91, 223-231.
- Fox, A. G., Tabbernor, M. A. (1991), *Acta Metall. Mater.* 39, 669-678.

- Franceschi, E. A., Ricaldone, F. (1984), *Rev. Chim. Miner.* 21, 202-230.
- Freeman, A. J., Hong, T., Lin, W., Xu, J.-H. (1991), in: *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV*: Johnson, L. A., Pope, D. P., Stiegler, J. O. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 3-18.
- Freeman, A. J., Xu, J.-H., Hong, T., Win, W. (1992), in: *Ordered Intermetallics - Physical Metallurgy and Mechanical Behaviour*: Liu, C. T., Cahn, R. W., Sauthoff, G. (Eds.). Dordrecht: Kluwer, pp. 1-14.
- Fridberg, J., Törndahl, L.-E., Hillert, M. (1969), *Jernkontorets Ann.* 153, 263-276.
- Froes, F. H., Suryanarayana, C., Eliezer, D. (1991), *ISIJ Int.* 31, 1235-1248.
- Froes, F. H., Suryanarayana, C., Eliezer, D. (1992), *J. Mater. Sci.* 27, 5113-5140.
- Frommeyer, G., Rosenkranz, R., Lüdecke, C. (1990), *Z. Metallkd.* 81, 307-313.
- Frommeyer, G., Wunderlich, W., Kremser, T., Liu, Z. G. (1992), *Mater. Sci. Eng. A152*, 166-172.
- Frost, H. J., Ashby, M. F. (1982), *Deformation Mechanism: Maps*. Oxford: Pergamon, pp. 1-166.
- Fu, C. L. (1991), in: *Proc. Int. Symp. on Intermetallic Compounds - Structure and Mechanical Properties (JIMIS-6)*: Izumi, O. (Ed.). Sendai: The Japan Institute of Metals, pp. 387-396.
- Fu, C. L., Yoo, M. H. (1990), *Phil. Mag. Lett.* 62, 159-165.
- Fu, C. L., Yoo, M. H. (1991), in: *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV*: Johnson, L. A., Pope, D. P., Stiegler, J. O. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 667-672.
- Fu, C. L., Yoo, M. H. (1992a), in: *Ordered Intermetallics - Physical Metallurgy and Mechanical Behaviour*: Liu, C. T., Cahn, R. W., Sauthoff, G. (Eds.). Dordrecht: Kluwer, pp. 155-164.
- Fu, C. L., Yoo, M. H. (1992b), *Acta Metall. Mater.* 40, 703-711.
- Fu, C. L., Yoo, M. H. (1993), *Intermetallics I*, 59-63.
- Fu, C. L., Ye, Y.-Y., Yoo, M. H. (1993a), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 21-32.
- Fu, C. L., Ye, Y.-Y., Yoo, M. H. (1993b), *Phil. Mag. Lett.* 67, 179-185.
- Fuchs, G. E. (1989), in: *High-Temperature Ordered Intermetallic Alloys III*: Liu, C. T., Taub, A. I., Stoloff, N. S., Koch, C. C. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 615-620.
- Fuchs, G. E. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 847-852.
- Fuchs, G. E., Stoloff, N. S. (1988), *Acta Metall.* 36, 1381-1387.
- Fuentes-Samaniego, R., Nix, W. D. (1981), *Scr. Metall.* 15, 15-20.
- Fujitsuna, N., Ohyama, H., Miyamoto, Y., Ashida, Y. (1991), *ISIJ Int.* 31, 1147-1153.
- Fujiwara, T., Yasuda, K., Kodama, H. (1991), in: *Proc. Int. Symp. on Intermetallic Compounds - Structure and Mechanical Properties (JIMIS-6)*: Izumi, O. (Ed.). Sendai: The Japan Institute of Metals, pp. 633-637.
- Fujiwara, T., Yasuda, K., Kodama, H. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 959-964.
- Furukawa, S., Inoue, A., Masumoto, T. (1988), *Mater. Sci. Eng.* 98, 515-518.
- Furuto, Y. (1984), in: *Niobium*: Stuart, H. (Ed.), Warrendale, PA: The Metallurgical Society of AIME, pp. 445-494.
- Furuya, Y., Sasaki, A., Taya, M. (1993), *Mater. Trans. Jpn. Inst. Met.* 34, 224-227.
- Gao, M., Boodey, J. B., Wei, R. P. (1990), *Scr. Metall. Mater.* 24, 2135-2138.
- Gao, Z. Q., Fultz, B. (1993), *Phil. Mag. B67*, 787-800.
- Gaspard, C., Diderrich, E., Leroy, V., Huet, J. J., Habraken, L. (1977), *J. Nucl. Mater.* 68, 104-110.
- Geballe, T. H., Hulm, J. K. (1975), *IEEE Trans. Magn. Mag.* 11, 119-124.
- Geballe, T. H., Hulm, J. K. (1986), in: *Encyclopedia of Materials Science and Engineering*: Bever, M. B. (Ed.). Oxford: Pergamon, pp. 4737-4741.
- George, E. P., Liu, C. T., Liao, J. J. (1991a), in: *Alloy Phase Stability and Design*: Stocks, G. M., Pope, D. P., Giamei, A. F. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 375-380.
- George, E. P., Pope, D. P., Fu, C. L., Schneibel, J. H. (1991b), *ISIJ Int.* 31, 1063-1075.
- George, E. P., Liu, C. T., Pope, D. P. (1992), *Scr. Metall. Mater.* 27, 365-370.
- George, E. P., Liu, C. T., Pope, D. P. (1993a), in: *Structural Intermetallics*: Darolia, R., Lewandowski, J. J., Liu, C. T., Martin, P. L., Miracle, D. B., Nathal, M. V. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 431-436.
- George, E. P., Liu, C. T., Pope, D. P. (1993b), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 941-945.
- George, E. P., Liu, C. T., Pope, D. P. (1993c), *Scr. Metall. Mater.* 28, 857-862.
- Georgopoulos, P., Cohen, J. B. (1981), *Acta Metall.* 29, 1535-1551.
- Gibala, R., Chang, H., Czarnik, C. M., Edwards, K. M., Misra, A. (1993), in: *Structural Intermetallics*: Darolia, R., Lewandowski, J. J., Liu, C. T., Martin, P. L., Miracle, D. B., Nathal, M. V. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 561-567.
- Giegengack, H., Schott, H., Schulze, G. E. R., Ulrich, H.-J. (1966), *Phys. Status Solidi* 14, K189-K193.
- Gieseke, B. G., Sikka, V. K. (1992), *Mater. Sci. Eng. A153*, 520-524.
- Gieseke, B. G., Alexander, D. J., Sikka, V. K., Baldwin, R. H. (1993), *Scr. Metall. Mater.* 29, 129-134.
- Girgis, K. (1983), in: *Physical Metallurgy*: Cahn, R. W., Haasen, P. (Eds.). Amsterdam: North-Holland, pp. 219-269.
- Girifalco, L. A. (1964), *J. Phys. Chem. Solids* 25, 323-328.
- Gladyshevskii, E. I., Bodak, O. I. (1982), *Kristal-lokhimiya Intermetallicheskikh Soedineniy Redkozemelnykh Metallov*. L'vov, Ukraina: Vishcha Shkola, pp. 1-251.

- Gladyshevskii, E. I., Bodak, O. I. (1994), in: *Intermetallic Compounds: Principles and Practice*, Vol. 1: Westbrook, J. H., Fleischer, R. L. (Eds.). Chichester, UK: Wiley.
- Gladyshevskii, E. I., Borusevich, L. K. (1966), *Izv. Akad. Nauk SSSR, Metal.* (5), 159–164.
- Glatzel, U., Feller-Kniepmeier, M. (1991), *Scr. Metall. Mater.* 25, 1845–1850.
- Glatzel, U., Forbes, K. R., Nix, W. D. (1993a), *Phil. Mag.* A 67, 307–323.
- Glatzel, U., Forbes, K. R., Nix, W. D. (1993b), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 385–390.
- Glazova, V. V. (1965), *Dokl. Akad. Nauk SSSR* 164, 569–570.
- Glowacki, B. A., Evetts, J. E. (1988), *J. Mater. Sci.* 23, 1961–1966.
- Gmelin-Institut (1955), in: *Gmelins Handbuch der Anorganischen Chemie*, Vol. 60A, 1: Kupfer: Gmelin-Institut (Eds.). Weinheim: Verlag Chemie, pp. 5–6.
- Gödecke, T., Köster, W. (1985), *Z. Metallkd.* 76, 676–683.
- Gödecke, T., Köster, W. (1986), *Z. Metallkd.* 77, 408–411.
- Golberg, D., Shevakin, A. (1991), in: *Proc. Int. Symp. on Intermetallic Compounds – Structure and Mechanical Properties (JIMIS-6)*: Izumi, O. (Ed.). Sendai: The Japan Institute of Metals, pp. 251–255.
- Goldman, E. H. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 83–94.
- Goldschmidt, H. J. (1967a), *Interstitial Alloys*. London: Butterworths, pp. 187–195.
- Goldschmidt, H. J. (1967b), *Interstitial Alloys*. London: Butterworths, pp. 296–348.
- Goldschmidt, H. J. (1969), *J. Inst. Met.* 97, 173–179.
- Gonis, A., Sluiter, M., Turchi, P. E. A., Stocks, G. M., Nicholson, D. M. (1991), *J. Less-Common Met.* 168, 127–144.
- Goo, E., Duerig, T., Melton, K., Sinclair, R. (1985), *Acta Metall.* 33, 1725–1733.
- Gordon, D. E., Unni, C. K. (1991), *J. Mater. Sci.* 26, 6183–6189.
- Gottstein, G., Nagpal, P., Kim, W. (1989), *Mater. Sci. Eng.* A 108, 195–201.
- Gottstein, G., Chang, L., Yung, H. F. (1991), *Mater. Sci. Technol.* 7, 158–166.
- Grabke, H. J., Brumm, M. (1989), in: *Oxidation of High-Temperature Intermetallics*: Grobstein, T., Doychak, J. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 245–256.
- Grabke, H. J., Steinhorst, M., Brumm, M., Wiemer, D. (1990), *Werkstoffe Korros.* 41, 689–691.
- Grabke, H. J., Brumm, M., Steinhorst, M. (1991a), *Fresenius Z. Anal. Chem.* 341, 378–382.
- Grabke, H. J., Steinhorst, M., Brumm, M., Wiemer, D. (1991b), *Oxid. Met.* 35, 199–222.
- Grabke, H. J., Brumm, M., Steinhorst, M. (1992), *Mater. Sci. Technol.* 8, 339–344.
- Grala, E. M. (1960), in: *Mechanical Properties of Intermetallic Compounds*: Westbrook, J. H. (Ed.). New York: Wiley, pp. 358–404.
- Greenberg, B. A., Indenbaum, V. N., Smirnov, L. V. (1991), *Acta Metall. Mater.* 39, 243–254.
- Gregory, E. (1984), in: *Niobium*: Stuart, H. (Ed.). Warrendale, PA: The Metallurgical Society of AIME, pp. 503–531.
- Gröning, F. (1989), in: *Oxidation of High-Temperature Intermetallics*: Grobstein, T., Doychak, J. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 279–294.
- Grinthal, R. D. (1956), WADC Technical Report 53-190, 1–57.
- Grinthal, R. D. (1958), WADC Technical Report 53-190, 1–80.
- Grujicic, M., Tangrila, S., Cavin, O. B., Porter, W. D., Hubbard, C. R. (1993), *Mater. Sci. Eng.* A 160, 37–48.
- Grüning, H. W., Leistikow, S., Rahmel, A., Schubert, F. (1983), in: *Aufbau von Oxidschichten auf Hochtemperaturwerkstoffen und ihre technische Bedeutung*: Rahmel, A. (Ed.). Oberursel: DGM, pp. 7–32.
- Gschneidner, K. A., Jr. (1993), *J. Alloys Compd.* 193, 1–6.
- Guan, J., Dieckhues, G. W., Sahm, P. R. (1994), *Intermetallics* 2, 89–94.
- Guard, R. W., Westbrook, J. H. (1959), *Trans. AIME* 215, 807–814.
- Gudmundsson, B., Jacobson, B. E. (1988), *Mater. Sci. Eng.* 100, 207–217.
- Guertler, W., Guertler, M., Anastasiadis, E. (1969), *A Compendium of Constitutional Ternary Diagrams of Metallic Systems* (WADC Technical Report 58-615). Jerusalem: Israel Program for Scientific Translations, pp. 527–548.
- Guha, S., Munroe, P. R., Baker, I. (1989), in: *High-Temperature Ordered Intermetallic Alloys III*: Liu, C. T., Taub, A. I., Stoloff, N. S., Koch, C. C. (Eds.). Pittsburgh, PA: Mater. Res. Soc., pp. 633–638.
- Guha, S., Baker, I., Munroe, P. R., Michael, J. R. (1992), *Mater. Sci. Eng.* A 152, 258–263.
- Guilemany, J. M., Peregrin, F. (1992), *J. Mater. Sci.* 27, 863–868.
- Guillet, L., Le Roux, R. (1967), in: *Intermetallic Compounds*: Westbrook, J. H. (Ed.). New York: Wiley, pp. 453–463.
- Guo, J. T., Jin, O., Yin, W. M., Wang, T. M. (1993), *Scr. Metall. Mater.* 29, 783–785.
- Guo, X.-Q., Podloucky, R., Freeman, A. J. (1991), *J. Mater. Res.* 6, 324–329.
- Gupta, D., Vieregge, K., Rodbell, K. P., Tu, K. N. (1993), in: *Diffusion in Ordered Alloys and Intermetallic Compounds*: Fultz, B., Cahn, R. W., Gupta, D. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 247–259.
- Gupta, K. P., Rajan, N. S., Beck, P. A. (1960), *Trans. AIME* 218, 617–624.
- Györfy, B. L., Barbieri, A., Johnson, D. D., Nicholson, D. M., Pinski, F. J., Shelton, W. A., Stocks, G. M. (1991), in: *Alloy Phase Stability and Design*: Stocks, G. M., Pope, D. P., Giamei, A. F. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 3–20.

- Haasen, P. (1983), in: *Physical Metallurgy*: Cahn, R. W., Haasen, P. (Eds.). Amsterdam: North-Holland/Elsevier, pp. 1341-1409.
- Hack, J. E., Brzeski, J. M., Darolia, R. (1992), *Scr. Metall. Mater.* 27, 1259-1263.
- Hack, J. E., Brzeski, J. M., Darolia, R., Field, R. D. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 1197-1202.
- Hackenbracht, D., Kübler, J. (1980), *J. Phys. F* 10, 427-440.
- Haff, G. R., Schulson, E. M. (1982), *Metall. Trans. A* 13, 1563-1569.
- Hafner, J. (1987), *From Hamiltonians to Phase Diagrams*. Heidelberg: Springer, pp. 207-240.
- Hafner, J. (1989), in: *The Structure of Binary Compounds*: de Boer, F. R., Pettifor, D. G. (Eds.). Amsterdam: North-Holland, pp. 147-286.
- Hagel, W. C. (1967), in: *Intermetallic Compounds*: Westbrooke, J. H. (Ed.). New York: Wiley, pp. 377-404.
- Hahn, K. H., Vedula, K. (1989), *Scr. Metall.* 23, 7-12.
- Hall, E. L., Livingston, J. D. (1989), in: *Proc. of the 47th Annual Meeting of the Electron Microscopy Society of America*: Bailey, G. W. (Ed.). San Francisco: San Francisco Press, pp. 318-319.
- Hall, E. O., Algie, S. H. (1966), *Metall. Rev.* 11, 61-88.
- Halstead, A., Rawlings, R. D. (1984), *Met. Sci.* 18, 491-500.
- Halstead, A., Rawlings, R. D. (1985), *J. Mater. Sci.* 20, 1248-1256.
- Hanada, S., Watanabe, S., Sato, T., Izumi, O. (1981a), *Trans. JIM* 22, 873-881.
- Hanada, S., Watanabe, S., Sato, T., Izumi, O. (1981b), *Scr. Metall.* 15, 1345-1348.
- Hancock, G. F., McDonnell, B. R. (1971), *Phys. Status Solidi (a)* 4, 143-150.
- Hao, S. M., Takayama, T., Ishida, K., Nishizawa, T. (1984), *Metall. Trans. B* 15, 1819-1828.
- Hao, S. M., Ishida, K., Nishizawa, T. (1985), *Metall. Trans. B* 16, 179-185.
- Hardwick, D. A., Martin, P. L., Patankar, S. N., Lewandowski, J. J. (1993), in: *Structural Intermetallics*: Darolia, R., Lewandowski, J. J., Liu, C. T., Martin, P. L., Miracle, D. B., Nathal, M. V. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 665-674.
- Harmouche, M. R., Wolfenden, A. (1985), *J. Test. Eval.* 13, 424-428.
- Harmouche, M. R., Wolfenden, A. (1986), *Mater. Sci. Eng.* 84, 35-42.
- Harmouche, M. R., Wolfenden, A. (1987), *J. Test. Eval.* 15, 101-104.
- Harris, I. R., McGuinness, P. J. (1991), *J. Less-Common Met.* 172-174, 1273-1284.
- Hasaka, M., Morimura, T., Hisatsune, K., Uchiyama, Y., Kondo, S., Nakashima, H., Furuse, T. (1993a), *Scr. Metall. Mater.* 29, 963-966.
- Hasaka, M., Morimura, T., Kondo, S., Uchiyama, Y., Hisatsune, K. (1993b), *Scr. Metall. Mater.* 29, 967-970.
- Hasegawa, S., Wada, S., Takasugi, T., Izumi, O. (1993a), *Mater. Sci. Technol.* 9, 61-66.
- Hasegawa, S., Wada, S., Takasugi, T., Izumi, O. (1993b), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 659-663.
- Hashimoto, K., Kimura, M. (1993), in: *Structural Intermetallics*: Darolia, R., Lewandowski, J. J., Liu, C. T., Martin, P. L., Miracle, D. B., Nathal, M. V. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 309-318.
- Hashimoto, K., Doi, H., Tsujimoto, T. (1986a), *Trans. JIM* 27, 94-101.
- Hashimoto, K., Doi, H., Tsujimoto, T. (1986b), *Trans. JIM* 27, 141-149.
- Hashimoto, K., Nobuki, M., Tsujimoto, T., Suzuki, T. (1991), *ISIJ Int.* 31, 1154-1160.
- Hattori, T., Iwade, Y., Tatsumoto, H., Mochizuki, T. (1988), *J. Mater. Sci. Lett.* 7, 481-483.
- Haubold, T., Bohn, R., Birringer, R., Gleiter, H. (1992), *Mater. Sci. Eng. A* 153, 679-683.
- Hayashi, N., Morii, K., Nakayama, Y. (1991), *Mater. Trans. Jpn. Inst. Met.* 32, 285-291.
- Hayashi, T., Shinoda, T., Mishima, Y., Suzuki, T. (1991a), in: *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV*: Johnson, L. A., Pope, D. P., Stiegler, J. O. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 617-622.
- Hayashi, T., Takekawa, M., Miura, S., Mishima, Y., Suzuki, T. (1991b), in: *Proc. Int. Symp. on Intermetallic Compounds - Structure and Mechanical Properties (JIMIS-6)*: Izumi, O. (Ed.). Sendai: The Japan Institute of Metals, pp. 421-425.
- Hayes, R. W. (1991), *Acta Metall. Mater.* 39, 569-578.
- Hayes, R. W., London, B. (1992), *Acta Metall. Mater.* 40, 2167-2175.
- Hazzledine, P. M., Pirouz, P. (1993), *Scr. Metall. Mater.* 28, 1277-1282.
- Hazzledine, P. M., Schneibel, J. H. (1989), *Scr. Metall.* 23, 1887-1892.
- Hazzledine, P. M., Kumar, K. S., Miracle, D. B., Jackson, A. G. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 591-596.
- Hebsur, M. G., Stephens, J. R., Smialek, J. L., Barrett, C. A., Fox, D. S. (1989), in: *Oxidation of High-Temperature Intermetallics*: Grobstein, T., Doychak, J. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 171-184.
- Hebsur, M. G., Whittenberger, J. D., Dickerson, R. M., Aikin, B. J. M. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 1111-1116.
- Hecker, A., Gregory, E., Wong, J. (1988), *J. Less-Common Met.* 139, 53-60.
- Hellwig, A. (1990), Dr. Ing. Thesis, Universität Dortmund, pp. 1-179.
- Hellwig, A., Inden, G., Palm, M. (1992), *Scr. Metall. Mater.* 27, 143-148.
- Hemker, K. J., Nix, W. D. (1993), *Metall. Trans.* 24 A, 335-341.
- Hemker, K. J., Mills, M. J., Nix, W. D. (1991), *Acta Metall. Mater.* 39, 1901-1913.

- Henager, C. H., Jr., Brimball, J. L., Vetrano, J. S., Hirth, J. P. (1992a), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 273, 281-288.
- Henager, C. H., Jr., Jacobson, R. E., Bruemmer, S. M. (1992b), *Mater. Sci. Eng. A* 153, 416-421.
- Heredia, F. E., Valencia, J. J. (1992), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 273, 197-205.
- Heredia, F. E., He, M. Y., Lucas, G. E., Evans, A. G., Dève, H. E., Konitzer, D. (1993), *Acta Metall. Mater.* 41, 505-511.
- Herget, C., Domazer, H.-G. (1975), *Goldschmidt informiert* 35, 3-33.
- Herring, C. (1950), *J. Appl. Phys.* 21, 437-445.
- Hesse, J. (1969a), *Z. Angew. Phys.* 28, 133-137.
- Hesse, J. (1969b), *Z. Metallkd.* 60, 652-659.
- Heusler, O. (1989), *Z. Metallkd.* 80, 908.
- Hildebrandt, U. W., Wahl, G., Nicoll, A. R. (1978), in: *Materials and Coatings to Resist High Temperature Corrosion*: Holmes, D. R., Rahmel, A. (Eds.). London: Applied Science, pp. 213-231.
- Hilfrich, K., Kölker, W., Petry, W., Schärpf, O., Nembach, E. (1990), *Scr. Metall. Mater.* 24, 39-44.
- Hilfrich, K., Ebel, T., Petry, W., Schärpf, O., Nembach, E. (1991), *Scr. Metall. Mater.* 25, 1857-1862.
- Hillman, H., Pfister, H., Springer, E., Wilhelm, M., Wohleben, K. (1980), in: *Filamentary A15 Superconductors*: Sucnaga, M., Clark, A. F. (Eds.). New York: Plenum, pp. 17-23.
- Hilpert, K., Kobertz, D., Venugopal, V., Miller, M., Gerads, H., Bremer, F. J. Nickel, H. (1987), *Z. Naturforsch.* 42a, 1327-1332.
- Himsel, A., Blau, W., Merz, G., Niederlag, G., Querin, U., Weisbach, J., Kleinstück, K. (1980), *Phys. Status Solidi (b)* 100, 179-185.
- Hindam, H., Whittle, D. P. (1982), *Oxid. Met.* 18, 245-284.
- Hipsley, C. A., Strangwood, M. (1992), *Mater. Sci. Technol.* 8, 350-358.
- Hipsley, C. A., Strangwood, M., DeVan, J. H. (1990), *Acta Metall. Mater.* 38, 2393-2410.
- Hirano, T., Mawari, T. (1993), *Acta Metall. Mater.* 41, 1783-1789.
- Hirsch, P. B. (1985), *Mater. Sci. Technol.* 1, 666-677.
- Hirsch, P. B. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 33-43.
- Ho, C. T., Sekhar, J. A. (1991), in: *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV*: Johnson, L. A., Pope, D. P., Stiegler, J. O. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 1057-1062.
- Ho, K., Dodd, R. A. (1978), *Scr. Metall.* 12, 1055-1058.
- Hoch, M., Lin, R. Y. (1993), in: *Ternary Alloys*, Vol. 8: Petzow, G., Effenberg, G. (Eds.), Weinheim: VCH, pp. 79-88.
- Hocking, L. A., Strutt, P. R., Dodd, R. A. (1971), *J. Inst. Met.* 99, 98-101.
- Hodgson, D. E. (1990), in: *Metals Handbook*, Vol. 2, *Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials*. Materials Park, OH: ASM, pp. 897-902.
- Hondros, E. D. (1978), in: *Precipitation Processes in Solids*: Russell, K. C., Aaronson, H. I. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 1-30.
- Honeycombe, R. W. K. (1968), *The Plastic Deformation of Metals*. New York: St. Martin's Press, pp. 1-467.
- Hong, S. H., Weertman, J. (1986), *Acta Metall.* 34, 743-751.
- Hong, T., Freeman, A. J. (1989), in: *High-Temperature Ordered Intermetallic Alloys III*: Liu, C. T., Taub, A. I., Stoloff, N. S., Koch, C. C. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 75-80.
- Hong, Y. M., Nakajima, H., Mishima, Y., Suzuki, T. (1989), *ISIJ Int.* 29, 78-84.
- Hono, K., Chiba, A., Sakurai, T., Hanada, S. (1992), *Acta Metall. Mater.* 40, 419-425.
- Hopfe, W. D., Son, Y.-H., Morral, J. E., Romig, A. D., Jr. (1993), in: *Diffusion in Ordered Alloys and Intermetallic Compounds*: Fultz, B., Cahn, R. W., Gupta, D. (Eds.). Warrendale, PA: pp. 69-76.
- Hornbogen, E. (1991), in: *Advanced Structural and Functional Materials*: Bunk, W. G. J. (Ed.). Berlin: Springer, pp. 133-163.
- Hornbogen, E., Kobus, E. (1992), *Z. Metallkd.* 83, 105.
- Horton, J. A., Liu, C. T. (1990), *Scr. Metall. Mater.* 24, 1251-1256.
- Horton, J. A., Liu, C. T., Koch, C. C. (1984), in: *High-Temperature Alloys: Theory and Design*: Stiegler, J. O. (Ed.). Warrendale, PA: TMS/AIME, pp. 309-321.
- Hoshino, K., Rothmann, S. J., Averbach, R. S. (1988), *Acta Metall.* 36, 1271-1279.
- Hosoda, H., Mishima, Y., Suzuki, T. (1991), in: *Proc. Int. Symp. on Intermetallic Compounds - Structure and Mechanical Properties (JIMIS-6)*: Izumi, O. (Ed.). Sendai: The Japan Institute of Metals, pp. 81-85.
- Hosoda, H., Takahashi, M., Suzuki, T., Mishima, Y. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 793-798.
- Hove, J. E., Riley, W. C. (1967), in: *Modern Ceramics: Some Principles and Concepts*: Hove, J. E., Riley, W. C. (Eds.). New York: Wiley, pp. 327-399.
- Hsiung, L. M., Wadley, H. N. G. (1992), *Scr. Metall. Mater.* 27, 605-610.
- Iluang, J. S., Kim, Y.-W. (1991), *Scr. Metall. Mater.* 25, 1901-1906.
- Iluang, P., Ceder, G., Menon, E. S. K., De Fontaine, D. (1991), *Scr. Metall. Mater.* 25, 1495-1500.
- Iluang, S.-C. (1993), in: *Structural Intermetallics*: Darolia, R., Lewandowski, J. J., Liu, C. T., Martin, P. L., Miracle, D. B., Nathal, M. V. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 299-307.
- Huang, S. C., Hall, E. L. (1991a), *Scr. Metall. Mater.* 25, 1805-1809.
- Huang, S. C., Hall, E. L. (1991b), *Metall. Trans.* 22A, 427-439.
- Huang, S. C., Siemers, P. A. (1989), *Metall. Trans.* 20A, 1899-1906.

- Huang, S. C., Hall, E. L., Shih, D. S. (1991 a), *ISIJ Int.* 31, 1100-1106.
- Huang, S. C., McKee, D. W., Shih, D. S., Chesnutt, J. C. (1991 b), in: *Proc. Int. Symp. on Intermetallic Compounds - Structure and Mechanical Properties (JIMIS-6)*: Izumi, O. (Ed.). Sendai: The Japan Institute of Metals, pp. 363-370.
- Huetter, L. J., Stadelmaier, H. H. (1958), *Acta Metall.* 6, 367-370.
- Hultgren, R. (1963), *Selected Values of Thermodynamic Properties of Metals and Alloys*. New York: Wiley, pp. 1-963.
- Hwang, C. M., Wayman, C. M. (1983), *Scr. Metall.* 17, 1345-1350.
- Hwang, C. M., Meichle, M., Salamon, M. B., Wayman, C. M. (1983), *Phil. Mag.* A47, 31-62.
- Ichinose, S., Funatsu, Y., Otani, N., Ichikawa, T., Miyazaki, S., Otsuka, K. (1991), in: *Proc. Int. Symp. on Intermetallic Compounds - Structure and Mechanical Properties (JIMIS-6)*: Izumi, O. (Ed.). Sendai: The Japan Institute of Metals, pp. 263-267.
- Igarashi, M., Senba, H. (1993), in: *Structural Intermetallics*: Darolia, R., Lewandowski, J. J., Liu, C. T., Martin, P. L., Miracle, D. B., Nathal, M. V. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 533-542.
- Ikeda, K., Saito, S., Hanada, S. (1992), *Sci. Rep. Tohoku Univ.* 37 (1), 26-34.
- Imai, Y., Kumazawa, M. (1959), *Sci. Rep. Tohoku Univ.* 11, 312-316.
- Imayev, R., Imayev, V., Salishchev, G. (1993 a), *Scr. Metall. Mater.* 29, 713-718.
- Imayev, R., Imayev, V., Salishchev, G. (1993 b), *Scr. Metall. Mater.* 29, 719-724.
- Inco (1982), Inconel Alloy MA 6000, Inco Pamphlet.
- Inden, G. (1993), unpublished report, Max-Planck-Institut für Eisenforschung, Düsseldorf, FRG.
- Inden, G., Pepperrhoff, W. (1990), *Z. Metallkd.* 81, 770-773.
- Inoue, H., Inakazu, N. (1991), in: *Proc. Int. Symp. on Intermetallic Compounds - Structure and Mechanical Properties (JIMIS-6)*: Izumi, O. (Ed.). Sendai: The Japan Institute of Metals, pp. 785-789.
- Inoue, H. R. P., Hsiung, L.-M., Kato, M., Pope, D. P. (1991 a), *Phys. Status Solidi (a)* 123, 399-414.
- Inoue, H. R. P., Kitamura, M., Wayman, C. M., Chen, H. (1991 b), *Phil. Mag.* A63, 345-353.
- Inui, H., Oh, M. H., Nakamura, A., Yamaguchi, M. (1992), *Acta Metall. Mater.* 40, 3095-3104.
- Inui, H., Toda, Y., Yamaguchi, M. (1993), *Phil. Mag.* A67, 1315-1332.
- Ishida, K., Kainuma, R., Ueno, N., Nishizawa, T. (1991 a), *Metall. Trans.* 22A, 441-446.
- Ishida, K., Nishizawa, T., Schlesinger, M. E. (1991 b), *J. Phase Equilibria* 12, 578-586.
- Ishida, K., Kainuma, R., Nishizawa, T. (1993), *Bull. Jpn. Inst. Met.* 32, 143-150.
- Ito, K., Inui, H., Hirano, T., Yamaguchi, M. (1992), *Mater. Sci. Eng. A* 152, 153-159.
- Ito, Y., Shirai, Y., Yamada, Y., Yamaguchi, M. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 275-280.
- Ivey, D. G., Northwood, D. O. (1986 a), *J. Less-Common Met.* 115, 295-306.
- Ivey, D. G., Northwood, D. O. (1986 b), *Z. Phys. Chem. N. F.* 147, 191-209.
- Izumi, O. (1989), *Mater. Trans. Jpn. Inst. Met.* 30, 627-638.
- Jackson, A. G. (1993), *Scr. Metall. Mater.* 28, 673-675.
- Jackson, A. G., Lee, D. S. (1992), *Scr. Metall. Mater.* 26, 1575-1579.
- Jacobi, H., Engell, H.-J. (1971 a), *Z. Phys. Chem. N. F.* 74, 190-205.
- Jacobi, H., Engell, H.-J. (1971 b), *Acta Metall.* 19, 701-711.
- Jayaram, R., Miller, M. K. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 355-360.
- Jayashankar, S., Kaufman, M. J. (1992), *Scr. Metall. Mater.* 26, 1245-1250.
- Jeitschko, W. (1970), *Metall. Trans. I.* 2963-2965.
- Jeitschko, W. (1977), *Acta Crystallogr. B* 33, 2414-2417.
- Jeitschko, W., Jordan, A. G., Beck, P. A. (1969), *Trans. AIME* 245, 335-339.
- Jellinghaus, W. (1936), *Z. Techn. Phys.* 17, 33-36.
- Jellinghaus, W. (1943), *Arch. Eisenhüttenwes.* 16, 247-252.
- Jellinghaus, W. (1961), *Arch. Eisenhüttenwes.* 32, 187-197.
- Jellinghaus, W. (1967), *Arch. Eisenhüttenwes.* 38, 393-400.
- Jena, A. K., Sahay, S. S., Mathur, R. P. (1993), in: *Structural Intermetallics*: Darolia, R., Lewandowski, J. J., Liu, C. T., Martin, P. L., Miracle, D. B., Nathal, M. V. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 425-430.
- Jeng, Y.-L., Lavernia, E. J., Wolfenstine, J., Bailey, D. E., Sickinger, A. (1993), *Scr. Metall. Mater.* 29, 107-111.
- Jha, S. C., Forster, J. A., Pandey, A. K., Delagi, R. G. (1991 a), *ISIJ Int.* 31, 1267-1271.
- Jha, S. C., Forster, J. A., Pandey, A. K., Delagi, R. G. (1991 b), *Adv. Mater. Processes* 4/91, 87-90.
- Jia, C. L., Jiang, J., Zong, X. F. (1989), *Phil. Mag.* A59, 999-1012.
- Jin, Z., Bieler, T. R. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 775-780.
- Johnson, D. R., Joslin, S. M., Oliver, B. F., Noebe, R. D., Whittenberger, J. D. (1992), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 273, 87-92.
- Johnson, D. R., Joslin, S. M., Reviere, R. D., Oliver, B. F., Noebe, R. D. (1993), in: *Processing and Fabrication of Advanced Materials for High Temperature Applications - II*: Ravi, V. A., Srivatsan, T. S. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 77-90.
- Johnson, T. P., Young, J. M., Ward, R. M., Jacobs, M. H. (1993), in: *Structural Intermetallics*: Darolia, R., Lewandowski, J. J., Liu, C. T., Martin, P. L.,

- Miracle, D. B., Nathal, M. V. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 159–165.
- Jones, D. G. R., Abell, J. S., Harris, I. R. (1991), *J. Less-Common Met.* 172–174, 1285–1296.
- Jones, S. A., Kaufman, M. J. (1993), *Acta Metall. Mater.* 41, 387–398.
- Jorda, J. L., Flükiger, R., Muller, J. (1980), *J. Less-Common Met.* 75, 227–230.
- Jordan, K. R., Stoloff, N. S. (1969), *Trans. AIME* 245, 2027–2034.
- Joseph, Y., Bershadsky, E., Ron, M. (1991), *J. Less-Common Met.* 172–174, 997–1008.
- Jung, I. (1986), Dr. rer. nat. Thesis, RWTH Aachen, pp. 1–120.
- Jung, I., Sauthoff, G. (1987), in: *Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures*: Wilshire, B., Evans, R. W. (Eds.). London: Institute of Metals, pp. 257–270.
- Jung, I., Sauthoff, G. (1989a), *Z. Metallkd.* 80, 484–489.
- Jung, I., Sauthoff, G. (1989b), *Z. Metallkd.* 80, 490–496.
- Jung, I., Rudy, M., Sauthoff, G. (1987), in: *High-Temperature Ordered Intermetallic Alloys II*: Stoloff, N. S., Koch, C. C., Liu, C. T., Izumi, O. (Eds.). Pittsburgh, PA: Materials Research Society, pp. 263–274.
- Kahveci, A. I., Welsch, G. E. (1986), *Scr. Metall.* 20, 1287–1290.
- Kainuma, R., Ishida, K., Nishizawa, T. (1992a), private communication (unpublished report).
- Kainuma, R., Ishida, K., Nishizawa, T. (1992b), *Metall. Trans.* 23A, 1147–1153.
- Kainuma, R., Nakano, H., Oikawa, K., Ishida, K., Nishizawa, T. (1992c), in: *Shape-Memory Materials and Phenomena – Fundamental Aspects and Applications*: Liu, C. T., Wuttig, M., Otsuka, K., Kuusmann, H. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 403–408.
- Kainuma, R., Palm, M., Inden, G. (1994), *Intermetallics*, in press.
- Kamata, K., Degawa, T., Nagashima, Y. (1992a), in: *Basic Technologies for Future Industries: The 3rd Symposium on High-Performance Materials for Severe Environments*: RIMCOF (Ed.). Tokyo: Japan Industrial Technology Association (JITA), pp. 151–158.
- Kamata, K., Suzuki, Y., Moriai, H., Inoue, K., Itoh, K., Takeuchi, T., Tachikawa, K., Watanabe, K., Muto, Y., Katagiri, K., Noto, K., Okada, T. (1992b), *Sci. Rep. Tohoku Univ.* 37, 1, 99–107.
- Kamata, K., Degawa, T., Nagashima, Y. (1993), in: *Structural Intermetallics*: Darolia, R., Lewandowski, J. J., Liu, C. T., Marrin, P. L., Miracle, D. B., Nathal, M. V. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 675–680.
- Kampe, S. L., Bryant, J.D., Christodoulou, L. (1991), *Metall. Trans.* 22A, 447–454.
- Kao, C. R., Chang, Y. A. (1993), *Intermetallics* 1, 237–250.
- Kao, H. P., Brooks, C. R., Sanganeria, M. (1989), in: *High-Temperature Ordered Intermetallic Alloys III*: Liu, C. T., Taub, A. I., Stoloff, N. S., Koch, C. C. (Eds.). Pittsburgh, PA: Mater. Res. Soc., pp. 749–754.
- Karsten, K. (1839), *Pogg. Annalen* 46, 160–166.
- Kasahara, K., Hashimoto, K., Doi, H., Tsujimoto, T. (1987), *J. Jpn. Inst. Met.* 51, 278–284.
- Kassem, M. A., Koch, C. C. (1991), in: *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV*: Johnson, L. A., Pope, D. P., Stiegler, J. O. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 801–806.
- Kasul, D. B., Heldt, L. A. (1991), *Scr. Metall. Mater.* 25, 1047–1052.
- Kaltner, U. R., Boettinger, W. J. (1992), *Mater. Sci. Eng.* A152, 9–17.
- Kattner, U. R., Lin, J.-C., Chang, Y. A. (1992), *Metall. Trans.* 23A, 2081–2090.
- Kawabata, T., Takasugi, T. (1991), in: *Proc. Int. Symp. on Intermetallic Compounds – Structure and Mechanical Properties (JIMIS-6)*: Izumi, O. (Ed.). Senai: The Japan Institute of Metals, pp. 679–683.
- Kawabata, T., Kanai, T., Izumi, O. (1985), *Acta Metall.* 33, 1355–1366.
- Kawabata, T., Kanai, T., Izumi, O. (1991a), *Phil. Mag.* A63, 1291–1298.
- Kawabata, T., Tadano, M., Izumi, O. (1991b), *ISIJ Int.* 31, 1161–1167.
- Kawabata, T., Abumiya, T., Izumi, O. (1992), *Acta Metall. Mater.* 40, 2557–2567.
- Kawabata, T., Tamura, T., Izumi, O. (1993), *Metall. Trans.* 24A, 141–150.
- Kawahara, K. (1983a), *J. Mater. Sci.* 18, 1709–1718.
- Kawahara, K. (1983b), *J. Mater. Sci.* 18, 2047–2055.
- Kawahara, K. (1983c), *J. Mater. Sci.* 18, 3437–3448.
- Kawazoc, H., Takasugi, T., Izumi, O. (1989), *Acta Metal.* 37, 2895–2904.
- Kayser, F. X., Stassis, C. (1969), *Phys. Status Solidi (a)* 64, 335–342.
- Khachatryan, A. G., Shapiro, S. M., Semenovskaya, S. (1992), *Mater. Trans. Jpn. Inst. Met.* 33, 278–281.
- Khadikar, P. S., Vedula, K. (1987), *J. Mater. Res.* 2, 163–167.
- Khadikar, P. S., Vedula, K., Shabel, B. S. (1987), in: *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys II*: Izumi, O., Koch, C. C., Liu, C. T., Stoloff, N. S. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 157–164.
- Khadikar, P. S., Locci, I. E., Vedula, K., Michal, G. M. (1993), *Metall. Trans.* 24A, 83–94.
- Khan, T., Naka, S., Veyssière, P., Costa, P. (1990), in: *High Temperature Materials for Power Engineering 1990*, II. Dordrecht: Kluwer, pp. 1533–1558.
- Khantha, M., Vitek, V., Pope, D. P. (1989), in: *High-Temperature Ordered Intermetallic Alloys III*: Liu, C. T., Taub, A. I., Stoloff, N. S., Koch, C. C. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 99–104.
- Khantha, M., Pope, D. P., Vitek, V. (1990), *Phil. Mag.* A62, 329–346.

- Khantha, M., Vitek, V., Pope, D. P. (1991), in: *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV*: Johnson, L. A., Pope, D. P., Stiegler, J. O. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 229–234.
- Khantha, M., Vitek, V., Pope, D. P. (1992), *Mater. Sci. Eng. A 152*, 89–94.
- Khantha, M., Cserti, J., Vitek, V. (1993a), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc. 288*, 417–422.
- Khantha, M., Cserti, J., Vitek, V. (1993b), in: *Structural Intermetallics*: Darolia, R., Lewandowski, J. J., Liu, C. T., Martin, P. L., Miracle, D. B., Nathal, M. V. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 399–408.
- Khobaib, M., Vahldiek, F. W. (1988), in: *2nd Int. SAMPE Metal and Metals Processing Conf., Vol. 2: Space Age Metals Technology*: Froes, F. H., Cull, R. A. (Eds.). Covina, CA: SAMPE, pp. 262–270.
- Kieffer, R., Benesovsky, F. (1956), in: *Symp. on Powder Metallurgy 1954* (Special Report No. 58): London: The Iron and Steel Institute, pp. 292–301.
- Kikuchi, A. (1983), *J. Appl. Phys. 54*, 3998–4002.
- Kilner, J. A., Harris, I. R. (1981), *J. Mater. Sci. 16*, 3398–3404.
- Kim, D., Clapp, P. C., Rifkin, J. A. (1991), in: *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV*: Johnson, L. A., Pope, D. P., Stiegler, J. O. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 249–254.
- Kim, D., Clapp, P. C., Rifkin, J. A. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc. 288*, 507–512.
- Kim, J.-T., Gibala, R. (1991), in: *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV*: Johnson, L. A., Pope, D. P., Stiegler, J. O. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 261–266.
- Kim, J. T., Noebe, R. D., Gibala, R. (1991), in: *Proc. Int. Symp. on Intermetallic Compounds – Structure and Mechanical Properties* (JIMIS-6): Izumi, O. (Ed.). Sendai: The Japan Institute of Metals, pp. 591–595.
- Kim, S. M. (1992), *Acta Metall. Mater. 40*, 2793–2798.
- Kim, Y. D., Wayman, C. M. (1990), *Scr. Metall. Mater. 24*, 245–250.
- Kim, Y. D., Wayman, C. M. (1992), *Metall. Trans. 23A*, 2981–2986.
- Kim, Y.-G., Lee, J.-Y. (1993a), *Scr. Metall. Mater. 29*, 539–542.
- Kim, Y.-G., Lee, J.-Y. (1993b), *J. Alloys Compd. 191*, 243–249.
- Kim, Y. S., Johnson, M. R., Abbaschian, R., Kaufman, M. J. (1991), in: *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV*: Johnson, L. A., Pope, D. P., Stiegler, J. O. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 839–845.
- Kim, Y.-W. (1989), *J. Met. 41* (7), 24–30.
- Kim, Y.-W. (1992), *Acta Metall. Mater. 40*, 1121–1134.
- Kim, Y.-W., Dimiduk, D. M. (1991), *J. Met. 43* (8), 40–47.
- Kim, Y.-W., Dimiduk, D. M. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc. 288*, 671–677.
- Kim, Y.-W., Froes, F. H. (1990), in: *High-Temperature Aluminides and Intermetallics*: Whang, S. H., Liu, C. T., Pope, D. P., Stiegler, J. O. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 465–492.
- Kimura, K., Nakamura, M., Hirano, T. (1990), *J. Mater. Sci. 25*, 2487–2492.
- Kimura, Y., Suzuki, T., Mishima, Y. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc. 288*, 697–702.
- Kitano, K., Pollock, T. M. (1993), in: *Structural Intermetallics*: Darolia, R., Lewandowski, J. J., Liu, C. T., Martin, P. L., Miracle, D. B., Nathal, M. V. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 591–599.
- Klein, O., Baker, I. (1992), *Scr. Metall. Mater. 27*, 1823–1828.
- Klein, O., Nagpal, P., Baker, I. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc. 288*, 935–940.
- Klöwer, J. (1989), Dr. Ing. Thesis, RWTH Aachen, pp. 1–112.
- Klöwer, J., Sauthoff, G. (1991), *Z. Metallkd. 82*, 510–518.
- Klöwer, J., Sauthoff, G. (1992), *Z. Metallkd. 83*, 699–704.
- Koch, J. M., Koenig, C. (1986), *Phil. Mag. B 54*, 177–197.
- Kocks, U. F. (1958), *Acta Metall. 6*, 85–94.
- Kocks, U. F. (1970), *Metall. Trans. 1*, 1121–1143.
- Kocks, U. F., Canova, G. R. (1981), in: *Deformation of Polycrystals: Mechanisms and Microstructures*: Hansen, N., Horsewell, A., Leffers, T., Lilholt, H. (Eds.). Roskilde: Riso National Laboratory, pp. 35–44.
- Kodentsov, A. A., Dunaev, S. F., Slusarenko, E. M. (1988), *J. Less-Common Met. 141*, 225–234.
- Koeppe, C., Bartels, A., Seeger, J., Mecking, H. (1993), *Metall. Trans. A 24*, 1795–1806.
- Kogachi, M., Minamigawa, S., Nakabigashi, K. (1992), *Acta Metall. Mater. 40*, 1113–1120.
- Kohno, O., Saito, T., Sadakata, N., Sugimoto, M., Goto, K., Watanabe, K. (1992), *Sci. Rep. Tohoku Univ. 37* (1), 84–91.
- Koiwa, M. (1992), in: *Ordered Intermetallics – Physical Metallurgy and Mechanical Properties*: Liu, C. T., Cahn, R. W., Sauthoff, G. (Eds.). Dordrecht: Kluwer, pp. 449–464.
- Kojima, T., Sakata, M., Nishida, I. (1990), *J. Less-Common Met. 162*, 39–49.
- Kondratyev, V. V., Pushin, V. G. (1985), *Phys. Met. Metall. 60* (4), 1–21.
- Kong, C. H., Munroe, P. R. (1993), *Scr. Metall. Mater. 28*, 1241–1244.
- Konoplev, A. M., Sarrak, V. I. (1982), *Phys. Met. Metall. 54* (3), 142–148.
- Korinko, P. S., Duquette, D. J. (1990), in: *Intermetallic Matrix Composites*: Anton, D. L., Martin, P. L., Miracle, D. B., McMeeking, R. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 423–428.
- Korinko, P. S., Duquette, D. J. (1994), *Scr. Metall. Mater. 30*, 287–290.
- Korinko, P. S., Alman, D. E., Stoloff, N. S., Duquette, D. J. (1992), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc. 273*, 183–190.

- Korner, A. (1991), *Phil. Mag. Lett.* 63, 117-122.
- Koraiilov, I. I. (1960), in: *Mechanical Properties of Intermetallic Compounds*: Westbrook, J. H. (Ed.). New York: Wiley, pp. 344-357.
- Koraiilov, I. I. (1967), in: *Intermetallic Compounds*: Westbrook, J. H. (Ed.). New York: Wiley, pp. 349-374.
- Koss, D. A., Banerjee, D., Lukasak, D. A., Gogia, A. K. (1990), in: *High Temperature Aluminides and Intermetallics*: Whang, S. H., Liu, C. T., Pope, D. P., Stiegler, J. O. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 175-196.
- Köster, W., Gödecke, T. (1980), *Z. Metallkd.* 71, 765-769.
- Kostrubanic, J. M., Koss, D. A., Locci, I. E., Nathal, M. V. (1991), in: *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV*: Johnson, L. A., Pope, D. P., Stiegler, J. O. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 679-684.
- Kostrubanic, J. M., Breedis, J. B., Koss, D. A., Locci, I., Poole, J. M. (1993), in: *Structural Intermetallics*: Darolia, R., Lewandowski, J. J., Liu, C. T., Martin, P. L., Miracle, D. B., Nathal, M. V. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 543-549.
- Kötter, G., Nembach, K., Wallow, F., Nembach, E. (1989), *Mater. Sci. Eng. A114*, 29-35.
- Kouvel, J. S. (1967), in: *Intermetallic Compounds*: Westbrook, J. H. (Ed.). New York: Wiley, pp. 529-568.
- Kowalski, W., Frommeyer, G. (1992), unpublished report, Max-Planck-Institut für Eisenforschung, Düsseldorf, FRG.
- Kozubski, R. (1993), *Acta Metall. Mater.* 41, 2565-2575.
- Krämer, U. (1983), *Phil. Mag.* A47, 721-740.
- Krämer, U., Schulze, G. E. R. (1968), *Krist. Tech.* 3, 417-430.
- Krasovec, M., Jedlinski, J., Borchardt, G. (1992), in: *Advanced Structural Materials*, Vol. 2: Clyne, T. W., Withers, P. J. (Eds.). London: The Institute of Materials, pp. 401-404.
- Kratochvil, P. (1990), *Z. Metallkd.* 81, 884-886.
- Kratochvil, P., Bigel, W., Sprusil, B., Chalupa, B. (1992), *Phys. Status Solidi (a)*, 131, 321-332.
- Krishnan, R. V., Delaey, L., Tas, H., Warlimont, H. (1974), *J. Mater. Sci.* 9, 1536-1544.
- Kritzing, S., Tu, K. N. (1981), *J. Appl. Phys.* 52, 305-310.
- Kroll, S., Mehrer, H., Stolwijk, N., Herzig, C., Rosenkranz, R., Frommeyer, G. (1992), *Z. Metallkd.* 83, 591-595.
- Kubaschewski, O. (1982), *Iron - Binary Phase Diagrams*. Berlin: Springer, pp. 1-185.
- Kubin, L. P., Fourdeux, A., Guédou, J. Y., Rieu, J. (1982), *Phil. Mag.* A46, 357-378.
- Kuczera, H., Krammer, P., Sacher, P. (1991), Paper IAF-91-198 at the 42nd Cong. Int. Aeronautical Federation in Montreal.
- Kudielka, H., Nowotny, H. (1956), *Monatsh. Chem.* 87, 471-482.
- Kumagai, T., Hanada, S., Saito, S. (1991), in: *Proc. Int. Symp. on Intermetallic Compounds - Structure and Mechanical Properties (JIMIS-6)*: Izumi, O. (Ed.). Sendai: The Japan Institute of Metals, pp. 1039-1044.
- Kumar, K. S. (1990), *Int. Mater. Rev.* 35, 293-327.
- Kumar, K. S. (1991), *ISIJ Int.* 31, 1249-1259.
- Kumar, K. S. (1993), in: *Structural Intermetallics*: Darolia, R., Lewandowski, J. J., Liu, C. T., Martin, P. L., Miracle, D. B., Nathal, M. V. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 87-96.
- Kumar, K. S. (1994), in: *Intermetallic Compounds: Principles and Practice*, Vol. 2: Westbrook, J. H., Fleischer, R. L. (Eds.). Chichester, UK: Wiley, in press.
- Kumar, K. S., Brown, S. A. (1992a), *Acta Metall. Mater.* 40, 1923-1932.
- Kumar, K. S., Brown, S. A. (1992b), *Scr. Metall. Mater.* 26, 197-202.
- Kumar, K. S., Brown, S. A. (1992c), *Phil. Mag.* A65, 91-109.
- Kumar, K. S., Brown, S. A. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 781-786.
- Kumar, K. S., Liu, C. T. (1993), *J. Met.* 45 (6), 28-34.
- Kumar, K. S., Mannan, S. K. (1989), in: *High-Temperature Ordered Intermetallic Alloys III*: Liu, C. T., Taub, A. I., Stoloff, N. S., Koch, C. C. (Eds.). Pittsburgh, PA: Mater. Res. Soc., pp. 415-420.
- Kumar, K. S., Whittenberger, J. D. (1991), in: *Proc. Int. Symp. on Intermetallic Compounds - Structure and Mechanical Properties (JIMIS-6)*: Izumi, O. (Ed.). Sendai: The Japan Institute of Metals, pp. 927-934.
- Kumar, K. S., Whittenberger, J. D. (1992), *Mater. Sci. Technol.* 8, 317-330.
- Kumar, K. S., Brown, S. A., Montoya, K., Whittenberger, J. D., DiPietro, M. S. (1991a), in: *Proc. Int. Symp. on Intermetallic Compounds - Structure and Mechanical Properties (JIMIS-6)*: Izumi, O. (Ed.). Sendai: The Japan Institute of Metals, pp. 667-671.
- Kumar, K. S., Brown, S. A., Whittenberger, J. D. (1991b), in: *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV*: Johnson, L. A., Pope, D. P., Stiegler, J. O. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 481-486.
- Kumar, K. S., DiPietro, M. S., Whittenberger, J. D. (1991c), in: *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV*: Johnson, L. A., Pope, D. P., Stiegler, J. O. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 1039-1044.
- Kumar, K. S., Darolia, R., Lahman, D. F., Mannan, S. K. (1992a), *Scr. Metall. Mater.* 26, 1001-1006.
- Kumar, K. S., Mannan, S. K., Viswanadham, R. K. (1992b), *Acta Metall. Mater.* 40, 1201-1222.
- Kumpfert, J., Grundhoff, K.-J., Schurmann, H., Lee, Y. T., Ward, C. H., Peters, M. (1992), in: *Advanced Structural Materials*, Vol. 2: Clyne, T. W., Withers, P. J. (Eds.). London: The Institute of Materials, pp. 321-332.
- Kung, S.-C. (1990), *Oxid. Met.* 34, 217-228.

- Kurnakov, N. S. (1900), *Z. Anorg. Chem.* 23, 439-462.
- Kurnakov, N. S. (1914), *Z. Anorg. Chem.* 88, 109-127.
- Kurnakov, N. S., Zhemchuzhny, S. (1908), *Ber. Petersburg Polytech. Inst.* 9, 1-9.
- Kusaka, K. (1991), *ISIJ Int.* 31, 1207-1211.
- Kuzmichev, N. D., Levichenko, I. S., Motulevich, G. P. (1983), *Phys. Met. Metall.* 56(2), 49-53.
- Lahrman, D. F., Field, R. D., Darolia, R. (1991), in: *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV*: Johnson, L. A., Pope, D. P., Stiegler, J. O. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 603-607.
- Lahrman, D. F., Field, R. D., Darolia, R. (1993a), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 679-684.
- Lahrman, D. F., Field, R. D., Darolia, R. (1993b), *Scr. Metall. Mater.* 28, 709-714.
- Lakso, G. E., Marcinkowski, M. J. (1974), *Metall. Trans.* 5, 839-845.
- Lall, C., Chin, S., Pope, D. P. (1979), *Metall. Trans.* 10A, 1323-1332.
- Larsen, J. M., Williams, K. A., Balsonc, S. J., Stucke, M. A. (1990), in: *High-Temperature Aluminides and Intermetallics*: Whang, S. H., Liu, C. T., Pope, D. P., Stiegler, J. O. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 521-556.
- Larsen, M., Misra, A., Hartfield-Wunsch, S., Noebe, R., Gibala, R. (1990), in: *Intermetallic Matrix Composites*: Anton, D. L., Martin, P. L., Miracle, D. B., McMeeking, R. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 191-198.
- Laves, F. (1967), in: *Intermetallic Compounds*: Westbrook, J. H. (Ed.). New York: Wiley, pp. 129-143.
- Lawley, A., Coll, J. A., Cahn, R. W. (1960), *Trans. AIME* 218, 166-176.
- Lawthers, D. D., Sama, L. (1993), in: *High Temperature Materials II*: Ault, G. M., Barclay, W. F., Munger, P. H. (Eds.). New York: Interscience, pp. 819-832.
- Leamy, H. J., Kayser, F. X. (1969), *Phys. Status Solidis* 34, 765-780.
- Lee, C., Grummon, D. S., Gottstein, G. (1990), in: *Intermetallic Matrix Composites*: Anton, D. L., Martin, P. L., Miracle, D. B., McMeeking, R. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 301-306.
- Lee, C. C., Shen, P. (1989), *J. Mater. Sci.* 24, 3707-3711.
- Lee, D. S., Dimiduk, D. M., Krishnamurthy, S. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 823-827.
- Lee, E. W., Cook, J., Khan, A., Mahapatra, R., Waldman, J. (1991), *J. Met.* 43(3), 54-57.
- Lee, J. H., Choe, B. H., Kim, H. M. (1992), *Mater. Sci. Eng. A* 152, 253-257.
- Lee, J. K., Yoo, M. H. (1990), *Metall. Trans.* 21A, 2521-2530.
- Lee, J. S., Nich, T. G. (1989), in: *Oxidation of High-Temperature Intermetallics*: Grobstein, T., Doychak, J. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 271-278.
- Lee, J. S., Wayman, C. M. (1986), *Metallography* 19, 401-419.
- Lee, K. H., White, C. L. (1993), *Scr. Metall. Mater.* 29, 547-552.
- Lee, K. J., Nash, P. (1991a), *J. Phase Equilibria* 12, 94-104.
- Lee, K. J., Nash, P. (1991b), *J. Phase Equilibria* 12, 551-562.
- Lee, T. C., Robertson, I. M., Birnbaum, H. K. (1992), *Acta Metall. Mater.* 40, 2569-2579.
- Lefort, A., Franzoni, U., Tassa, O., Lecoze, J., Cayla, O., Magnee, A. (1991), in: *Proc. Int. Symp. on Intermetallic Compounds - Structure and Mechanical Properties* (JIMIS-6): Izumi, O. (Ed.). Sendai: The Japan Institute of Metals, pp. 579-583.
- Leitner, G. (1971a), *Wiss. Z. Tech. Univ. Dresden* 20, 391-394.
- Leitner, G. (1971b), Dr. rer. nat. Thesis, Technische Universität Dresden, pp. 1-221.
- Leitner, G., Schulze, G. E. R. (1971), *Krist. Tech.* 6, 449-463.
- Leroux, C., Loiseau, A., Broddin, D., Van Tendeloo, G. (1991), *Phil. Mag.* A64, 57-82.
- Levinstein, H. J., Greiner, E. S., Mason, H., Jr. (1966), *J. Appl. Phys.* 37, 164-166.
- Lewandowski, J. J., Dimiduk, D. M., Kerr, W., Mendiratta, M. G. (1988), in: *High Temperature/High Performance Composites*: Lemkey, F. D., Fishman, S. G., Evans, A. G., Strife, J. R. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 103-110.
- Li, D., Li, P., Sun, D., Lin, D. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 281-286.
- Li, G. H., Gill, H. S., Varin, R. A. (1993), *Metall. Trans. A* 24, 2383-2391.
- Li, H., Chaki, T. K. (1993a), *Acta Metall. Mater.* 41, 1979-1987.
- Li, H., Chaki, T. K. (1993b), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 1167-1172.
- Li, X. L., Hillel, R., Teysandier, F., Choi, S. K., van Loo, F. J. J. (1992), *Acta Metall. Mater.* 40, 3149-3157.
- Li, Z., Schulson, E. M. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 1081-1086.
- Li, Z. C., Whang, S. H. (1993), *Phil. Mag.* A68, 169-182.
- Liang, X., Lavernia, E. J. (1991), *Scr. Metall. Mater.* 25, 1199-1204.
- Lide, D. R. (1992), in: *CRC Handbook of Chemistry and Physics*: Lide, D. R. (Ed.). Cleveland: CRC Press.
- Lim, B. S., Stark, J. P. (1984), *Acta Metall.* 32, 915-918.
- Lim, C. B., Yano, T., Iseki, T. (1989), *J. Mater. Sci.* 24, 4144-4151.
- Lin, D., Sun, J. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 251-256.
- Lin, D., Sun, J., Chen, D., Lu, M. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 197-202.
- Lin, H. C., Wu, S. K. (1992), *Scr. Metall. Mater.* 26, 59-62.
- Lin, J. P., Chu, W. Y., Zhang, D. Z., Hsiao, C. M. (1992), *Scr. Metall. Mater.* 27, 1295-1299.

- Lin, W., Xu, J.-H., Freeman, A. J. (1991), in: *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV*: Johnson, L. A., Pope, D. P., Stiegler, J. O. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 131-136.
- Lipsitt, H. A. (1985a), in: *High-Temperature Ordered Intermetallic Alloys*: Koch, C. C., Liu, C. T., Stoloff, N. S. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 351-364.
- Lipsitt, H. A. (1985b), in: *Advanced High-Temperature Alloys: Processing and Properties*: Allen, S. M., Pelloux, R. M., Widmer, R. (Eds.). Materials Park, OH: ASM, pp. 157-164.
- Lipsitt, H. A. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc. 288*, 119-130.
- Lipsitt, H. A., Shechtman, D., Schafnick, R. E. (1975), *Metall. Trans. 6A*, 1991-1996.
- Lipsitt, H. A., Shechtman, D., Schafnick, R. E. (1980), *Metall. Trans. 11A*, 1369-1375.
- Litvinov, V. S., Arkhangelskaya, A. A., Poleva, V. V. (1974), *Fiz. Met. Metalloved. 38 (2)*, 383-388.
- Liu, C. T. (1984), *Int. Met. Rev. 29*, 168-194.
- Liu, C. T. (1991a), in: *Proc. Int. Symp. on Intermetallic Compounds - Structure and Mechanical Properties (JIMIS-6)*: Izumi, O. (Ed.). Sendai: The Japan Institute of Metals, pp. 703-712.
- Liu, C. T. (1991b), *Scr. Metall. Mater. 25*, 1231-1236.
- Liu, C. T. (1992), in: *Ordered Intermetallics - Physical Metallurgy and Mechanical Behaviour*: Liu, C. T., Cahn, R. W., Sauthoff, G. (Eds.). Dordrecht: Kluwer, pp. 321-334.
- Liu, C. T. (1993a), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc. 288*, 3-19.
- Liu, C. T. (1993b), in: *Structural Intermetallics*: Darolia, R., Lewandowski, J. J., Liu, C. T., Martin, P. L., Miracle, D. B., Nathal, M. V. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 365-377.
- Liu, C. T., George, E. P. (1991), in: *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV*: Johnson, L. A., Pope, D. P., Stiegler, J. O. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 527-532.
- Liu, C. T., Inouye, H. (1979), *Metall. Trans. 10A*, 1515-1525.
- Liu, C. T., Kim, Y.-W. (1992), *Scr. Metall. Mater. 27*, 599-603.
- Liu, C. T., Koch, C. C. (1983), in: *Technical Aspects of Critical Materials Use by the Steel Industry*, Vol. II B (NBSIR 83-2679-2). Washington: National Bureau of Standards, pp. P42-1-P42-19.
- Liu, C. T., Kumar, K. S. (1993), *J. Met. 45 (5)*, 38-44.
- Liu, C. T., McKamey, C. G. (1990), in: *High-Temperature Aluminides and Intermetallics*: Whang, S. H., Liu, C. T., Pope, D. P., Stiegler, J. O. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 133-151.
- Liu, C. T., Oliver, W. C. (1991), *Scr. Metall. Mater. 25*, 1933-1937.
- Liu, C. T., Stiegler, J. O. (1984), *Science* 226, 636-642.
- Liu, C. T., Stoloff, N. S. (1993), in: *Diffusion in Ordered Alloys and Intermetallic Compounds*: Fultz, B., Cahn, R. W., Gupta, D. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 223-246.
- Liu, C. T., White, C. L. (1985), in: *High-Temperature Ordered Intermetallic Alloys*: Koch, C. C., Liu, C. T., Stoloff, N. S. (Eds.). Pittsburgh, PA: Materials Research Society, pp. 365-380.
- Liu, C. T., White, C. L., Horton, J. A. (1985), *Acta Metall. 33*, 213-229.
- Liu, C. T., Lee, E. H., Henson, T. J. (1988), *Initial Development of High-Temperature Titanium Silicide Alloys* (Report ORNL-6435). Oak Ridge: ORNL, pp. 1-31.
- Liu, C. T., Stiegler, J. O., Froes, F. H. (1990), in: *Metals Handbook*, Vol. 2: *Properties and Selection: Non-Ferrous Alloys and Special Purpose Materials*. Materials Park, OH: ASM, pp. 913-942.
- Liu, C. T., Fu, C. L., George, E. P., Painter, G. S. (1991), *ISIJ Int. 31*, 1192-1200.
- Liu, J. (1989), *Scr. Metall. 23*, 1811-1816.
- Liu, Y., Takasugi, T., Izumi, O. (1986), *Metall. Trans. 17A*, 1433-1438.
- Liu, Y., Takasugi, T., Izumi, O., Suenaga, H. (1989a), *J. Mater. Sci. 24*, 4458-4466.
- Liu, Y., Takasugi, T., Izumi, O., Yamada, T. (1989b), *Acta Metall. 37*, 507-517.
- Liu, Y., Allen, S. M., Livingston, J. D. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc. 288*, 203-208.
- Livingston, J. D. (1990), *J. Met. 42 (2)*, 30-34.
- Livingston, J. D. (1992), *Phys. Status Solidi (a) 131*, 415-423.
- Livingston, J. D., Hall, E. L. (1990), *J. Mater. Res. 5*, 5-8.
- Livingston, J. D., Hall, E. L. (1991), in: *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV*: Johnson, L. A., Pope, D. P., Stiegler, J. O. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 443-448.
- Livingston, J. D., Hall, E. L., Koch, E. F. (1989), in: *High-Temperature Ordered Intermetallic Alloys III*: Liu, C. T., Taub, A. L., Stoloff, N. S., Koch, C. C. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 243-248.
- Locci, I. E., Dickerson, R., Bowman, R. R., Whittenberger, J. D., Nathal, M. V., Darolia, R. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc. 288*, 685-690.
- Löbberg, K., Schmidt, W. (1938), *Arch. Eisenhüttenwes. 11*, 607-614.
- Lombard, C. M., Nekkanti, R. M., Seetharaman, V. (1992), *Scr. Metall. Mater. 26*, 1559-1564.
- London, B., Larsen, D. E., Jr., Wheeler, D. A., Aimone, P. R. (1993), in: *Structural Intermetallics*: Darolia, R., Lewandowski, J. J., Liu, C. T., Martin, P. L., Miracle, D. B., Nathal, M. V. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 151-157.
- Longworth, H. P., Mikkola, D. E. (1987), *Mater. Sci. Eng. 96*, 213-229.
- Lou, L., Zhang, T., Zhu, Y. (1991), in: *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV*: Johnson, L. A., Pope, D. P., Stiegler, J. O. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 833-838.
- Lowell, C. E., Barrett, C. A., Whittenberger, J. D. (1990), in: *Intermetallic Matrix Composites: An-*

- ton, D. L., Martin, P. L., Miracle, D. B., McMeeking, R. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 355-360.
- Lowrie, R. (1952), *Trans. AIME* 194, 1093-1100.
- Lu, L., Kim, Y. S., Gokhale, A. B., Abbaschian, R. (1990), in: *Intermetallic Matrix Composites*: Anton, D. L., Martin, P. L., Miracle, D. B., McMeeking, R. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 79-87.
- Lu, T. C., Evans, A. G., Hecht, R. J., Mehrabian, R. (1991), *Acta Metall. Mater.* 39, 1853-1862.
- Lu, Z. W., Wei, S. H., Zunger, A. (1992), *Acta Metall. Mater.* 40, 2155-2165.
- Lück, R., Wang, H. (1993), *J. Alloys Compd.* 191, L11-L12.
- Lüdecke, D. (1986), *Z. Metallkd.* 77, 278-283, 814 (Erratum).
- Lugscheider, E., Westermann, U., Wonka, J., Meinhardt, H., Neisius, H., Arnold, R. (1991), in: *Proc. Int. Symp. on Intermetallic Compounds - Structure and Mechanical Properties (JIMIS-6)*: Izumi, O. (Ed.). Sendai: The Japan Institute of Metals, pp. 621-625.
- Lupinc, V., Onofrio, G., Bianchessi, A., Vimercati, G. (1991), in: *Proc. Int. Symp. on Intermetallic Compounds - Structure and Mechanical Properties (JIMIS-6)*: Izumi, O. (Ed.). Sendai: The Japan Institute of Metals, pp. 549-553.
- Lynch, F. E. (1991), *J. Less-Common Met.* 172-174, 943-958.
- Lynch, J. F., Johnson, J. R., Reilly, J. J. (1979), *Z. Phys. Chem. N. F.* 117, 229-243.
- Lynce, R. J., Heldt, D. T., Milligan, W. W. (1991), *Scr. Metall. Mater.* 25, 2147-2152.
- Ma, Z., Dayananda, M. A. (1993), *Scr. Metall. Mater.* 28, 429-434.
- Ma, Z., Dayananda, M. A., Allen, L. H. (1992), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 273, 59-66.
- Maa, J. S., Smith, R. T., McGinn, J. T., Reed, L. H. (1985), *Mater. Lett.* 3, 314-318.
- Mabuchi, H., Harada, K., Tsuda, H., Nakayama, Y. (1991), *ISIJ Int.* 31, 1272-1278.
- Machon, L. (1992), Dr. rer. nat. Thesis, RWTH Aachen, pp. 1-127.
- Machon, L., Sauthoff, G. (1994), unpublished report, Max-Planck-Institut für Eisenforschung, Düsseldorf, FRG.
- MacKay, R. A., Brindley, P. K., Froes, F. H. (1991), *J. Met.* 43 (3), 23-29.
- Magnee, A., Lefort, A., Renaux, P., Franzoni, U., Tassa, O., Le Coze, J. (1991), in: *Proc. Int. Symp. on Intermetallic Compounds - Structure and Mechanical Properties (JIMIS-6)*: Izumi, O. (Ed.). Sendai: The Japan Institute of Metals, pp. 725-729.
- Mahajan, S., Pinnel, M. R., Bennet, J. E. (1974), *Metall. Trans.* 5, 1263-1272.
- Mahajan, S., Wernick, J. H., Chin, G. Y., Nakahara, S., Geballe, T. H. (1978), *Appl. Phys. Lett.* 33, 972-974.
- Mailfert, R., Batterman, B. W., Hanak, J. J. (1969), *Phys. Status Solidi* 32, K67-K69.
- Majewski, J. A., Vogl, P. (1989), in: *The Structures of Binary Compounds*: de Boer, F. R., Pettifor, D. G. (Eds.). Amsterdam: North-Holland, pp. 287-362.
- Maloy, S. A., Heuer, A. H., Lewandowski, J. J., Petrovic, J. J. (1991), *J. Am. Ceram. Soc.* 74, 2704-2706.
- Maloy, S. A., Heuer, A. H., Lewandowski, J. J., Mitchell, T. E. (1992), *Acta Metall. Mater.* 40, 3159-3165.
- Mannan, S. K., Kumar, K. S., Whittenberger, J. D. (1990), *Metall. Trans.* 21 A, 2179-2188.
- Mantl, S. (1993), *Phys. Bl.* 49, 303-305.
- Mantl, S., Rothman, S. J., Nowicki, L. J., Braski, D. (1984), *Phil. Mag.* 50, 591-602.
- Marcinkowski, M. J. (1974a), in: *Treatise on Materials Science and Technology*, Vol. 5: Herman, H. (Ed.). New York: Academic, pp. 181-287.
- Marcinkowski, M. J. (1974b), in: *Order-Disorder Transformations in Alloys*: Warlimont, H. (Ed.). Berlin, Springer, pp. 364-403.
- Marcinkowski, M. J., Brown, N. (1961), *Acta Metall.* 9, 764-786.
- Marder, J. M., Stonehouse, A. J. (1988), in: *2nd International SAMPE Metals and Metals Processing Conference*, Vol. 2: *Space Age Metals Technology*: Froes, F. H., Cull, R. A. (Eds.). Covina, CA: SAMPE, pp. 357-367.
- Margevicius, R. W., Lewandowski, J. J., Locci, I. E. (1993a), in: *Structural Intermetallics*: Darolia, R., Lewandowski, J. J., Liu, C. T., Martin, P. L., Miracle, D. B., Nathal, M. V. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 577-584.
- Margevicius, R. W., Lewandowski, J. J., Locci, I. E., Michal, G. M. (1993b), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 555-560.
- Marieb, T. N., Kaiser, A. D., Nutt, S. R., Anton, D. L., Shah, D. M. (1991), in: *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV*: Johnson, L. A., Pope, D. P., Stieglar, J. O. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 329-336.
- Marshall, D. B., Shaw, M. C., Morris, W. L. (1992), *Acta Metall. Mater.* 40, 443-454.
- Marty, A., Bessiere, M., Bley, F., Culvayrac, Y., Lefebvre, S. (1990), *Acta Metall. Mater.* 38, 345-350.
- Martynov, V. V., Enami, K., Khandros, L. G., Nenko, S., Tkachenko, A. V. (1983), *Phys. Met. Metall.* 55 (5), 136-143.
- Maruyama, K., Takahashi, T., Oikawa, H. (1992), *Mater. Sci. Eng. A* 153, 433-437.
- Masahashi, N., Takasugi, T., Izumi, O. (1988), *Acta Metall.* 36, 1823-1836.
- Masahashi, N., Mizuhara, Y., Matsuo, M., Hanamura, T., Kimura, M., Hashimoto, K. (1991), *ISIJ Int.* 31, 728-737.
- Mason, D. P., Van Aken, D. C. (1993), *Scr. Metall. Mater.* 28, 185-189.
- Mason, D. P., Van Aken, D. C., Webber, J. G. (1990), in: *Intermetallic Matrix Composites*: Anton, D. L.,

- Martin, P. L., Miracle, D. B., McMeeking, R. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 341-348.
- Massalski, T. B., Murray, J. L., Bennett, L. H., Baker, H. (1990), in: *Binary Alloy Phase Diagrams*: Massalski, T. B., Murray, J. L., Bennett, L. H., Baker, H. (Eds.). Materials Park, OH: ASM.
- Matsumoto, A., Saka, H. (1993), *Phil. Mag. A67*, 217-229.
- Matsumoto, H., Ishiguro, H. (1989), *J. Less-Common Met.* 153, 57-63.
- Matsuo, M. (1991), *ISIJ Int.* 31, 1212-1222.
- Matsuo, M., Hanamura, T., Kimura, M., Masahashi, N., Mizoguchi, T., Miyazawa, K. (1991), *ISIJ Int.* 31, 289-297.
- Matteazzi, P., Miani, F., Le Caer, G., Bauer-Grosse, E. (1992), in: *Advanced Structural Materials*, Vol. 2: Clyne, T. W., Withers, P. J. (Eds.). London: The Institute of Materials, pp. 359-365.
- Matuszyk, W., Camus, G., Duquette, D. J., Stoloff, N. S. (1990), *Metall. Trans. 21A*, 2967-2976.
- Mayer, J. W., Lau, S. S., Tu, K. N. (1979), *J. Appl. Phys.* 50, 5855-5859.
- Mazdiyasi, S., Miracle, D. B. (1990), in: *Intermetallic Matrix Composites*: Anton, D. L., Martin, P. L., Miracle, D. B., McMeeking, R. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 155-162.
- Mazdiyasi, S., Miracle, D. B., Dimiduk, D. M., Mendiratta, M. G., Subramanian, P. R. (1989), *Scr. Metall.* 23, 327-331.
- Maziasz, P. J., McKamey, C. G. (1992), *Mater. Sci. Eng. A152*, 322-334.
- Maziasz, P. J., Goodwin, G. M., Liu, C. T., David, S. A. (1992), *Scr. Metall. Mater.* 27, 1835-1840.
- Maziasz, P. J., McKamey, C. G., Cavin, O. B., Hubbard, C. R., Zacharia, T. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 209-215.
- McAndrew, J. B., Kessler, H. D. (1956), *J. Met.* 8, 1348-1353.
- McColm, I. J., Ward, J. M. (1992), *J. Alloys Compd.* 178, 91-100.
- McCurrie, R. A. (1986), in: *Encyclopedia of Materials Science and Engineering*, Vol. 4: Bever, M. B. (Ed.). Oxford: Pergamon, pp. 2645-2651.
- McDonald, W. K. (1984), in: *Niobium*: Stuart, H. (Ed.), Warrendale, PA: The Metallurgical Society of AIME, pp. 495-502.
- McKamey, C. G., Carmichael, C. A. (1991), in: *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV*: Johnson, L. A., Pope, D. P., Stiegler, J. O. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 1051-1056.
- McKamey, C. G., Lee, E. H. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 983-988.
- McKamey, C. G., Liu, C. T. (1990), *Scr. Metall. Mater.* 24, 2119-2122.
- McKamey, C. G., Pierce, D. H. (1993), *Scr. Metall. Mater.* 28, 1173-1176.
- McKamey, C. G., De Van, J. H., Tortorelli, P. F., Sikka, V. K. (1991), *J. Mater. Res.* 6(8), 1779-1805.
- McKee, D. W. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 953-958.
- McKee, D. W., Fleischer, R. L. (1991), in: *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV*: Johnson, L. A., Pope, D. P., Stiegler, J. O. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 969-974.
- Medvedev, A. I., Dolgikh, V. Y., Ivanovskiy, A. L., Kuznelsov, Y. V., Gubanov, V. A., Kurmayev, E. Z. (1984), *Phys. Met. Metall.* 57(2), 29-36.
- Mei, J., Cooper, B. R. (1993), in: *Structural Intermetallics*: Darolia, R., Lewandowski, J. J., Liu, C. T., Martin, P. L., Miracle, D. B., Nathal, M. V. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 611-615.
- Meier, G. H. (1987), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 81, 443-458.
- Meier, G. H. (1989), in: *Oxidation of High-Temperature Intermetallics*: Grobstein, T., Doychak, J. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 1-16.
- Meier, G. H., Pettit, F. S. (1992), *Mater. Sci. Eng. A153*, 548-560.
- Meier, G. H., Appalonia, D., Perkins, R. A., Chiang, K. T. (1989), in: *Oxidation of High-Temperature Intermetallics*: Grobstein, T., Doychak, J. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 185-194.
- Meier, G. H., Birks, N., Pettit, F. S., Perkins, R. A., Grabke, H. J. (1993), in: *Structural Intermetallics*: Darolia, R., Lewandowski, J. J., Liu, C. T., Martin, P. L., Miracle, D. B., Nathal, M. V. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 861-877.
- Mendelson, S. (1986), *Phys. Status Solidi (a)* 98, 133-138.
- Mendiratta, M. G., Dimiduk, D. M. (1993), *Metall. Trans. 24A*, 501-504.
- Mendiratta, M. G., Law, C. C. (1987), *J. Mater. Sci.* 22, 607-611.
- Mendiratta, M. G., Lipsitt, H. A. (1985), in: *High-Temperature Ordered Intermetallic Alloys*: Koch, C. C., Liu, C. T., Stoloff, N. S. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 155-162.
- Mendiratta, M. G., Kim, H.-M., Lipsitt, H. A. (1984), *Metall. Trans. 15A*, 395-398.
- Mendiratta, M. G., Ehlers, S. K., Chatterjee, D. K., Lipsitt, H. A. (1987a), *Metall. Trans. 18A*, 283-291.
- Mendiratta, M. G., Ehlers, S. K., Dimiduk, D. M., Kerr, W. R., Lipsitt, H. A. (1987b), in: *High-Temperature Ordered Intermetallic Alloys II*: Stoloff, N. S., Koch, C. C., Liu, C. T., Izumi, O. (Eds.). Pittsburgh, PA: Mater. Res. Soc., pp. 393-404.
- Mendiratta, M. G., Lewandowski, J. J., Dimiduk, D. M. (1991), *Metall. Trans. 22A*, 1573-1583.
- Meng, X. Y., Northwood, D. O. (1986), *J. Less-Common Met.* 125, 33-44.
- Meschel, S. V., Kleppa, O. J. (1993), *J. Alloys Compounds* 191, 111-116.
- Meschter, P. J. (1991), in: *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV*: Johnson, L. A., Pope, D. P., Stiegler, J. O. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 1027-1032.

- Meschter, P. J., Schwartz, D. S. (1989), *J. Met.* 41 (11), 52-55.
- Metelnic, M. P., Varin, R. A. (1991), *Z. Metallkd.* 82, 346-353.
- Mikkola, D. E., Nic, J. P., Zhang, S., Milligan, W. W. (1991), *ISIJ Int.* 31, 1076-1079.
- Miller, M. K., Horton, J. A. (1987), in: *High-Temperature Ordered Intermetallic Alloys II*: Stoloff, N. S., Koch, C. C., Liu, C. T., Izumi, O. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 117-122.
- Mills, M. J., Miracle, D. B. (1993), *Acta Metall. Mater.* 41, 85-95.
- Mills, M. J., Daw, M. S., Foiles, S. M., Miracle, D. B. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 257-262.
- Minamino, Y., Jung, S. B., Yamane, T., Hirao, K. (1992), *Metall. Trans.* 23 A, 2783-2790.
- Minonishi, Y. (1991), *Phil. Mag.* A63, 1085-1093.
- Miracle, D. B. (1991), *Acta Metall. Mater.* 39, 1457-1468.
- Miracle, D. B. (1993), *Acta Metall. Mater.* 41, 649-684.
- Mishima, Y., Oya, Y., Suzuki, T. (1985), *Trans. ISIJ* 25, 1171-1178.
- Misra, A., Noebe, R. D., Gibala, R. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 483-488.
- Mitchell, T. E., Castro, R. G., Chadwick, M. M. (1992), *Phil. Mag.* A65, 1339-1351.
- Miura, S., Liu, C. T. (1992), *Scr. Metall. Mater.* 26, 1753-1758.
- Miura, Y., Watanabe, N. (1993), *Scr. Metall. Mater.* 29, 139-144.
- Miura, S., Mishima, Y., Hayashi, T., Suzuki, T. (1991), in: *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV*: Johnson, L. A., Pope, D. P., Stiegler, J. O. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 623-628.
- Miyamura, H., Kuriyama, N., Sakai, T., Oguro, K., Kato, A., Ishikawa, H., Iwasaki, T. (1991), *J. Less-Common Met.* 172-174, 1205-1210.
- Miyazaki, M., Terunuma, M., Terazono, K., Komatsu, T., Matusita, K. (1992), *J. Mater. Sci. Lett.* 11, 659-661.
- Mohamed, F. A., Murty, K. L., Langdon, T. G. (1974), *Acta Metall.* 22, 325-332.
- Molenat, G., Caillard, D., Couret, A., Paidar, V. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 287-292.
- Moran, J. B. (1965), *Trans. AIME* 233 1473-1482.
- Moren, H. A., Polonis, D. H., Taggart, R. (1971), *J. Appl. Phys.* 42, 2151-2152.
- Morgand, P., Mouturat, P., Sainfort, G. (1968), *Acta Metall.* 16, 867-875.
- Moriwaki, Y., Gamo, T., Iwaki, T. (1991 a), *J. Less-Common Met.* 172-174, 1028-1035.
- Moriwaki, Y., Gamo, T., Seri, H., Iwaki, T. (1991 b), *J. Less-Common Met.* 172-174, 1211-1218.
- Morral, F. R. (1934), *JISI* 130, 419-428.
- Morral, F. R. (1980), in: *Metals Handbook Vol. 3: Properties and Selection: Stainless Steels, Tool Materials and Special-Purpose Metals*. Materials Park, OH: ASM, pp. 207-268.
- Morris, D. G. (1992), in: *Ordered Intermetallics - Physical Metallurgy and Mechanical Behaviour*: Liu, C. T., Cahn, R. W., Sauthoff, G. (Eds.). Dordrecht: Kluwer, pp. 123-142.
- Morris, D. G., Lerf, (1991), *Phil. Mag.* A63, 1195-1206.
- Morris, D. G., Dadras, M. M., Morris, M. A. (1993 a), *Acta Metall. Mater.* 41, 97-111.
- Morris, D. G., Gunther, S., Joye, J. C. (1993 b), *Intermetallics* 1, 49-58.
- Morris, D. G., Morris, M. A., Leboeuf, M. (1993 c), *Acta Metall. Mater.* 41, 2077-2090.
- Morris, M. A. (1991 a), *Mater. Sci. Eng. A148*, 33-43.
- Morris, M. A. (1991 b), *Scr. Metall. Mater.* 25, 2541-2546.
- Morris, M. A. (1992), *Acta Metall. Mater.* 40, 1573-1586.
- Moser, J. A., Aindow, M., Clark, W. A. T., Draper, S., Fraser, H. L. (1990), in: *Intermetallic Matrix Composites*: Anton, D. L., Martín, P. L., Miracle, D. B., McMeeking, R. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 379-384.
- Motojima, S., Yoshida, H., Sugiyama, K. (1982), *J. Mater. Sci. Lett.* 1, 23-24.
- Mouldckhues, G. W., Sahm, P. R. (1992), in: *Advanced Structural Materials Vol. 2*: Clyne, T. W., Withers, P. J. (Eds.). London: The Institute of Materials, pp. 355-358.
- Moyr, T. D., Dayananda, M. A. (1976), *Metall. Trans.* 7A, 1035-1040.
- Mrowec, S., Jedlinski, J. (1989), in: *Oxidation of High-Temperature Intermetallics*: Grobstein, T., Doychak, J. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 57-66.
- Mrowec, S., Danielewski, M., Godlewska, E., Godlewski, K. (1989), in: *Oxidation of High-Temperature Intermetallics*: Grobstein, T., Doychak, J. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 147-156.
- Mukerjee, D., Jones, I. P., Loretto, M. H., Smallman, R. E. (1979), in: *Phase Transformations* (Spring Residential Conf. Series 3, No. 11, Vol. 2). London: Chameleon Press, pp. II-13-II-14.
- Mukherjee, A. K., Bird, J. E., Dorn, J. E. (1969), *Trans. ASM* 62, 155-179.
- Mukherjee, S. K., Khanra, G. P. (1991), *J. Mater. Sci. Lett.* 10, 1222-1224.
- Mulder, J. H., Thoma, P. E., Beyer, J. (1993), *Z. Metallkd.* 84, 501-508.
- Muller, J. (1986), in: *Encyclopedia of Materials Science and Engineering*, Vol. 1: Bevc, M. B. (Ed.). Oxford: Pergamon, pp. 1-5.
- Müller, P. (1986), *Neue Hütte* 31, 206-208.
- Munroe, P. R., Baker, I. (1988), *Met. Mater.* 4, 435-438.
- Munroe, P. R., Baker, I. (1990), *Scr. Metall. Mater.* 24, 2273-2278.
- Munroe, P. R., Baker, I. (1991), *Acta Metall. Mater.* 39, 1011-1017.

- Munroe, P. R., Baker, I., Nagpal, P. (1991), *J. Mater. Sci.* 26, 4303–4306.
- Murakami, Y., Otsuka, K., Hanada, S., Watanabe, S. (1992), *Mater. Trans. Jpn. Inst. Met.* 33, 282–288.
- Muralcedharan, K., Gogia, A. K., Nandy, T. K., Banerjee, D., Lele, S. (1992a), *Metall. Trans.* 23 A, 401–415.
- Muralcedharan, K., Nandy, T. K., Banerjee, D., Lele, S. (1992b), *Metall. Trans.* 23 A, 417–431.
- Murarka, S. P. (1983a), *Silicides for VLSI Applications*. New York: Academic.
- Murarka, S. P. (1983b), *Annu. Rev. Mater. Sci.* 13, 117–137.
- Murarka, S. P. (1984), *J. Met.* 36 (7), 57–60.
- Murase, S., Nakayama, S., Aoki, N., Kobayashi, N. (1992), *Sci. Rep. Tohoku Univ.* 37 (1), 125–134.
- Murata, Y., Higuchi, T., Takeda, Y., Morinaga, M., Yukawa, N. (1991), in: *Proc. Int. Symp. on Intermetallic Compounds – Structure and Mechanical Properties (JIMIS-6)*: Izumi, O. (Ed.). Sendai: The Japan Institute of Metals, pp. 627–631.
- Murata, Y., Morinaga, M., Takeda, Y. (1992), *Mater. Trans. Jpn. Inst. Met.* 33, 419–421.
- Murata, Y., Morinaga, M., Shimamura, Y., Takeda, Y., Miyazaki, S. (1993), in: *Structural Intermetallics: Darolia, R., Lewandowski, J. J., Liu, C. T., Martin, P. L., Miracle, D. B., Nathal, M. V.* (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 247–256.
- Murayama, Y., Hanada, S., Ohara, K., Hiraga, K., Ishida, S. (1991), in: *Proc. Int. Symp. on Intermetallic Compounds – Structure and Mechanical Properties (JIMIS-6)*: Izumi, O. (Ed.). Sendai: The Japan Institute of Metals, pp. 1033–1037.
- Murayama, Y., Hanada, S., Obara, K. (1993a), *Mater. Trans. Jpn. Inst. Met.* 34, 325–333.
- Murayama, Y., Hanada, S., Obara, K., Hiraga, K. (1993b), *Phil. Mag. A* 67, 251–260.
- Murayama, Y., Kumagai, T., Hanada, S. (1993c), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 95–106.
- Murray, J. L. (1985), *Int. Met. Rev.* 30, 211–233.
- Murray, J. L. (1988), *Metall. Trans.* 19 A, 243–247.
- Murthy, A. S., Goo, E. (1993), *Acta Metall. Mater.* 41, 2135–2142.
- Murugesu, L., Venkateswara Rao, K. T., DeJonghe, L. C., Ritchie, R. O. (1992), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 273, 433–438.
- Muto, S., Merk, N., Schryvers, D., Tanner, L. E. (1993a), *Phil. Mag. B* 67, 673–689.
- Muto, S., Schryvers, D., Merk, N., Tanner, L. E. (1993b), *Acta Metall. Mater.* 41, 2377–2383.
- Nabarro, F. R. N., de Villiers-Filmer, H. L. (1993), *The Physics of Creep—Creep and Creep-Resistant Alloys*. London: Taylor and Francis.
- Nachman, J. F., Buehler, W. J. (1954), *J. Appl. Phys.* 25, 307–313.
- Nagai, H., Kitagaki, K., Shoji, K. (1987), *J. Less. Common Met.* 134, 275–286.
- Nagasawa, A., Kawachi, K. (1971), *J. Phys. Soc. Jpn.* 30, 296.
- Nagpal, P., Baker, I. (1990a), *Metall. Trans.* 21 A, 2281–2282.
- Nagpal, P., Baker, I. (1990b), *Scr. Metall. Mater.* 24, 2381–2384.
- Nagpal, P., Baker, I. (1991), *Scr. Metall. Mater.* 25, 2577–2580.
- Nakagawa, Y. G., Yokoshima, S., Mastuda, K. (1992), *Mater. Sci. Eng. A* 153, 722–725.
- Nakajima, H., Nakamura, Y., Koiwa, M., Takasugi, T., Izumi, O. (1988), *Scr. Metall.* 22, 507–510.
- Nakajima, H., Yasuda, H., Koiwa, M. (1991), in: *Proc. Int. Symp. on Intermetallic Compounds – Structure and Mechanical Properties (JIMIS-6)*: Izumi, O. (Ed.). Sendai: The Japan Institute of Metals, pp. 57–61.
- Nakamura, F., Takamura, J. (1982), in: *Point Defects and Defect Interactions in Metals*: Takamura, J., Doyama, M., Kiritani, M. (Eds.). Tokyo: University of Tokyo Press, pp. 627–630.
- Nakamura, H., Takeyama, M., Yamabe, Y., Kikuchi, M. (1993), *Scr. Metall. Mater.* 28, 997–1002.
- Nakamura, M. (1991), in: *Proc. Int. Symp. on Intermetallic Compounds – Structure and Mechanical Properties (JIMIS-6)*: Izumi, O. (Ed.). Sendai: The Japan Institute of Metals, pp. 655–659.
- Nakamura, M., Kimura, K. (1991), *J. Mater. Sci.* 26, 2208–2214.
- Nakamura, M., Sakka, Y. (1988), *J. Mater. Sci.* 23, 4041–4048.
- Nakamura, M., Matsumoto, S., Hirano, T. (1990), *J. Mater. Sci.* 25, 3309–3313.
- Nakano, T., Umakoshi, Y. (1993), *J. Alloys Compd.* 197, 17–20.
- Nakao, Y., Shinozaki, K., Hamada, M. (1991), *ISIJ Int.* 31, 1260–1266.
- Nakashima, T., Umakoshi, Y. (1992), *Phil. Mag. Lett.* 66, 317–321.
- Nakayama, Y., Mabuchi, H. (1993), *Intermetallics* 1, 41–48.
- Nandy, T. K., Mishra, R. S., Banerjee, D. (1993), *Scr. Metall. Mater.* 28, 569–574.
- Nardone, V. C. (1992), *Metall. Trans.* 23 A, 563–572.
- Nardone, V. C., Strife, J. R. (1991), *Metall. Trans.* 22 A, 183–189.
- Nardone, V. C., Strife, J. R., Prewo, K. M. (1990), in: *Intermetallic Matrix Composites*: Anton, D. L., Martin, P. L., Miracle, D. B., McMeeking, R. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 205–210.
- Nash, P., Liang, W. W. (1985), *Metal. Trans.* 16 A, 319–322.
- Natan, M. (1985), *Mater. Lett.* 3, 319–324.
- Natesan, K. (1988), *Oxid. Met.* 30, 53–83.
- Nathul, M. V. (1992), in: *Ordered Intermetallics – Physical Metallurgy and Mechanical Behaviour*: Liu, C. T., Cahn, R. W., Sauthoff, G. (Eds.). Dordrecht: Kluwer, pp. 541–563.
- Nathrath, N. (1986), *Thyssen Techn. Ber.* 1/86, 110–118.
- Nava, F., Ottaviani, G., Riontino, G. (1985), *Mater. Lett.* 3, 311–313.

- Nembach, E., Tachikawa, K., Takano, S. (1970), *Phil. Mag.* 21, 869-872.
- Nemoto, M., Tian, W. H., Harada, K., Han, C. S., Sano, T. (1992), *Mater. Sci. Eng. A152*, 247-252.
- Nesbitt, J. A., Lowell, C. E. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 107-118.
- Nesbitt, J. A., Vinarcik, E. J., Barrett, C. A., Doychak, J. (1992), *Mater. Sci. Eng. A153*, 561-566.
- Nevitt, M. V. (1963), in: *Electronic Structure and Alloy Chemistry of the Transition Elements*: Beck, P. A. (Ed.). New York: Interscience, pp. 101-178.
- Nevitt, M. V. (1967), in: *Intermetallic Compounds*: Westbrook, J. H. (Ed.). New York: Wiley, pp. 217-229.
- Newkirk, J. W., Sago, J. A. (1990), in: *Intermetallic Matrix Composites*: Anton, D. L., Martin, P. L., Miracle, D. B., McMeeking, R. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 183-189.
- Nghiep, D. M., Paufler, P., Krämer, U., Kleinstück, K., Quyen, N. H. (1980), *J. Mater. Sci.* 15, 1140-1146.
- Nic, J. P., Zhang, S., Mikkola, D. E. (1991), in: *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV*: Johnson, L. A., Pope, D. P., Stieglar, J. O. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 697-702.
- Nicholls, J. R., Rawlings, R. D. (1977), *J. Mater. Sci.* 12, 2456-2464.
- Nicholls, J. R., Stephenson, D. J. (1991), *Met. Mater.* 7, 156-163.
- Nicolet, M.-A., Lau, S. S. (1983), in: *VLSI Electronics, Microstructure Science*, Vol. 6: Einspruch, N. G., Larrabee, G. B. (Eds.). New York: Academic, pp. 330-350.
- Nieh, T. G., Oliver, W. C. (1989), *Scr. Metall.* 23, 851-854.
- Nieh, T. G., Wadsworth, J. (1989), *Scr. Metall.* 23, 871-874.
- Nieh, T. G., Wadsworth, J. (1990), *Scr. Metall. Mater.* 24, 1489-1494.
- Nieh, T. G., Wadsworth, J., Liu, C. T. (1989), in: *High-Temperature Ordered Intermetallic Alloys III*. Liu, C. T., Taub, A. I., Stoloff, N. S., Koch, C. C. (Eds.). Pittsburgh, PA: Mater. Res. Soc. pp. 743-748.
- Nieh, T. G., Wadsworth, J., Liu, C. T. (1990), in: *High-Temperature Aluminides and Intermetallics*: Whang, S. H., Liu, C. T., Pope, D. P., Stieglar, J. O. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 453-462.
- Nishida, I. (1973), *Phys. Rev. B7*, 2710-2713.
- Nishida, I., Sakata, T. (1978), *J. Phys. Chem. Solids* 39, 499-505.
- Nishida, M., Honma, T. (1984), *Scr. Metall.* 18, 1293-1298.
- Nishimura, C., Liu, C. T. (1991), *Scr. Metall. Mater.* 25, 791-794.
- Nishimura, C., Liu, C. T. (1992a), *Acta Metall. Mater.* 40, 723-731.
- Nishimura, C., Liu, C. T. (1992b), *Mater. Sci. Eng. A152*, 146-152.
- Nishiyama, Y., Miyashita, T., Isobe, S., Noda, T. (1990), in: *High-Temperature Aluminides and Intermetallics*: Whang, S. H., Liu, C. T., Pope, D. P., Stieglar, J. O. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 557-584.
- Nix, W. D., Iischnner, B. (1980), in: *Proc. Int. Conf. on the Strength of Metals and Alloys* (ICSMAS 5), Vol. 3: Haasen, P., Gerold, V., Kostorz, G. (Eds.). Oxford: Pergamon, pp. 1503-1530.
- Noda, Y., Kon, H., Furukawa, Y., Otsuka, N., Nishida, I. A., Masumoto, K. (1992a), *Mater. Trans. Jpn. Inst. Met.* 33, 845-850.
- Noda, Y., Kon, H., Furukawa, Y., Nishida, I. A., Masumoto, K. (1992b), *Mater. Trans. Jpn. Inst. Met.* 33, 851-855.
- Noebe, R. D., Behbehani, M. K. (1992), *Scr. Metall. Mater.* 27, 1795-1800.
- Noebe, R. D., Lerch, B. A. (1992), *Scr. Metall. Mater.* 27, 1161-1166.
- Noebe, R. D., Lerch, B. A. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 743-748.
- Noebe, R. D., Bowman, R. R., Eldridge, J. I. (1990), in: *Intermetallic Matrix Composites*: Anton, D. L., Martin, P. L., Miracle, D. B., McMeeking, R. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 323-331.
- Noebe, R. D., Misra, A., Gibala, R. (1991), *ISIJ Int.* 31, 1172-1185.
- Nonaka, K., Tanosaki, K., Fujita, M., Chiba, A., Kawabata, T., Izumi, O. (1992), *Mater. Trans. Jpn. Inst. Met.* 33, 802-810.
- Norman, J. I., Reynolds, G. H., Brewer, L. (1990), in: *Intermetallic Matrix Composites*: Anton, D. L., Martin, P. L., Miracle, D. B., McMeeking, R. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 369-377.
- Nosova, G. I., Polyakova, N. A., Novikova, Y. Y. (1986), *Phys. Met. Metall.* 61 (3), 151-164.
- Noto, K., Watanabe, K., Muto, Y. (1986), *Sci. Rep. RITU A33*, 393-414.
- Noto, K., Matsukawa, M., Watanabe, K. (1992), *Sci. Rep. Tohoku Univ.* 37, 1, 7-17.
- Nourbakhsh, S., Sahin, O., Rhee, W. H., Margolin, H. (1991), *Metall. Trans.* 22A, 3059-3064.
- Nourbakhsh, S., Sahin, O., Rhee, W. H., Margolin, H. (1993), *Metall. Trans.* 24A, 435-443.
- Nowotny, H. (1963), in: *Electron Structure and Alloy Chemistry of the Transition Elements*: Beck, P. A. (Ed.). New York: Interscience, pp. 179-220.
- Nowotny, H. (1972a), in: *Solid State Chemistry*: Roberts, L. E. J. (Ed.). London: Butterworths, pp. 151-188.
- Nowotny, H. (1972b), *Angew. Chem.* 84, 973-982.
- Nowotny, H., Benesovsky, F. (1967), in: *Phase Stability in Metals and Alloys*: Rudman, P. S., Stringer, J., Jaffee, R. I. (Eds.). New York: McGraw-Hill, pp. 319-336.
- Oblak, J. M., Paulonis, D. F., Duvall, D. S. (1974), *Metall. Trans.* 5, 143-153.
- Ochiai, S., Ueno, M. (1988), *J. Jpn. Inst. Met.* 52, 157-162.

- Ochiai, S., Oya, Y., Suzuki, T. (1984), *Acta Metall.* 32, 289–298.
- Ochiai, S., Uehara, T., Osamura, K. (1986a), *J. Mater. Sci.* 21, 1020–1026.
- Ochiai, S., Osamura, K., Uehara, T. (1986b), *J. Mater. Sci.* 21, 1027–1036.
- Ochiai, S., Ueno, M., Noguchi, O. (1987), *J. Jpn. Inst. Met.* 51, 686–693.
- Ochiai, S., Osamura, K., Ryoji, M. (1988), *ISIJ Int.* 28, 973–978.
- Ochiai, S., Shirokura, T., Doi, Y., Kojima, Y. (1991), *ISIJ Int.* 31, 1106–1112.
- Ochiai, S., Yagihashi, M., Osamura, K. (1994), *Intermetallics* 2, 1–7.
- Oehring, M., Klassen, T., Bormann, R. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 873–878.
- Oertel, C. G., Krämer, U., Kleinstück, K. (1986), *J. Mater. Sci.* 21, 2585–2589.
- Ogishi, H., Makimura, M., Ono, H., Minakata, S. (1991), *ISIJ Int.* 31, 1168–1171.
- Ogurtani, T. (1972), *Metall. Trans.* 3, 421–425.
- Oh, M. H., Inui, H., Misaki, M., Kobayashi, M., Yamaguchi, M. (1993a), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 1001–1006.
- Oh, M. H., Inui, H., Misaki, M., Yamaguchi, M. (1993b), *Acta Metall. Mater.* 41, 1939–1949.
- Ohba, Y., Sakuma, N. (1989), *Acta Metall.* 37, 2377–2384.
- Ohkoshi, T., Isoda, Y., Kaibe, H., Ichida, S., Masumoto, K., Nishida, I. (1988), *Trans. JIM* 29, 756–766.
- Ohta, Y., Pettifor, D. G. (1990), *J. Phys.: Condens. Matter* 2, 8189–8194.
- Oikawa, H. (1992), *Mater. Sci. Eng. A* 153, 427–432.
- Okamoto, H., Chakrabarti, D. J., Laughlin, D. E., Massalski, T. B. (1987), *Bull. Alloy Phase Diagrams* 8, 454–474.
- Olowolafe, J. O., Tu, K. N., Angilello, J. (1979), *J. Appl. Phys.* 50, 6316–6320.
- Olzi, E., Matarotta, F. C., Setina, P. (1988), *J. Less-Common Met.* 139, 123–132.
- Onodera, H., Nakazawa, S., Ohno, K., Yamagata, T., Yamazaki, M. (1991), *ISIJ Int.* 31, 875–881.
- Onozuka, T., Ohnishi, N., Hirabayashi, M. (1988), *Metall. Trans.* 19A, 797–803.
- Ormrod, J. (1988), *Met. Mater.* 4, 478–483.
- Ortin, J., Manosa, L., Friend, C. M., Planes, A., Yoshikawa, M. (1992), *Phil. Mag.* A65, 461–475.
- Oti, J. A., Yu, K. O. (1993), in: *Structural Intermetallics*: Darolia, R., Lewandowski, J. J., Liu, C. T., Martin, P. L., Miracle, D. B., Nathal, M. V. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 505–512.
- Otsuka, K., Shimizu, K. (1970), *Scr. Metall.* 4, 469–472.
- Otsuka, K., Shimizu, K. (1986), *Int. Met. Rev.* 31, 93–114.
- Otsuki, M., Stoloff, N. S. (1992), *Scr. Metall. Mater.* 26, 325–330.
- Packer, C. M. (1989), in: *Oxidation of High-Temperature Intermetallics*: Grobstein, T., Doychak, I. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 235–244.
- Padmavardhani, D., Prasad, Y. V. R. K. (1991), *Metall. Trans.* 22A, 2993–3001.
- Paidar, V., Pope, D. P., Yamaguchi, M. (1981), *Scr. Metall.* 15, 1029–1031.
- Pajunen, M., Kivilahti, J. (1992), *Z. Metallkd.* 83, 17–20.
- Pak, H.-R., Hsiung, L.-M., Kato, M. (1986), *Phil. Mag.* A53, 887–896.
- Pak, H.-R., Chen, C.-W., Inal, O. T., Okazaki, K., Suzuki, T. (1988), *Mater. Sci. Eng. A* 104, 53–60.
- Pak, H. R., Pak, J. S. L., Rigsbee, J. M., Wayman, C. M. (1990), *Mater. Sci. Eng. A* 128, 129–139.
- Palm, M. (1990), Dr. rer. nat. Thesis, Universität Dortmund, pp. 1–145.
- Pan, Y. C., Chuang, T. H., Yao, Y. D. (1991), *J. Mater. Sci.* 26, 6097–6103.
- Parameswaran, V. R., Immarigeon, J.-P., Wallace, W. (1990), *Intermetallics – Canadian Perspective*. Ottawa: National Research Council Canada, pp. 1–43.
- Parfitt, L. J., Smialek, J. L., Nie, J. P., Mikkola, D. E. (1991), *Scr. Metall. Mater.* 25, 727–731.
- Paris, D., Lesbats, P., Levy, J. (1975), *Scr. Metall.* 9, 1373–1378.
- Park, J.-M., Lee, J.-Y. (1992), *J. Alloys Compd.* 182, 43–54.
- Park, J.-M., Kim, Y.-G., Lee, J.-Y. (1993), *J. Alloys Compd.* 198, L19–L23.
- Park, J. W., Moon, I. G., Yu, J. (1991), *J. Mater. Sci.* 26, 3062–3066.
- Parker, S. F. H., Grundy, P. J., Jones, G. A., Briggs, I., Clegg, A. G. (1988), *J. Mater. Sci.* 23, 217–222.
- Parthasarathy, T. A., Rao, S. I., Dimiduk, D. M. (1993), *Phil. Mag.* A67, 643–662.
- Parthé, E., Lux, B., Nowotny, H. (1955), *Monatsh. Chem.* 86, 859–867.
- Paruchuri, M. R., Massalski, T. B. (1991), in: *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV*: Johnson, L. A., Pope, D. P., Stiegler, J. O. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 143–149.
- Patankar, S. N., Lewandowski, J. J. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 829–834.
- Pachare, V., Michal, G. M., Vedula, K., Nathal, M. V. (1987), *Scr. Metall.* 21, 283–288.
- Patnaik, P. C. (1989), *Mater. Manuf. Processes* 4, 133–152.
- Patrick, D. K., Van Aken, D. C. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 1135–1141.
- Patrick, D. K., Chang, K.-M., Miracle, D. B., Lipsitt, H. A. (1991), in: *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV*: Johnson, L. A., Pope, D. P., Stiegler, J. O. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 267–272.
- Patten, J. W. (1990), in: *High-Temperature Aluminides and Intermetallics*: Whang, S. H., Liu, C. T., Pope, D. P., Stiegler, J. O. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 493–503.

- Pauffer, P. (1972), *Phys. Status Solidi (b)* 52, K65-K67.
- Pauffer, P. (1976), in: *Intermetallische Phasen: Autorenkollektiv*. (Ed.). Leipzig: VEB Deutscher Verlag f. Grundstoffindustrie, pp. 165-187.
- Pauffer, P. (1985), *Z. Kristallographie* 170, 144.
- Pauffer, P., Schulze, G. E. R. (1967), *Phys. Status Solidi* 24, 77-87.
- Pauffer, P., Schulze, G. E. R. (1978), *Physikalische Grundlagen mechanischer Festkörpereigenschaften*. Braunschweig: Vieweg, pp. 1-135.
- Pawelski, O., Hagedorn, K. E., Hop, R. (1994), *Steel Res.*, in press.
- Paxton, A. T., Pettifor, D. G. (1992), *Scr. Metall. Mater.* 26, 529-533.
- Peacock, D. K. (1989), *Met. Mater.* 5, 474.
- Pearson, W. B. (1958), *A Handbook of Lattice Spacings and Structures of Metals and Alloys*. London: Pergamon.
- Pelegrina, J. L., Ahlers, M. (1992a), *Acta Metall. Mater.* 40, 3205-3211.
- Pelegrina, J. L., Ahlers, M. (1992b), *Acta Metall. Mater.* 40, 3221-3227.
- Perepezko, J. H. (1991a), *ISIJ Int.* 31, 1080-1087.
- Perepezko, J. H. (1991b), in: *Proc. Int. Symp. on Intermetallic Compounds - Structure and Mechanical Properties (JIMIS-6)*: Izumi, O. (Ed.). Sendai: The Japan Institute of Metals, pp. 239-243.
- Peretz, M., Zamir, D., Shaltiel, D., Shinar, I. (1979), *Z. Phys. Chem. N. F.* 117, 221-228.
- Perevesenzow, A., Lanzel, E., Eder, O. J., Tuscher, E., Weinierl, P. (1988), *J. Less-Common Met.* 143, 39-47.
- Perkins, R. A., Chiang, K. T., Meier, G. H. (1988), *Scr. Metall.* 22, 419-424.
- Perkins, R. A., Chiang, K. T., Meier, G. H., Miller, R. (1989), in: *Oxidation of High-Temperature Intermetallics*: Grobstein, T., Doychak, J. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 157-170.
- Peshev, P., Khristov, M., Gyurov, G. (1989), *J. Less-Common Met.* 153, 15-22.
- Petrasek, W. D., McDanel, D. L., Westfall, L. J., Stephens, J. R. (1986), *Met. Prog.* 130 (8), 27-31.
- Petrovic, J. J. (1993), *MRS Bull.* 18 (7), 35-40.
- Petrovic, J. J., Vasudevan, A. K. (1992), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 273, 229-240.
- Pettifor, D. G. (1988), *Mater. Sci. Technol.* 4, 675-691.
- Pettifor, D. G., Aoki, M. (1991), *Phil. Trans. R. Soc. London A* 334, 439-449.
- Petit, F. S. (1967), *Trans. AIME* 239, 1296-1305.
- Petit, F. S., Goward, G. W. (1983), in: *Coatings for High Temperature Applications*: Lang, E. (Ed.). London: Applied Science, pp. 341-359.
- Pharr, G. M., Courington, S. V., Wadsworth, J., Nich, T. G. (1991), *J. Mater. Res.* 6, 2653-2659.
- Piao, M., Miyazaki, S., Otsuka, K., Nishida, N. (1992a), *Mater. Trans. Jpn. Inst. Met.* 33, 337-345.
- Piao, M., Miyazaki, S., Otsuka, K. (1992b), *Mater. Trans. Jpn. Inst. Met.* 33, 346-353.
- Pickering, F. B. (1976), *Int. Met. Rev.* 21, 227-268.
- Pinnel, M. R., Mahajan, S., Bennet, J. E. (1976), *Acta Metall.* 24, 1095-1106.
- Pitsch, W., Sauthoff, G. (1992), in: *Steel*, Vol. 1: Verein Deutscher Eisenhüttenleute (Ed.). Berlin: Springer, pp. 1-166.
- Pitt, C. D., Rawlings, R. D. (1983), *Met. Sci.* 17, 261-266.
- Polvani, R. S., Tzeng, W.-S., Strutt, P. R. (1976), *Metall. Trans.* 7A, 33-40.
- Pontonnier, L., Fruchart, D., Soubeyrou, J. L., Triantafyllidis, G., Berthier, Y. (1991), *J. Less-Common Met.* 172-174, 191-197.
- Pope, D. P. (1991), in: *Proc. Int. Symp. on Intermetallic Compounds - Structure and Mechanical Properties (JIMIS-6)*: Izumi, O. (Ed.). Sendai: The Japan Institute of Metals, pp. 301-309.
- Pope, D. P., Chu, F. (1993), in: *Structural Intermetallics*: Darolia, R., Lewandowski, J. J., Liu, C. T., Martin, P. L., Miracle, D. B., Nathal, M. V. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 637-646.
- Pope, D. P., Ezz, S. S. (1984), *Int. Met. Rev.* 29, 136-167.
- Porz, F., Grathwohl, G. (1984), *KfK-Nachr.* 16, 94-108.
- Prado, M., Sudo, M., Lovey, F. (1993), *Scr. Metall. Mater.* 28, 545-548.
- Prakash, A., Pool, M. J. (1981), *J. Mater. Sci.* 16, 2495-2500.
- Prakash, U., Buckley, R. A., Jones, H. (1991a), in: *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV*: Johnson, L. A., Pope, D. P., Stiegler, J. O. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 691-696.
- Prakash, U., Buckley, R. A., Jones, H., Sellars, C. M. (1991b), *ISIJ Int.* 31, 1113-1126.
- Prakash, U., Buckley, R. A., Jones, H., Greenwood, G. W. (1992), *Phil. Mag. Lett.* 65, 129-132.
- Prakash, U., Buckley, R. A., Jones, H. (1993), *Mater. Sci. Technol.* 9, 16-20.
- Pregger, B. A., Kircher, T., Khan, A. (1992), *Mater. Sci. Eng. A153*, 567-572.
- Pretorius, R., Chen, M.-C., Ras, H. A. (1985), *Mater. Lett.* 3, 282-286.
- Pu, Z., Zhu, D., Zou, D., Zhong, Z. (1992), *Scr. Metall. Mater.* 26, 213-218.
- Quyen, N. H., Pauffer, P., Berthel, K.-H., Betram, M., Krämer, U., Nghiep, D. M., San Martin, A., Gladun, A., Kleinstück, K. (1979), *Phys. Status Solidi (a)* 56, 231-236.
- Rachinger, W. A., Cottrell, A. H. (1956), *Acta Metall.* 4, 109-113.
- Raghavan, V. (1987), in: *Phase Diagrams of Ternary Iron Alloys*, Part 1: Raghavan, V. (Ed.). Materials Park, OH: ASM.
- Rahmel, A., Schwenk, W. (1977), *Korrosion und Korrosionsschutz von Stählen*. Weinheim: Verlag Chemie, pp. 193-238.
- Rahmel, A., Spencer, P. I. (1991), *Oxid. Met.* 35, 53-68.
- Raj, S. V. (1992), *Metall. Trans.* 23 A, 1691-1704.

- Raj, S. V., Farmer, S. C. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 647–652.
- Raj, S. V., Noebe, R. D., Locci, J. E. (1991), in: *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV*: Johnson, L. A., Pope, D. P., Stiegler, J. O. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 673–678.
- Raj, S. V., Hebsur, M., Locci, J. E., Doychak, J. (1992a), *J. Mater. Res.* 7, 3219–3234.
- Raj, S. V., Locci, J. E., Noebe, R. D. (1992b), *Metall. Trans. 23A*, 1705–1718.
- Rajkovic, M., Buckley, R. A. (1981), *Met. Sci.* 15, 21–29.
- Raman, A., Schubert, K. (1965), *Z. Metallkd.* 56, 99–104.
- Ramesh, R., Vasudevan, R., Pathiraj, B., Kolster, B. H. (1992), *J. Mater. Sci.* 27, 270–278.
- Ranganath, S., Dutta, A., Subrahmanyam, J. (1991), *Scr. Metall. Mater.* 25, 1593–1596.
- Rao, K. T. V., Odette, G. R., Ritchie, R. O. (1992), *Acta Metall. Mater.* 40, 353–361.
- Rao, S. L., Dimiduk, D. M., Mendiratta, M. G. (1993), *Phil. Mag. A* 68, 1233–1249.
- Ratchev, P., Van Humbeeck, J., Delaey, L. (1993), *Scr. Metall. Mater.* 28, 231–234.
- Ray, R., Ayer, R. (1992), *J. Mater. Sci.* 27, 1642–1650.
- Raynor, G. V., Rivlin, V. G. (1983), *Int. Met. Rev.* 28, 211–227.
- Reilly, J. J. (1979), *Z. Phys. Chem. N. F.* 117, 155–184.
- Reip, C.-P. (1991), Dr rer. nat. Thesis, RWTH Aachen, pp. 1–118.
- Reip, C.-P., Sauthoff, G. (1993), *Intermetallics* 1, 159–169.
- Reuss, S., Vehoff, H. (1990), *Scr. Metall. Mater.* 24, 1021–1026.
- Reuss, S., Vehoff, H. (1992), in: *Advanced Structural Materials*, Vol. 2: Clyne, T. W., Withers, P. J. (Eds.). London: The Institute of Materials, pp. 313–320.
- Reviere, R. D., Noebe, R. D., Oliver, B. F. (1992), *Mater. Lett.* 14, 149–155.
- Ricker, R. E., Hall, D. E., Fink, J. L. (1990), *Scr. Metall. Mater.* 24, 291–296.
- Riedel, H. (1982), *Met. Sci.* 16, 569–574.
- Rigney, J. D., Khadikar, P. S., Lewandowski, J. J., Vedula, K. (1989), in: *High-Temperature Ordered Intermetallic Alloys III*: Liu, C. T., Taub, A. I., Stoloff, N. S., Koch, C. C. (Eds.). Pittsburgh, PA: Mater. Res. Soc., pp. 603–608.
- Rigney, J. D., Lewandowski, J. J., Mason, L., Mendiratta, M. G., Dimiduk, D. M. (1991), in: *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV*: Johnson, L. A., Pope, D. P., Stiegler, J. O. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 1001–1006.
- Rigney, J. D., Singh, P. M., Lewandowski, J. J. (1992), *J. Met.* 44(8), 36–41.
- Roberts, B. W. (1967), in: *Intermetallic Compounds*: Westbrook, J. H. (Ed.). New York: Wiley, pp. 581–613.
- Roberts, C. S. (1967), in: *Intermetallic Compounds*: Westbrook, J. H. (Ed.). New York: Wiley, pp. 569–580.
- Robertson, I. M. (1990), *Scr. Metall. Mater.* 24, 1947–1952.
- Robertson, I. M., Wayman, C. M. (1984), *Metallurgy* 17, 43–55.
- Rodriguez, A. B., Barth, E. P., Tien, J. K. (1991), in: *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV*: Johnson, L. A., Pope, D. P., Stiegler, J. O. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 539–544.
- Roh, D. W., Kim, J. W., Cho, T. J., Kim, Y. G. (1991), *Mater. Sci. Eng. A* 136, 17–23.
- Romasheva, L. F., Krentsis, R. P., Gel'd, P. V. (1980), *Sov. Phys. - Solid State* 22, 365–366.
- Ronald, T. M. F. (1989), *Adv. Mater. Processes* 5/89, 29–37.
- Rosenkranz, R., Frommeyer, G. (1992), *Z. Metallkd.* 83, 685–689.
- Rosenkranz, R., Frommeyer, G., Smarsly, W. (1992), *Mater. Sci. Eng. A* 152, 288–294.
- Rösler, J., Valencia, J. J., Levi, C. G., Evans, A. G., Mehrabian, R. (1990), in: *Intermetallic Matrix Composites*: Anton, D. L., Martin, P. L., Miracle, D. B., McMeeking, R. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 241–248.
- Rowe, R. G. (1990), in: *High Temperature Aluminides and Intermetallics*: Whang, S. H., Liu, C. T., Pope, D. P., Stiegler, J. O. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 375–401.
- Rowe, R. G., Huang, S. C. (1988), *Isr. J. Technol.* 24, 255–259.
- Rowe, R. G., Skelly, D. W. (1992), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 273, 411–416.
- Rowe, R. G., Konitzer, D. G., Woodfield, A. P., Chesnut, J. A. (1991), in: *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV*: Johnson, L. A., Pope, D. P., Stiegler, J. O. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 703–708.
- Rudy, M. (1986), Dr. Ing. Thesis, RWTH Aachen, pp. 1–122.
- Rudy, M., Sauthoff, G. (1985), in: *High-Temperature Ordered Intermetallic Alloys*: Koch, C. C., Liu, C. T., Stoloff, N. S. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 327–333.
- Rudy, M., Sauthoff, G. (1986), *Mater. Sci. Eng.* 81, 525–530.
- Rühle, M., Evans, A. G. (1989), *Prog. Mater. Sci.* 33, 85–167.
- Rusovic, N., Henig, E.-T. (1980), *Phys. Status Solidi (a)* 57, 529–540.
- Rusovic, N., Warlimont, H. (1975), in: *Shape Memory Effects in Alloys*: Perkins, J. (Ed.). New York: Plenum, pp. 467–476.
- Rusovic, N., Warlimont, H. (1977), *Phys. Status Solidi (a)* 44, 609–619.
- Rusovic, N., Warlimont, H. (1979), *Phys. Status Solidi* 53, 283–288.
- Russell, S. M., Law, C. C., Blackburn, M. J. (1989), in: *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys III*: Liu, C. T., Taub, A. I., Stoloff, N. S., Koch, C. C. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 627–632.

- Ryba, E. (1967), in: *High-Temperature Materials and Technology*: Campbell, I. E., Sherwood, E. M. (Eds.). New York: Wiley, pp. 455-484.
- Saada, G., Veyssi re, P. (1993a), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 411-416.
- Saada, G., Veyssi re, P. (1993b), in: *Structural Intermetallics*: Darolia, R., Lewandowski, J. I., Liu, C. T., Martin, P. L., Miracle, D. B., Nathal, M. V. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 379-391.
- Saburi, T., Nenno, S., Yamamoto, M. (1968), *Trans. JIM 9 Supplement*, 278-283.
- Saburi, T., Yoshida, M., Nenno, S. (1984), *Scr. Metall.* 18, 363-366.
- Sachs, G., Weerts, J. (1931), *Z. Phys.* 67, 507-515.
- Sadananda, K., Feng, C. R. (1993), *J. Met.* 45 (5), 45-48.
- Saeedvafa, M., Rice, J. R. (1992), *Modell. Simul. Mater. Sci. Eng.* 1, 53-71.
- Sagib, M., Mehrota, G. M., Weiss, I., Beck, H., Lipsitt, H. A. (1990), *Scr. Metall. Mater.* 24, 1889-1894.
- Saigal, A., Kupperman, D. S. (1991), *Scr. Metall. Mater.* 25, 2547-2552.
- Sainfort, G., Mouturat, P., Pepin, P., Petit, J., Cabane, G., Salesse, M. (1963), *Mem. Sci. Rev. Metall.* LX, 125-134.
- Saito, S., Ikeda, K., Ikeda, S., Nagata, A., Noto, K. (1990), *Mater. Trans. Jpn. Inst. Met.* 31, 415-420.
- Saito, S., Kodama, T., Hanada, S. (1993), *Mater. Trans. Jpn. Inst. Met.* 34, 261-269.
- Saka, H., Zhu, Y. M., Kawase, M., Nohara, A., Imura, T. (1985), *Phil. Mag.* A51, 365-371.
- Saka, H., Hayakawa, T., Maruyama, K., Nakamura, M., Mizutani, H., Nakamura, E. (1991), in: *Proc. Int. Symp. on Intermetallic Compounds - Structure and Mechanical Properties* (JIMIS-6): Izumi, O. (Ed.). Sendai: The Japan Institute of Metals, pp. 651-654.
- Sakai, T., Hazama, T., Miyamura, H., Kuriyama, N., Kato, A., Ishikawa, H. (1991), *J. Less-Common Met.* 172-174, 1175-1184.
- Sakamoto, H., Sugimoto, K., Nakamura, Y., Tanaka, A., Shimizu, K. (1991), *Mater. Trans. Jpn. Inst. Met.* 32, 128-134.
- Sakamoto, K., Yoshikawa, K., Kusamichi, T., Onoye, T. (1992), *ISIJ Int.* 32, 616-624.
- Sakata, T., Nishida, I. (1976), *Bull. Jpn. Inst. Met.* 15, 11-21.
- Sakata, T., Tokushima, T. (1963), *Trans. Natl. Res. Inst. Met. (Jpn.)* 5, 34-48.
- Sampath, S., Tiwari, R., Gudmundsson, B., Herman, H. (1991), *Scr. Metall. Mater.* 25, 1425-1430.
- Samsonov, G. V., Vinitiskii, I. M. (1980), *Handbook of Refractory Compounds*. New York: IFI/Plenum, pp. 1-155.
- San Martin, A., Nghiep, D. M., Paufler, P., Kleinstück, K., Krämer, U., Quyen, N. H. (1980), *Scr. Metall.* 14, 1041-1045.
- San Martin, A., Kleinstück, K., Quyen, N. H., Paufler, P. (1983), *Phys. Status Solidi (a)* 80, K171-K173.
- Saunders, P. G., Sikka, V. K., Howell, C. R., Baldwin, R. H. (1991), *Scr. Metall. Mater.* 25, 2365-2370.
- Santella, M. L. (1993), *Scr. Metall. Mater.* 28, 1305-1310.
- Saule, F., Ahlers, M., Kropff, F., Rivero, E. B. (1992), *Acta Metall. Mater.* 40, 3229-3238.
- Saunders, N., Chandrasekaran, L. (1992), *J. Phase Equilibria* 13, 612-619.
- Sauthoff, G. (1973a), *Scr. Metall.* 7, 1041-1042.
- Sauthoff, G. (1973b), *Acta Metall.* 21, 273-279.
- Sauthoff, G. (1986), *Z. Metallkd.* 77, 654-666.
- Sauthoff, G. (1989), *Z. Metallkd.* 80, 337-344.
- Sauthoff, G. (1990a), *Z. Metallkd.* 81, 855-861.
- Sauthoff, G. (1990b), in: *High-Temperature Aluminides and Intermetallics*: Whang, S. H., Liu, C. T., Pope, D. P., Stiegler, J. O. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 329-352.
- Sauthoff, G. (1991a), in: *Proc. Inst. Symp. on Intermetallic Compounds - Structure and Mechanical Properties* (JIMIS-6): Izumi, O. (Ed.). Sendai: The Japan Institute of Metals, pp. 371-378.
- Sauthoff, G. (1991b), in: *Microstructure and Mechanical Properties of Materials*: Tenckhoff, E., V hringer, O. (Eds.). Oberursel: Deutsche Gesellschaft f r Materialkunde, pp. 141-149.
- Sauthoff, G. (1992), in: *Ordered Intermetallics - Physical Metallurgy and Mechanical Behaviour*: Liu, C. T., Cahn, R. W., Sauthoff, G. (Eds.). Dordrecht: Kluwer, pp. 525-539.
- Sauthoff, G. (1993a), in: *Structural Intermetallics*: Darolia, R. (Ed.). Warrendale, PA: TMS, pp. 845-860.
- Sauthoff, G. (1993b), in: *Diffusion in Ordered Alloys and Intermetallic Compounds*: Fultz, B., Cahn, R. W., Gupta, D. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 205-221.
- Sauthoff, G. (1994), in: *Intermetallic Compounds: Principles and Practice*: Westbrook, J. H., Fleischer, R. L. (Eds.). Chichester, UK: Wiley.
- Sauthoff, G., Speller, W. (1982), *Z. Metallkd.* 73, 35-42.
- Schaefer, H.-E., Sob, M., Zak, T., Yu, W. Z., Eckert, W., Banhart, F. (1990), *Phys. Rev. B* 41, 11869-11874.
- Schaefer, H.-E., Würschum, R., Bub, J. (1992), *Mater. Sci. Forum* 105-110, 439-450.
- Schaeffer, J. C. (1993), *Scr. Metall. Mater.* 28, 791-796.
- Schäfer, H., Eisenmann, B., Müller, W. (1987), *Angew. Chem.* 83, 871-875.
- Schafrik, R. E. (1977), *Metall. Trans.* 8A, 1003-1006.
- Schiltz, R. J., Jr., Smith, J. F. (1974), *J. Appl. Phys.* 45, 4681-4685.
- Schlapbach, L., Seiler, A., Stucki, F., Zürcher, P., Fischer, P., Schefer, J. (1979), *Z. Phys. Chem. N. F.* 117, 205-220.
- Schlatter, G., Pitsch, W. (1976), *Z. Metallkd.* 67, 462-466.
- Schlichting, J. (1986), in: *Encyclopedia of Materials Science and Engineering*, Vol. 6: Bever, M. B. (Ed.). Oxford: Pergamon, pp. 4401-4403.

- Schmid, E. E., von Oldenburg, K., Frommeyer, G. (1990), *Z. Metallkd.* 81, 809–815.
- Schmidt, B., Nagpal, P., Baker, I. (1989), in: *High-Temperature Ordered Intermetallic Alloys III*: Liu, C. T., Taub, A. I., Stoloff, N. S., Koch, C. C. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 755–760.
- Schmidt, P. C. (1987), *Struct. Bonding* 65, 92–133.
- Schmidt, R. D., Ferris, D. P. (1975), *Weur* 32, 279–289.
- Schmidt-Mende, P., Block, G. (1989), in: *The Martensitic Transformation in Science and Technology*: Hornbogen, E., Jost, N. (Eds.). Oberursel: DGM, pp. 245–248.
- Schneibel, J. H., Hazzledine, P. M. (1992), in: *Ordered Intermetallics – Physical Metallurgy and Mechanical Behaviour*: Liu, C. T., Cahn, R. W., Sauthoff, G. (Eds.). Dordrecht: Kluwer, pp. 565–581.
- Schneibel, J. H., Jenkins, M. G. (1993), *Scr. Metall. Mater.* 28, 389–393.
- Schneibel, J. H., Petersen, G. F., Liu, C. T. (1986), *J. Mater. Res.* 1, 68–72.
- Schneibel, J. H., Becher, P. F., Horton, J. A. (1988), *J. Mater. Res.* 3, 1272–1276.
- Schneibel, J. H., Horton, J. A., Porter, W. D. (1992a), *Mater. Sci. Eng. A* 152, 126–131.
- Schneibel, J. H., Grahle, P., Rösler, J. (1992b), *Mater. Sci. Eng. A* 153, 684–690.
- Schneibel, J. H., Darolia, R., Lahrman, D. F., Schmauder, S. (1993a), *Metall. Trans. 24 A*, 1363–1371.
- Schneibel, J. H., Jenkins, M. G., Maziasz, P. J. (1993b), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 549–554.
- Schob, O., Nowotny, H., Bencosovsky, F. (1962), *Platseber. Pulvermetall.* 10, 65–71.
- Schoeck, G. (1993), *Phil. Mag. Lett.* 67, 193–201.
- Schrewelius, N., Magnusson, B. (1966), *Ind. Heat.* 33, 1050–1056.
- Schroeder, T. A., Cornelis, I., Wayman, C. M. (1976), *Metall. Trans. 7 A*, 535–541.
- Schröder, W., Mecking, H., Hartig, C. (1991), in: *Proc. Int. Symp. on Intermetallic Compounds – Structure and Mechanical Properties (JIMIS-6)*: Izumi, O. (Ed.). Sendai: The Japan Institute of Metals, pp. 567–571.
- Schröder, W., Hartig, C., Mecking, H. (1993), *Z. Metallkd.* 84, 294–300.
- Schubert, K. (1967), in: *Intermetallic Compounds*: Westbrook, J. H. (Ed.). New York: Wiley, pp. 100–120.
- Schulson, E. M. (1984), *Int. Metals Rev.* 29, 195–209.
- Schulson, E. M. (1985), in: *High-Temperature Ordered Intermetallic Alloys*: Koch, C. C., Liu, C. T., Stoloff, N. S. (Eds.). Pittsburgh, PA: Materials Research Society, pp. 193–204.
- Schultz, P. A., Davenport, J. W. (1992), *Scr. Metall. Mater.* 27, 629–634.
- Schultz, P. A., Davenport, J. W. (1993), *J. Alloys Compd.* 197, 229–242.
- Schulze, G. E. R. (1967), *Metallphysik*. Berlin: Akademie-Verlag, pp. 1–76.
- Schulze, G. E. R. (1972), in: *Reinstoffe in Wissenschaft und Technik*. Berlin: Akademie-Verlag, pp. 641–653.
- Schulze, G. E. R., Paufler, P. (1972), *Abh. Sächs. Akad. Wiss. Leipzig, Math.-Naturwiss. Kl.* 51(5), 4–24.
- Schulze, G. E. R., Leitner, G., Paufler, P. (1973), in: *Redkozemelnye Metally, Splyvy i Soedineniya*. Moscow: Nauka, pp. 137–142.
- Schulze, K., Müller, G., Petzow, G. (1990), *J. Less-Common Met.* 158, 71–79.
- Schumacher, M., Sauthoff, G. (1987), *Z. Metallkd.* 78, 582–589.
- Schuster, J. C., Ipsner, H. (1990), *Z. Metallkd.* 81, 389–396.
- Schwartz, D. S., Lederich, R. J., Deuser, D. A. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 1075–1080.
- Schwarz, R. B., Desch, P. B., Srinivasan, S., Nash, P. (1992), *Nanostruct. Mater.* 1, 37–42.
- Schwarzkopf, P., Kieffer, R. (1953), *Refractory Hard Metals*. New York: Macmillan, pp. 1–426.
- Seeger, J., Mecking, H. (1993), *Scr. Metall. Mater.* 29, 13–18.
- Segui, C., Cesari, E., Van Humbeeck, J. (1991), *Mater. Trans. Jpn. Inst. Met.* 32, 898–904.
- Semiatin, S. L., Nekkanti, R., Alam, M. K., McQuay, P. A. (1993), *Metall. Trans. 24 A*, 1295–1306.
- Sen Gupta, R., Chatterjee, S. (1986), *J. Phys. F* 16, 733–738.
- Sepiol, B., Vogl, G. (1993), *Phys. Rev. Lett.* 71, 731–734.
- Sha, W., Cerezo, A., Smith, G. D. W. (1993), *Metall. Trans. 24 A*, 1251–1265.
- Shaffer, P. T. B. (1964), *Materials Index*. New York: Plenum, pp. 1–740.
- Shah, D. M., Anton, D. L. (1991), in: *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV*: Johnson, L. A., Pope, D. P., Stiegler, J. O. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 733–738.
- Shah, D. M., Anton, D. L. (1992a), *Mater. Sci. Eng. A* 153, 402–409.
- Shah, D. M., Anton, D. L. (1992b), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 273, 385–398.
- Shah, D. M., Anton, D. L. (1993), in: *Structural Intermetallics*: Darolia, R., Lewandowski, J. J., Liu, C. T., Martin, P. L., Miracle, D. B., Nathal, M. V. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 755–764.
- Shah, D. M., Anton, D. L., Musson, C. W. (1990), in: *Intermetallic Matrix Composites*: Anton, D. L., Martin, P. L., Miracle, D. B., McMecking, R. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 333–340.
- Shah, M., Pettifor, D. G. (1993), *J. Alloys Compd.* 197, 145–152.
- Shan, A., Lin, D. (1992), *Scr. Metall. Mater.* 27, 95–99.
- Shankar, S., Seigie, L. L. (1978), *Metall. Trans. 9 A*, 1467–1476.
- Shannette, G. W., Smith, J. F. (1969), *J. Appl. Phys.* 40, 79–82.
- Shao, Y., Gu, S., Chen, N. (1991), in: *Proc. Int. Symp. on Intermetallic Compounds – Structure and*

- Mechanical Properties (JIMIS-6)*: Izumi, O. (Ed.). Sendai: The Japan Institute of Metals, pp. 585-589.
- Sharp, J. H. (1991), *Met. Mater.* 7, 349-354.
- Shashikala, H. D., Suryanarayana, S. V., Murthy, K. S. N. (1989), *J. Less-Common Met.* 155, 23-29.
- Shea, M., Castagne, A., Stoloff, N. S. (1991), in: *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV*: Johnson, L. A., Pope, D. P., Stiegler, J. O. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 609-616.
- Shechtman, D., Jacobson, L. A. (1975), *Metall. Trans. 6 A*, 1325-1328.
- Shechtman, D., Blackburn, M. J., Lipsitt, H. A. (1974), *Metall. Trans. 5*, 1373-1381.
- Sherby, O. D., Burke, P. M. (1967), *Prog. Mater. Sci.* 13, 325-390.
- Sherman, M., Vedula, K. (1986), *J. Mater. Sci.* 21, 1974-1980.
- Shida, Y., Anada, H. (1993), *Mater. Trans. Jpn. Inst. Met.* 34, 236-242.
- Shih, D. S., Scarr, G. K., Wasielewski, G. E. (1989), *Scr. Metall.* 23, 973-978.
- Shimizu, K., Tadaki, T. (1992), *Mater. Trans. Jpn. Inst. Met.* 33, 165-177.
- Shimokawa, T., Hosomi, M., Inui, H., Yamaguchi, M. (1991), in: *Proc. Int. Symp. on Intermetallic Compounds - Structure and Mechanical Properties (JIMIS-6)*: Izumi, O. (Ed.). Sendai: The Japan Institute of Metals, pp. 661-665.
- Shindo, D., Kikuchi, M., Hirabayashi, M., Hanada, S., Izumi, O. (1988), *Trans. JIM* 29, 956-961.
- Shindo, D., Yoo, M. H., Hanada, S., Hiraga, K. (1991), *Phil. Mag. A* 64, 1281-1290.
- Shirai, Y., Yamaguchi, M. (1992), *Mater. Sci. Eng. A* 152, 173-181.
- Shondi, S., Hoagland, R. G., Hirth, J. P. (1992), *Mater. Sci. Eng. A* 152, 103-107.
- Shull, R. D., Cline, J. P. (1990), *High Temp. Sci.* 26, 95-117.
- Shyue, J., Hou, D.-H., Johnson, S., Aindow, M., Fraser, H. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 573-578.
- Sicking, G., Jungblut, B. (1983), *Surf. Sci.* 127, 255-270.
- Sicking, G., Magomedbekov, E., Hempelmann, R. (1981), *Ber. Bunsenges. Phys. Chem.* 85, 686-692.
- Sigl, L. S., Mataga, P. A., Dalglish, B. J., McMeeking, R. M., Evans, A. G. (1988), *Acta Metall.* 36, 945-953.
- Sikka, V. K. (1988), in: *2nd International SAMPE Metals and Metals Processing Conference*, Vol. 2 - *Space Age Metals Technology*: Froes, F. H., Cull, R. A. (Eds.). Covina, CA: SAMPE, pp. 62-75.
- Sikka, V. K. (1989), *Mater. Manufact. Processes* 4, 1-24.
- Sikka, V. K. (1990), in: *High-Temperature Aluminides and Intermetallics*: Whang, S. H., Liu, C. T., Pope, D. P., Stiegler, J. O. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 505-520.
- Sikka, V. K. (1991), in: *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV*: Johnson, L. A., Pope, D. P., Stiegler, J. O. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 907-912.
- Sikka, V. K., Baldwin, R. H., Reinshagen, I. H., Knibloe, J., Wright, R. N. (1991), in: *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV*: Johnson, L. A., Pope, D. P., Stiegler, J. O. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 901-906.
- Sikka, V. K., Viswanathan, S., McKamey, C. G. (1993a), in: *Structural Intermetallics*: Darolia, R., Lewandowski, J. J., Liu, C. T., Martin, P. L., Miracle, D. B., Nathal, M. V. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 483-491.
- Sikka, V. K., Viswanathan, S., Vyas, S. (1993b), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 971-976.
- Silverman, R. (1956), WADC Technical Report 53-190, 1-41.
- Simmons, J. P., Rao, S. I., Dimiduk, D. M. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 335-342.
- Singh, A., Khokle, W. S. (1987), *Phys. Status Solidi (a)* 100, K25-K29.
- Sinha, A. K. (1973), *Prog. Mater. Sci.* 15, 79-181.
- Sizek, H. W., Gray, G. T., III (1993), *Acta Metall. Mater.* 41, 1855-1860.
- Skolozdra, R. V., Gladyshevskii, E. I., Kripyakevich, P. I. (1966a), *Ukrain. Fiz. Zhur.* 11 (2), 206-208.
- Skolozdra, R. V., Gladyshevskii, E. I., Yarmolyuk, Y. P. (1966b), *Izv. Akad. Nauk SSSR, Metal.* (5), 148-151.
- Slama, G., Vignes, A. (1972), *J. Less-Common Met.* 24, 189-202.
- Sluiter, M., De Fontaine, D., Guo, X.-Q., Podloucky, R., Freeman, A. J. (1990), *Phys. Rev. B* 42, 10460-10476.
- Sluiter, M., Turchi, P. E. A., Pinski, F. J., Stocks, G. M. (1992), *Mater. Sci. Eng. A* 152, 1-8.
- Smathers, D. B. (1990), in: *Metals Handbook - Vol. 2: Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials*: Davis, J. R., Allen, P., Lampman, S. R., Zorc, T. B., Henry, S. D., Daquila, J. L., Ronke, A. W., Jakel, J., O'Keefe, K. L. (Eds.). Materials Park, OH ASM, pp. 1060-1076.
- Smialek, J. L., Hehemann, R. F. (1973), *Metall. Trans.* 4, 1571-1575.
- Smialek, J. L., Humphrey, D. L. (1992), *Scr. Metall. Mater.* 26, 1763-1768.
- Smialek, J. L., Doychak, J., Gaydos, D. J. (1989), in: *Oxidation of High-Temperature Intermetallics*: Grobstein, T., Doychak, J. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 83-96.
- Smialek, J. L., Doychak, J., Gaydos, D. J. (1990a), *Oxid. Met.* 34, 259-275.
- Smialek, J. L., Gedwill, M. A., Brindley, P. K. (1990b), *Scr. Metall. Mater.* 24, 1291-1296.
- Smirnova, S. V., Meshkov, L. L. (1986), *Phys. Met. Metall.* 61 (5), 189-192.
- Smith, L. S., Aindow, M., Loretto, M. H. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 477-482.

- Smith, T. R., Kallingal, C. G., Rajan, K., Stoloff, N. S. (1992), *Scr. Metall. Mater.* 27, 1389-1393.
- Snead, C. L., Jr., Bussière, J. F. (1985), *Phil. Mag. A* 52, 441-450.
- Soboyejo, W. O., Venkateswara Rao, K. T., Sastry, S. M. L., Ritchie, R. O. (1993), *Metall. Trans.* 24 A, 385-600.
- Somenkov, V. A., Shilstein, S. S. (1979), *Z. Phys. Chem. N. F.* 117, 125-144.
- Sondhi, S., Hoagland, R. G., Hirth, J. P., Brimhall, J. L., Charlot, L. A., Bruemmer, S. M. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 453-458.
- Soscia, G. B., Wright, R. N. (1986), *Metall. Trans.* 17 A, 519-525.
- Sowers, S., Banko, A., Bennett, D., Nesbit, S., Craft, A. (1992), *Scr. Metall. Mater.* 26, 273-276.
- Sprengel, W., Denking, M., Mehrer, H. (1994), *Intermetallics* 2, 127-135, 137-146.
- Sridharan, S., Nowotny, H. (1983), *Z. Metallkd.* 74, 468-472.
- Srinivasan, S. R., Schwarz, R. B. (1992), *J. Mater. Res.* 7, 1610-1613.
- Srinivasan, S. R., Schwarz, R. B., Embury, J. D. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 1099-1104.
- Sriram, S., Vasudevan, V. K., Dimiduk, D. M. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 737-742.
- Stadelmaier, H. H., Henig, E.-T., Schneider, G., Petzow, B. (1988), *Z. Metallkd.* 79, 313-319.
- Stadelmaier, H. H., Henig, E.-T., Petzow, G. (1991), *Z. Metallkd.* 82, 163-168.
- Stalmans, R., Van Humbeeck, J., Delaey, L. (1992 a), *Acta Metall. Mater.* 40, 501-511.
- Stalmans, R., Van Humbeeck, J., Delaey, L. (1992 b), *Acta Metall. Mater.* 40, 2921-2931.
- Stalmans, R., Van Humbeeck, J., Delaey, L. (1992 c), *Mater. Trans. Jpn. Inst. Met.* 33, 289-293.
- Steinhorst, M. (1989), Dr.-Ing. Thesis, Universität Dortmund.
- Steinhorst, M. (1992), *J. Alloys Compd.* 186, 177-185.
- Steinhorst, M., Grabke, H. J. (1989), *Mater. Sci. Eng. A* 120, 55-59.
- Steinhorst, M., Grabke, H. J. (1990), *Z. Metallkd.* 81, 732-738.
- Stekly, J., Gregory, E. (1994), in: *Intermetallic Compounds: Principles and Practice*, Vol. 2: Westbrook, J. H., Fleischer, R. L. (Eds.). Chichester, UK: Wiley, in press.
- Stepanov, A. P., Skripov, A. B. (1982), *Phys. Met. Metall.* 53 (6), 166-168.
- Stephens, J. R. (1985), in: *High-Temperature Ordered Intermetallic Alloys*: Koch, C. C., Liu, C. T., Stoloff, N. S. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 381-395.
- Stephens, J. R. (1990), *Adv. Mater. Processes* 4/90, 35-38.
- Stöckel, D. (1989), in: *The Martensitic Transformation in Science and Technology*: Hornbogen, E., Jost, N. (Eds.). Oberursel: DGM, pp. 223-230.
- Stocks, G. M., Nicholson, D. M., Pinski, F. J., Butler, W. H., Sterne, P., Temmerman, T. M., Györfly, B. L., Johnson, D. D., Gonis, A., Zhang, X.-G., Turchi, P. E. A. (1987), in: *High-Temperature Ordered Intermetallic Alloys II*: Stoloff, N. S., Koch, C. C., Liu, C. T., Izumi, O. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 15-26.
- Stocks, G. M., Shelton, W. A., Nicholson, D. M., Pinski, F. J., Ginatempo, B., Barbieri, A., Györfly, B. L., Johnson, D. D., Staunton, J. B., Turchi, P. E. A., Sluiter, M. (1992), in: *Ordered Intermetallics - Physical Metallurgy and Mechanical Behaviour*: Liu, C. T., Cahn, R. W., Sauthoff, G. (Eds.). Dordrecht: Kluwer, pp. 15-36.
- Stoekel, D. (1990), *Adv. Mater. Processes* 10/90, 33-42.
- Stoloff, N. S. (1984), *Int. Metals. Rev.* 29, 123-135.
- Stoloff, N. S. (1989), *Int. Mater. Rev.* 34, 153-183.
- Stoloff, N. S. (1992), in: *Ordered Intermetallics - Physical Metallurgy and Mechanical Behaviour*: Liu, C. T., Cahn, R. W., Sauthoff, G. (Eds.). Dordrecht: Kluwer, pp. 257-277.
- Stoloff, N. S., Davies, R. G. (1964), *Acta Metall.* 12, 473-485.
- Stoloff, N. S., Davies, R. G. (1966), *Prog. Mater. Sci.* 13, 3-84.
- Stoloff, N. S., Duquette, D. J. (1993), *J. Met.* 45 (12), 30-35.
- Stoloff, N. S., Choe, S. J., Rajan, K. (1992), *Scr. Metall. Mater.* 26, 331-336.
- Stoloff, N. S., Smith, T. R., Castagna, A. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 59-70.
- Stonehouse, A. J., Marder, J. M. (1990), in: *Metals Handbook*, Vol. 2 - *Properties and Selection: Non-ferrous Alloys and Special Purpose Materials*: Davis, J. R., Allen, P., Lampman, S. R., Zorc, T. B., Henry, S. D., Daquila, J. L., Ronke, A. W., Jakel, J., O'Keefe, K. L. (Eds.). Materials Park, OH: ASM, pp. 683-687.
- Stonehouse, A. J., Paine, R. M., Beaver, W. W. (1960), in: *Mechanical Properties of Intermetallic Compounds*: Westbrook, J. H. (Ed.). New York: Wiley, pp. 297-319.
- Stoner, S. L., Oliver, W. C., Mukherjee, A. K. (1992), *Mater. Sci. Eng. A* 153, 465-469.
- Strangwood, M., Bennett, M. J., Hipsley, C. A., Tweed, J. H. (1992), in: *Advanced Structural Materials*, Vol. 2: Clyne, T. W., Withers, P. J. (Eds.). London: The Institute of Materials, pp. 340-348.
- Strat, K. J. (1990), *Proc. IEEE* 78, 923-946.
- Strum, M. J., Henshall, G. A. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 1093-1098.
- Strutt, P. R., Dodd, R. A. (1970), in: *Ordered Alloys - Structural Applications and Physical Metallurgy*: Kear, B. H., Sims, C. T., Stoloff, N. S., Westbrook, J. H. (Eds.). Baton Rouge, LA: Claitor's Publ. Div., pp. 475-504.
- Strutt, P. R., Kear, B. H. (1985), in: *High-Temperature Ordered Intermetallic Alloys*: Koch, C. C., Liu, C. T., Stoloff, N. S. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 279-292.

- Strutt, P. R., Polvani, R. S. (1973), *Scr. Metall.* 7, 1221-1226.
- Strutt, P. R., Polvani, R. S., Ingram, J. C. (1976), *Metall. Trans.* 7A, 23-31.
- Stucke, M. A., Dimiduk, D. M., Hazzledine, P. M. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 471-476.
- Subrahmanyam, J., Annapurna, J. (1986), *Oxid. Met.* 26, 275-294.
- Subramanian, P. R., Simmons, J. P. (1991), *Scr. Metall. Mater.* 25, 231-236.
- Subramanian, P. R., Mendiratta, M. G., Miracle, D. B., Dimiduk, D. M. (1990a), in: *Intermetallic Matrix Composites*: Anton, D. L., Martin, P. L., Miracle, D. B., McMeeking, R. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 147-154.
- Subramanian, P. R., Miracle, D. B., Mazdiyasn, S. (1990b), *Metall. Trans.* 21A, 539-545.
- Suganuma, K. (1993), *J. Alloys Compd.* 197, 29-34.
- Sun, J., Lin, D. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 349-354.
- Sun, Z. Q., Huang, Y. D., Yang, W. Y., Chen, G. L. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 885-890.
- Suryanarayana, C., Froes, F. H., Rowe, R. G. (1991), *Int. Mater. Rev.* 36, 85-123.
- Suyama, R., Hashimoto, K. (1992), in: *Basic Technologies for Future Industries: The 3rd Symposium on High-Performance Materials for Severe Environments*: RIMCOF (Ed.). Tokyo: Japan Industrial Technology Association (JITA), pp. 141-149.
- Suyama, R., Kimura, M., Hashimoto, K. (1993), in: *Structural Intermetallics*: Darolia, R., Lewandowski, J. J., Liu, C. T., Martin, P. L., Miracle, D. B., Nathal, M. V. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 681-689.
- Suzuki, K., Lin, X. (1993), *J. Alloys Compd.* 193, 7-10.
- Suzuki, K., Takeuchi, S. (1993), *Intermetallics* 1, 21-27.
- Suzuki, M., Nutt, S. R., Aikin, R. M., Jr. (1992), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 273, 267-274.
- Suzuki, T., Mishima, Y., Miura, S. (1989), *ISIJ Int.* 29, 1-23.
- Suzuki, T., Goto, M., Yoshihara, M., Tanaka, R. (1991), *Mater. Trans. Jpn. Inst. Met.* 32, 1017-1023.
- Svedberg, R. C. (1976), in: *Properties of High Temperature Alloys*: Foroullis, Z. A., Pettit, F. S. (Eds.). Princeton: The Electrochemical Society, pp. 331-362.
- Szaruga, A., Rothenflue, L., Srinivasan, R., Lipsitt, H. A. (1992), *Scr. Metall. Mater.* 26, 1565-1570.
- Tachikawa, K., Terada, M., Endo, M. (1992), *Sci. Rep. Tohoku Univ.* 37, 1, 108-115.
- Tadaki, T., Takamori, M., Shimizu, K. (1987), *Trans. JIM* 28, 120-128.
- Takahashi, S., Umakoshi, Y. (1991), in: *Proc. Int. Symp. on Intermetallic Compounds - Structure and Mechanical Properties* (JIMIS-6): Izumi, O. (Ed.). Sendai: The Japan Institute of Metals, pp. 93-97.
- Takahashi, T., Oikawa, H. (1991), in: *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV*: Johnson, L. A., Pope, D. P., Stiegler, J. O. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 721-726.
- Takasugi, T. (1991a), in: *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV*: Johnson, L. A., Pope, D. P., Stiegler, J. O. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 403-416.
- Takasugi, T. (1991b), *Acta Metall. Mater.* 39, 2157-2167.
- Takasugi, T. (1991c), in: *Proc. Int. Symp. on Intermetallic Compounds - Structure and Mechanical Properties* (JIMIS-6): Izumi, O. (Ed.). Sendai: The Japan Institute of Metals, pp. 713-718.
- Takasugi, T., Izumi, O. (1985a), *Acta Metall.* 33, 33-38.
- Takasugi, T., Izumi, O. (1985b), *Acta Metall.* 33, 39-48.
- Takasugi, T., Izumi, O. (1985c), *Acta Metall.* 33, 49-58.
- Takasugi, T., Izumi, O. (1985d), *Acta Metall.* 33, 1247-1258.
- Takasugi, T., Izumi, O. (1986), *Acta Metall.* 34, 607-618.
- Takasugi, T., Izumi, O. (1988), *J. Mater. Sci.* 23, 1265-1273.
- Takasugi, T., Izumi, O. (1992), in: *Ordered Intermetallics - Physical Metallurgy and Mechanical Behaviour*: Liu, C. T., Cahn, R. W., Sauthoff, G. (Eds.). Dordrecht: Kluwer, pp. 391-411.
- Takasugi, T., Yoshida, M. (1991a), *J. Mater. Sci.* 26, 3032-3040.
- Takasugi, T., Yoshida, M. (1991b), *J. Mater. Sci.* 26, 3517-3525.
- Takasugi, T., Yoshida, M. (1992), *Phil. Mag.* A 65, 613-624.
- Takasugi, T., Yoshida, M. (1993), *Phil. Mag.* A 67, 447-462.
- Takasugi, T., Hirakawa, S., Izumi, O., Ono, S., Watanabe, S. (1987), *Acta Metall.* 35, 2015-2026.
- Takasugi, T., Takazawa, M., Izumi, O. (1990a), *J. Mater. Sci.* 25, 4226-4230.
- Takasugi, T., Takazawa, M., Izumi, O. (1990b), *J. Mater. Sci.* 25, 4231-4238.
- Takasugi, T., Tsurisaki, K., Izumi, O., Ono, S. (1990c), *Phil. Mag.* A 61, 785-800.
- Takasugi, T., Izumi, O., Yoshida, M. (1991a), *J. Mater. Sci.* 25, 2941-2948.
- Takasugi, T., Izumi, O., Yoshida, M. (1991b), *J. Mater. Sci.* 26, 1173-1178.
- Takasugi, T., Rikukawa, S., Hanada, S. (1991c), *Scr. Metall. Mater.* 25, 889-894.
- Takasugi, T., Suenaga, H., Izumi, O. (1991d), *J. Mater. Sci.* 26, 1179-1186.
- Takasugi, T., Yoshida, M., Hanada, S. (1991e), in: *Proc. Int. Symp. on Intermetallic Compounds - Structure and Mechanical Properties* (JIMIS-6): Izumi, O. (Ed.). Sendai: The Japan Institute of Metals, pp. 615-620.

- Takasugi, T., Rikukawa, S., Hanada, S. (1992 a), *Acta Metall. Mater.* 40, 1895-1906.
- Takasugi, T., Yoshida, M., Kawabata, T. (1992 b), *Phil. Mag. A* 65, 29-40.
- Takasugi, T., Kishino, J., Hanada, S. (1993 a), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 459-464.
- Takasugi, T., Kishino, J., Hanada, S. (1993 b), *Acta Metall. Mater.* 41, 1009-1020.
- Takasugi, T., Kishino, J., Hanada, S. (1993 c), *Acta Metall. Mater.* 41, 1021-1031.
- Takeuchi, S., Hashimoto, T., Shibuya, T. (1991), in: *Proc. Int. Symp. on Intermetallic Compounds - Structure and Mechanical Properties* (JIMIS-6): Izumi, O. (Ed.). Sendai: The Japan Institute of Metals, pp. 645-649.
- Takeuchi, S., Hashimoto, T., Shibuya, T. (1992), *J. Mater. Sci.* 27, 1380-1384.
- Takeyama, M., Liu, C. T. (1991), *Mater. Sci. Eng. A* 132, 61-66.
- Takeyama, M., Liu, C. T. (1992), *Mater. Sci. Eng. A* 153, 538-547.
- Takeyama, M., Liu, C. T., Sparks, C. J., Jr. (1991), in: *Proc. Int. Symp. on Intermetallic Compounds - Structure and Mechanical Properties* (JIMIS-6): Izumi, O. (Ed.). Sendai: The Japan Institute of Metals, pp. 871-875.
- Takeyama, M., Kumagai, T., Nakamura, M., Kikuchi, M. (1993), in: *Structural Intermetallics*: Darolia, R., Lewandowski, J. J., Liu, C. T., Martin, P. L., Miracle, D. B., Nathal, M. V. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 167-176.
- Tammann, G. (1903), *Z. Anorg. Chem.* 37, 303-313.
- Tammann, G. (1906), *Z. Anorg. Chem.* 49, 113-121.
- Tammann, G. (1932), *Lehrbuch der Metallkunde*. Leipzig: Leopold Voss, pp. 1-536.
- Tammann, G., Dahl, K. (1923), *Z. Anorg. Chem.* 126, 104-112.
- Tamura, K. (1961), *J. Jpn. Soc. Powder Metall.* 8, 113-120.
- Tan, Y., Shinoda, T., Mishima, Y., Suzuki, T. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 757-762.
- Taniguchi, S., Shibata, T. (1987), *Oxid. Met.* 28, 155-164.
- Taniguchi, S., Shibata, T. (1989), in: *Oxidation of High-Temperature Intermetallics*. Grobstein, T., Doychak, J. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 17-30.
- Taniguchi, S., Shibata, T., Itoh, S. (1991 a), *Mater. Trans. Jpn. Inst. Met.* 32, 151-156.
- Taniguchi, S., Shibata, T., Takeuchi, K. (1991 b), *Mater. Trans. Jpn. Inst. Met.* 32, 299-301.
- Tanner, L. E., Pelton, A. R., VanTendeloo, G., Schryvers, D., Wall, M. E. (1990), *Scr. Metall. Mater.* 24, 1731-1736.
- Tassa, O., Testani, C., Lecoze, I., Lefort, A. (1991), in: *Proc. Int. Symp. on Intermetallic Compounds - Structure and Mechanical Properties* (JIMIS-6): Izumi, O. (Ed.). Sendai: The Japan Institute of Metals, pp. 573-577.
- Tawancy, H. M. (1991), *Metall. Trans.* 22A, 3067-3071.
- Thier, M. (1989), in: *The Martensitic Transformation in Science and Technology*: Hornbogen, E., Jost, N. (Eds.). Oberursel: DGM, pp. 353-360.
- Thom, A. J., Kim, Y., Akinc, M. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 1037-1042.
- Thoma, D. J., Perepezko, J. H. (1990), in: *Intermetallic Matrix Composites*: Anton, D. L., Martin, P. L., Miracle, D. B., McMeeking, R. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 105-112.
- Thomas, O., Madar, R., Senateur, J. P., Laborde, O. (1987), *J. Less-Common Met.* 136, 175-182.
- Thompson, A. W. (1992), *Mater. Sci. Eng. A* 153, 578-583.
- Thompson, A. W. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 947-952.
- Thompson, A. W., Pollock, T. M. (1991), *ISIJ Int.* 31, 1139-1146.
- Thornton, P. H., Davies, R. G., Johnston, T. L. (1970), *Metall. Trans.* 1, 207-218.
- Threadgill, P. L., Baeslack III, W. A. (1991), in: *Proc. Int. Symp. on Intermetallic Compounds - Structure and Mechanical Properties* (JIMIS-6): Izumi, O. (Ed.). Sendai: The Japan Institute of Metals, pp. 1021-1025.
- Tichelaar, F. D., Schapink, F. W. (1991), *Phil. Mag. A* 63, 207-224.
- Tichelaar, F. D., Schapink, F. W., Li, X. (1992), *Phil. Mag. A* 65, 913-929.
- Tien, J. K., Vignoul, G. E., Barth, E. P., Kopp, M. W. (1992), in: *Structural and Phase Stability of Alloys*: Morán-López, J. L. (Ed.). New York: Plenum, pp. 1-17.
- Ting, J.-M. (1993), *Scr. Metall. Mater.* 29, 677-682.
- Tiwari, R., Herman, H., Sampath, S. (1991), in: *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV*: Johnson, L. A., Pope, D. P., Stiegler, J. O. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 807-813.
- Togano, K., Kumakura, H., Takeuchi, T., Tachikawa, K. (1992), *Sci. Rep. Tohoku Univ.* 37, 1, 18-25.
- Tokizane, M., Fukami, T., Inaba, T. (1991), *ISIJ Int.* 31, 1088-1092.
- Tolpygo, V. K., Grabke, H. J. (1993), *Scr. Metall. Mater.* 28, 747-752.
- Tomizuka, I. (1992), in: *Basic Technologies for Future Industries: The 3rd Symposium on High-Performance Materials for Severe Environments*. RIMCOF (Ed.). Tokyo: Japan Industrial Technology Association (JITA), pp. 133-140.
- Tortorelli, P. F., DeVan, J. H. (1992), *Mater. Sci. Eng. A* 153, 573-577.
- Tortorelli, P. F., DeVan, J. H., McKamey, C. G., Howell, M. (1990), in: *Intermetallic Matrix Composites*: Anton, D. L., Martin, P. L., Miracle, D. B., McMeeking, R. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 361-366.
- Triantafyllidis, G., Pontonnier, L., Fruchart, D., Wolfers, P., Soubeyroux, J. L. (1991), *J. Less-Common Met.* 172-174, 183-190.
- Trumble, K. P., Rühle, M. (1990), *Z. Metallkd.* 81, 749-755.

- Tsau, C. H., Jang, J. S. C., Yeh, J. W. (1992), *Mater. Sci. Eng. A* 152, 264-268.
- Tsuchida, K., Tsudo, H., Kato, A. (1989), *J. Mater. Sci. Lett.* 7, 1269-1270.
- Tsujimoto, T., Hashimoto, K. (1989), in: *High-Temperature Ordered Intermetallic Alloys III*: Liu, C. T., Taub, A. I., Stoloff, N. S., Koch, C. C. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 391-396.
- Tsujimoto, T., Hashimoto, K., Nobuki, M. (1992), *Mater. Trans. Jpn. Inst. Met.* 33, 989-1003.
- Tu, K. N., Hammer, W. N., Olowolafe, J. O. (1980), *J. Appl. Phys.* 51, 1663-1668.
- Tu, K. N., Ottaviani, G., Gösele, U., Föll, H. (1983), *J. Appl. Phys.* 54, 758-763.
- Turchi, P. E. A., Finel, A. (1991), *J. Less-Common Met.* 168, 103-113.
- Turchi, P. E. A., Sluiter, M., Pinski, F. J., Johnson, D. D., Stocks, G. M. (1991), in: *Proc. Int. Symp. on Intermetallic Compounds - Structure and Mechanical Properties (JIMIS-6)*: Izumi, O. (Ed.). Sendai: The Japan Institute of Metals, pp. 215-219.
- Uchida, H., Ohtani, Y., Ozawa, M., Kawahata, T., Suzuki, T. (1991), *J. Less-Common Met.* 172-174, 983-996.
- Uchida, M., Bjurström, H., Suda, S., Matsubara, Y. (1986), *J. Less-Common Met.* 119, 63-74.
- Uenishi, K., Sugimoto, A., Kobayashi, K. F. (1992), *Z. Metallkd.* 83, 241-245.
- Ullrich, H.-J., Reinbold, U., Däbritz, S., Paufler, P., Kleinstück, K., Pietrass, B. (1978), *Phys. Status Solidi (a)* 49, 323-330.
- Ulvensoen, J. H., Rorvik, G., Kyvik, T., Pettersen, K., L'Estrade, L. (1993), in: *Structural Intermetallics*: Darolia, R., Lewandowski, J. J., Liu, C. T., Martin, P. L., Miracle, D. B., Nathal, M. V. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 707-713.
- Umakoshi, Y., Nakano, T. (1993), *Acta Metall. Mater.* 41, 1155-1161.
- Umakoshi, Y., Yamaguchi, M. (1980), *Phil. Mag.* 41, 573-588.
- Umakoshi, Y., Yamaguchi, M. (1981), *Phil. Mag.* A 44, 711-715.
- Umakoshi, Y., Yamaguchi, M., Yamane, T. (1985), *Phil. Mag.* A 52, 357-367.
- Umakoshi, Y., Yamaguchi, M., Yamane, T. (1986), *Phil. Mag.* A 53, 221-232.
- Umakoshi, Y., Yamaguchi, M., Yamane, T., Hirano, T. (1988), *Phil. Mag.* A 58, 651-666.
- Umakoshi, Y., Yamaguchi, M., Sakagami, T., Yamane, T. (1989), *J. Mater. Sci.* 24, 1599-1603.
- Umakoshi, Y., Hirano, T., Sakagami, T., Yamane, T. (1990a), in: *High-Temperature Aluminides and Intermetallics*: Whang, S. H., Liu, C. T., Pope, D. P., Stiegler, J. O. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 111-129.
- Umakoshi, Y., Sakagami, T., Hirano, T., Yamane, T. (1990b), *Acta Metall. Mater.* 38, 909-915.
- Umakoshi, Y., Nakashima, T., Yamane, T., Senba, H. (1991), in: *Proc. Int. Symp. on Intermetallic Compounds - Structure and Mechanical Properties (JIMIS-6)*: Izumi, O. (Ed.). Sendai: The Japan Institute of Metals, pp. 639-643.
- Umakoshi, Y., Nakano, T., Yamane, T. (1992), *Mater. Sci. Eng. A* 152, 81-88.
- Umakoshi, Y., Nakano, T., Sumimoto, K., Maeda, Y. (1993a), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 441-446.
- Umakoshi, Y., Nakano, T., Takenaka, T., Sumimoto, K., Yamane, T. (1993b), *Acta Metall. Mater.* 41, 1149-1154.
- Urwank, P., Wieser, E., Hässner, A., Kaufmann, C., Lippmann, H., Melzer, J. (1985), *Phys. Status Solidi (a)* 90, 463-469.
- Valiev, R. Z., Gayanov, R. M., Yang, H. S., Mukherjee, A. K. (1991), *Scr. Metall. Mater.* 25, 1945-1950.
- van der Straten, J. M., Bastin, G. F., van Loo, F. J. J., Rieck, G. D. (1976), *Z. Metallkd.* 67, 152-157.
- Van Humbeeck, J., Delaey, L. (1989), in: *The Martensitic Transformation in Science and Technology*: Hornbogen, E., Jost, N. (Eds.). Oberursel: DGM, pp. 15-25.
- van Loo, F. J. J., Rieck, G. D. (1973), *Acta Metall.* 21, 61-71.
- Vanderschaeve, G., Sarrazin, T., Escaig, B. (1979), *Acta Metall.* 27, 1251-1260.
- Vandervoort, R. R., Mukherjee, A. K., Dorn, J. E. (1966), *Trans. ASM* 59, 930-944.
- Varin, R. A., Winnicka, M. B., Virk, I. S. (1993), in: *Structural Intermetallics*: Darolia, R., Lewandowski, J. J., Liu, C. T., Martin, P. L., Miracle, D. B., Nathal, M. V. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 117-124.
- Vedula, K. (1989), *Mater. Manuf. Processes* 4, 39-59.
- Vedula, K. (1991), in: *Proc. Int. Symp. on Intermetallic Compounds - Structure and Mechanical Properties (JIMIS-6)*: Izumi, O. (Ed.). Sendai: The Japan Institute of Metals, pp. 901-926.
- Vedula, K., Stephens, J. R. (1987a), in: *High-Temperature Ordered Intermetallic Alloys II*: Stoloff, N. S., Koch, C. C., Liu, C. T., Izumi, O. (Eds.). Pittsburgh, PA: Mater. Res. Soc. pp. 381-391.
- Vedula, K., Stephens, J. R. (1987b), *Met. Powder Rep.* 42(2), 84-91.
- Vedula, K., Pathare, V., Aslanidis, I., Titran, R. H. (1985), in: *High-Temperature Ordered Intermetallic Alloys*: Koch, C. C., Liu, C. T., Stoloff, N. S. (Eds.). Pittsburgh, PA: Materials Research Society, pp. 411-421.
- Vehoff, H. (1992), in: *Ordered Intermetallics - Physical Metallurgy and Mechanical Behaviour*: Liu, C. T., Cahn, R. W., Sauthoff, G. (Eds.). Dordrecht: Kluwer, pp. 299-320.
- Vehoff, H. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 71-82.
- Vehoff, H., Reuss, S., Vogt, W., Specht, P. (1993), in: *Structural Intermetallics*: Darolia, R., Lewandowski, J. J., Liu, C. T., Martin, P. L., Miracle, D. B., Nathal, M. V. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 657-663.

- Venkateswara, Rao, K. T., Soboyejo, W. O., Ritchie, R. O. (1992), *Metall. Trans. 23 A*, 2249–2257.
- Vennégués, P., Cadeville, M. C., Pierron-Bohnes, V., Afyouni, M. (1990), *Acta Metall. Mater.* 38, 2199–2213.
- Verhoeven, J. D., Lee, J. H., Laabs, F. C., Jones, L. L. (1991), *J. Phase Equilibria* 12, 15–23.
- Verlinden, B., Delaey, L. (1988a), *Acta Metall.* 36, 1771–1779.
- Verlinden, B., Delaey, L. (1988b), *Metall. Trans. 19 A*, 207–216.
- Veysière, P. (1991), *ISIJ Int.* 31, 1028–1048.
- Veysière, P. (1992), in: *Ordered Intermetallics – Physical Metallurgy and Mechanical Behaviour*: Liu, C. T., Cahn, R. W., Sauthoff, G. (Eds.). Dordrecht: Kluwer, pp. 165–175.
- Veysière, P., Noebe, R. (1992), *Phil. Mag. A65*, 1–13.
- Vidoz, A. E., Lazarevic, D. P., Cahn, R. W. (1963), *Acta Metall.* 11, 17–33.
- Vignoul, G. E., Sanchez, J. M., Tien, J. K. (1991), in: *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV*: Johnson, L. A., Pope, D. P., Stiegler, J. O. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 739–744.
- Villars, P., Calvert, L. D. (1991), *Pearson's Handbook of Crystallographic Data for Intermetallic Phases*. Materials Park, OH: ASM.
- Villars, P., Mathis, K., Hulliger, F. (1989), in: *The Structures of Binary Compounds*: de Boer, F. R., Pettifor, D. G. (Eds.). Amsterdam: North-Holland, pp. 1–104.
- Vincent, M., Wachtel, E., Predel, B. (1988), *Z. Metallkd.* 79, 330–335, 416.
- Virk, I. S., Varin, R. A. (1992), *Metall. Trans. 23 A*, 617–625.
- Viswanadham, R. K., Whittenberger, J. D., Mannan, S. K., Sprissler, B. (1988), in: *High Temperature/High Performance Composites*: Lemkey, F. D., Fishman, S. G., Evans, A. G., Strife, J. R. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 89–94.
- Viswanathan, S., Shelton, B. R., Wright, J. K., Sikka, V. K. (1993), *Scr. Metall. Mater.* 29, 589–594.
- Vogl, G., Sepiol, B. (1994), *Acta Metall. Mater.*, in press.
- Von Keitz, A., Sauthoff, G. (1991), poster at the 10th Int. Conf. on Solid Compounds of Transition Elements, Münster.
- Von Keitz, A., Sauthoff, G. (1992), presentation at the DGM Annual Meeting, Hamburg.
- von Mises, R. (1928), *Z. Angew. Math. Mech.* 8, 161–185.
- von Oldenburg, K., Frommeyer, G., Schmid, E., Henning, W. (1990), in: *Advanced Aluminum and Magnesium Alloys*: Khan, T., Effenberg, G. (Eds.). Materials Park, OH: ASM Int., pp. 477–484.
- Vyas, S., Viswanathan, S., Sikka, V. K. (1992), *Scr. Metall. Mater.* 27, 185–190.
- Wachtel, B., Bahle, J. (1987), *Z. Metallkd.* 78, 229–232.
- Wagner, R., Es-Souni, M., Chen, D., Dogan, B., Seeger, J., Beaven, P. A. (1991), in: *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV*: Johnson, L. A., Pope, D. P., Stiegler, J. O. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 1007–1012.
- Wakao, S., Sawa, H., Furukawa, J. (1991), *J. Less-Common Met.* 172–174, 1219–1226.
- Wallace, W. E., Craig, R. S. (1967), in: *Phase Stability in Metals and Alloys*: Rudman, P. S., Stringer, J., Jaffee, R. I. (Eds.). New York: McGraw-Hill, pp. 255–272.
- Wallow, F., Neite, G., Schröer, W., Nembach, E. (1987), *Phys. Status Solidi (a)* 99, 483–490.
- Walston, W. S., Darolia, R. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 237–242.
- Walston, W. S., Field, R. D., Dobbs, J. R., Lahrman, D. F., Darolia, R. (1993), in: *Structural Intermetallics*: Darolia, R., Lewandowski, J. J., Liu, C. T., Martin, P. L., Miracle, D. B., Nathal, M. V. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 523–532.
- Walter, J. L., Cline, H. E. (1970), *Metall. Trans. 1*, 1221–1229.
- Wan, X. J., Zhu, J. H., Jing, K. L. (1992a), *Scr. Metall. Mater.* 26, 473–477.
- Wan, X. J., Zhu, J. H., Jing, K. L. (1992b), *Scr. Metall. Mater.* 26, 479–484.
- Wang, C. C., Akbar, S. A. (1993), in: *Diffusion in Ordered Alloys and Intermetallic Compounds*: Fultz, B., Cahn, R. W., Gupta, D. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 3–20.
- Wang, L., Arsenault, R. J. (1991), *Metall. Trans. 22 A*, 3013–3018.
- Wang, W. K., Wang, Y. J., He, S. A., Iwasaki, H. (1988), *Z. Phys. B69*, 481–484.
- Warlimont, H., Delaey, L., Krishnan, R. V., Tas, H. (1974), *J. Mater. Sci.* 9, 1545–1555.
- Wasilewski, R. J. (1966), *Trans. AIME* 236, 455–457.
- Watanabe, K. (1991), *Mater. Trans. Jpn. Inst. Met.* 32, 292–298.
- Watanabe, S., Nakamura, Z., Hanada, S., Sato, T., Izumi, O. (1984), *Trans. JIM* 25, 477–486.
- Watalari, T., Takasu, T., Shirouzu, K., Kato, A. (1986), *J. Mater. Sci. Lett.* 5, 179–180.
- Waterstrat, R. M. (1990), *J. Met.* 42(3), 8–14.
- Waterstrat, R. M., Okabe, T. (1994), in: *Intermetallic Compounds: Principles and Practice*, Vol. 2: Westbrook, J. H., Fleischer, R. L. (Eds.). Chichester, UK: Wiley, in press.
- Watson, R. E., Bennet, L. H. (1984), *Acta Metall.* 32, 477–489.
- Watson, R. E., Bennet, L. H. (1985), *Scr. Metall.* 19, 535–538.
- Watts, D. C. (1992), in: *Materials Science and Technology*, Vol. 14: *Medical and Dental Materials*: Williams, D. F. (Ed.). Weinheim: VCH, pp. 211–258.
- Weatherill, A. E., Gill, B. J. (1988), *Met. Mater.* 4, 551–555.
- Weaver, M. L., Guy, S. L., Stone, R. K., Kaufman, M. J. (1991), in: *High Temperature Ordered Inter-*

- metallic Alloys IV*: Johnson, L. A., Pope, D. P., Stiegler, J. O. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 163-168.
- Webb, G., De Bussac, A., Antolovich, S. D. (1993 a), *Metall. Trans.* 24 A, 397-401.
- Webb, G., Juliet, P., Lefort, A. (1993 b), *Scr. Metall. Mater.* 28, 769-772.
- Weber, C. H., Yang, J. Y., Löfvander, J. P. A., Levi, C. G., Evans, A. G. (1993), *Acta Metall. Mater.* 41, 2681-2690.
- Wehrmann, R. (1956), in: *High-Temperature Technology*: Campbell, I. E. (Ed.). New York: Wiley, pp. 151-170.
- Wehrmann, R. (1967), in: *High-Temperature Materials and Technologies*: Campbell, I. E., Sherwood, E. M. (Eds.). New York: Wiley, pp. 399-430.
- Wein, M., Levin, L., Nadvig, S. (1978), *Phil. Mag. A* 38, 81-96.
- Welsch, G., Kahveci, A. I. (1989), in: *Oxidation of High-Temperature Intermetallics*: Grobstein, T., Doychak, J. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 207-218.
- Wernick, J. H. (1967), in: *Intermetallic Compounds*: Westbrook, J. H. (Ed.). New York: Wiley, pp. 197-216.
- Wert, J. A., Parker, E. R., Zackay, V. F. (1979), *Metall. Trans.* 10 A, 1313-1322.
- Westbrook, J. H. (1956), *J. Electrochem. Soc.* 103, 54-63.
- Westbrook, J. H. (1960 a), in: *Mechanical Properties of Intermetallic Compounds*: Westbrook, J. H. (Ed.). New York: Wiley, pp. 1-70.
- Westbrook, J. H. (1960 b), in: *High Temperature Technology*. New York: McGraw-Hill, pp. 113-128.
- Westbrook, J. H. (1965), in: *High-Strength Materials*: Zackay, V. F. (Ed.). New York: Wiley, pp. 724-768.
- Westbrook, J. H. (1967), in: *Intermetallic Compounds*: Westbrook, J. H. (Ed.). New York: Wiley, pp. 3-14.
- Westbrook, J. H. (1970), in: *Ordered Alloys - Structural Applications and Physical Metallurgy*: Kear, B. H., Sims, C. T., Stoloff, N. S., Westbrook, J. H. (Eds.). Baton Rouge, LA: Claitor's Publ. Div., pp. 1-24.
- Westbrook, J. H. (1974), in: *Order-Disorder Transformations in Alloys*: Warlimont, H. (Ed.). Berlin: Springer, pp. 494-539.
- Westbrook, J. H. (1977), *Metall. Trans.* 8A, 1327-1360.
- Westbrook, J. H. (1993), in: *Structural Intermetallics*: Darolia, R., Lewandowski, J. J., Liu, C. T., Martin, P. L., Miracle, D. B., Nathal, M. V. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 1-15.
- Westbrook, J. H., Wood, D. L. (1964), *J. Nucl. Mater.* 12, 208-215.
- Westwood, A. R. C. (1990), *Mater. Sci. Technol.* 6, 958-961.
- Wetzig, K., Wittig, H. (1972), *Phys. Status Solidi (a)* 9, K1-K3.
- Wever, H. (1992), *Defect Diffus. Forum* 83, 55-72.
- Wever, H., Hünecke, J., Froberg, G. (1989), *Z. Metallkd.* 80, 389-397.
- Whang, S. H., Hahn, Y. D. (1993), *Phil. Mag. A* 68, 183-192.
- Wheeler, R., Vasudevan, V. K., Fraser, H. L. (1990), *Phil. Mag. Lett.* 62, 143-151.
- Whittenberger, J. D. (1985), *Mater. Sci. Eng.* 73, 87-96.
- Whittenberger, J. D. (1986), *Mater. Sci. Eng.* 77, 103-113.
- Whittenberger, J. D. (1987), *Mater. Sci. Eng.* 85, 91-99.
- Whittenberger, J. D., Viswanadham, R. K., Mannan, S. K., Kumar, K. S. (1989), *J. Mater. Res.* 4, 1164-1171.
- Whittenberger, J. D., Arzt, E., Luton, M. J. (1990 a), in: *Intermetallic Matrix Composites*: Anton, D. L., Martin, P. L., Miracle, D. B., McMeeking, R. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 211-218.
- Whittenberger, J. D., Gaydos, D. J., Kumar, K. S. (1990 b), *J. Mater. Sci.* 25, 2771-2776.
- Whittenberger, J. D., Reviere, R., Noebe, R. D., Oliver, B. F. (1992 a), *Scr. Metall. Mater.* 26, 987-992.
- Whittenberger, J. D., Arzt, E., Luton, M. J. (1992 b), *Scr. Metall. Mater.* 26, 1925-1930.
- Wiedeman, K. E., Sankaran, S. N., Clark, R. K., Wallace, T. A. (1989), in: *Oxidation of High-Temperature Intermetallics*: Grobstein, T., Doychak, J. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 195-206.
- Wiedemeier, H., Singh, M. (1992), *J. Mater. Sci.* 27, 2974-2978.
- Wiederhorn, S. M. (1984), *Annu. Rev. Mater. Sci.* 14, 373-403.
- Willems, J. J. G., Buschow, K. H. J. (1987), *J. Less-Common Met.* 129, 13-30.
- Wilson, D. F., Cavin, O. B. (1992), *Scr. Metall. Mater.* 26, 85-88.
- Winnicka, M. B., Varin, R. A. (1993), *Metall. Trans.* 24 A, 935-946.
- Withers, J. C., Shiao, H.-C., Loutfy, R. O., Wang, P. (1991), *J. Met.* 43 (8), 36-39.
- Wittenauer, J., Bassi, C., Walser, B. (1989), *Scr. Metall.* 23, 1381-1386.
- Wittmer, M., Seidel, T. E. (1978), *J. Appl. Phys.* 49, 5827-5830.
- Wittmer, M., Ting, C.-Y., Tu, K. N. (1983), *J. Appl. Phys.* 54, 699-704.
- Wolfenden, A., Griffin, R. B., Kharbat, E. T., Underhill, M. A., Goetz, F. R., Jr., Wickstrom, S. N. (1989), in: *Materials Architecture*: Bilde-Sorensen, J. B., Hansen, N., Jensen, D. J., Leffers, T., Lilholt, H., Pedersen, O. B. (Eds.). Roskilde: Riso National Laboratory, pp. 605-610.
- Wolfenstine, J., Kim, H. K., Earthman, J. C. (1992), *Scr. Metall. Mater.* 26, 1823-1828.
- Woodward, C., MacLaren, J. M., Dimiduk, D. M. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 171-176.
- Wright, J. K., Wright, R. N., Moore, G. A. (1993), *Scr. Metall. Mater.* 28, 501-506.

- Wright, R. N. (1977), *Metall. Trans. 8 A*, 2024–2025.
- Wright, R. N., Bok, K. A. (1988), *Metall. Trans. 19 A*, 1125–1126.
- Wright, R. N., Ho, J. C. (1986), *Metall. Trans. 17 A*, 401–405.
- Wu, J. S., Beaven, P. A., Wagner, R., Hartig, C., Soeger, J. (1989), in: *High-Temperature Ordered Intermetallic Alloys III*: Liu, C. T., Taub, A. I., Stoloff, N. S., Koch, C. C. (Eds.). Pittsburgh, PA: Mater. Res. Soc., pp. 761–766.
- Wu, J. S., Beaven, P. A., Wagner, R. (1991), *Scr. Metall. Mater.* 25, 207–212.
- Wu, M. H., Wayman, C. M. (1991), *Scr. Metall. Mater.* 25, 1635–1640.
- Wu, S.-K., Lin, R. Y. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc. 288*, 1031–1036.
- Wu, T.-C., Sass, S. L. (1993a), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc. 288*, 217–222.
- Wu, T.-C., Sass, S. L. (1993b), *Scr. Metall. Mater.* 28, 1287–1292.
- Wu, Z. L., Pope, D. P. (1993), in: *Structural Intermetallics*: Darolia, R., Lewandowski, J. J., Liu, C. T., Martin, P. L., Miracle, D. B., Nathal, M. V. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 107–116.
- Wu, Z. L., Pope, D. P., Vitek, V. (1990a), *Scr. Metall. Mater.* 24, 2187–2190.
- Wu, Z. L., Pope, D. P., Vitek, V. (1990b), *Scr. Metall. Mater.* 24, 2191–2196.
- Wu, Z. L., Pope, D. P., Vitek, V. (1991), in: *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV*: Johnson, L. A., Pope, D. P., Stiegler, J. O. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 487–492.
- Wu, Z. L., Pope, D. P., Vitek, V. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc. 288*, 447–452.
- Wunderlich, W., Machon, L., Sauthoff, G. (1992), *Z. Metallkd.* 83, 679–684.
- Wunderlich, W., Kremser, T., Frommeyer, G. (1993), *Acta Metall. Mater.* 41, 1791–1799.
- Wunnike-Sanders, W. (1993), Dr. Ing. Thesis, RWTH Aachen, pp. 1–123.
- Wunnike-Sanders, W., Sauthoff, G. (1994), unpublished report, Max-Planck-Institut für Eisenforschung, Düsseldorf, FRG.
- Wurzwallner, K., Clemens, H., Schretter, P., Bartels, A., Koeppe, C. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc. 288*, 867–872.
- Xiao, H., Baker, I. (1993), *Scr. Metall. Mater.* 28, 1411–1416.
- Xiao, L., Abbaschian, R. (1992), *Metall. Trans. 23 A*, 2863–2872.
- Xie, C. Y., Jiang, B. H., Hu, G. X. (1993), *Scr. Metall. Mater.* 28, 1101–1105.
- Xu, D., Wang, D., Zhou, W., Yang, H., Lin, D. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc. 288*, 817–822.
- Yagisawa, K., Yoshikawa, A. (1979), *Z. Phys. Chem. N. F.* 117, 79–87.
- Yamada, H., Shimizu, M. (1986), *J. Phys. F* 16, 1039–1050.
- Yamada, Y., Taya, M., Watanabe, R. (1993), *Mater. Trans. Jpn. Inst. Met.* 34, 254–260.
- Yamagata, T., Yoshida, H. (1973), *Mater. Sci. Eng.* 12, 95–100.
- Yamaguchi, M. (1991), *ISIJ Int.* 31, 1127–1133.
- Yamaguchi, M. (1992), *Mater. Sci. Technol.* 8, 299–307.
- Yamaguchi, M., Inui, H. (1993), in: *Structural Intermetallics*: Darolia, R., Lewandowski, J. J., Liu, C. T., Martin, P. L., Miracle, D. B., Nathal, M. V. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 127–142.
- Yamaguchi, M., Umakoshi, Y. (1990), *Prog. Mater. Sci.* 34, 1–148.
- Yamaguchi, M., Umakoshi, Y., Yamane, T. (1987), *Phil. Mag. A* 51, 301–315.
- Yamaguchi, M., Shirai, Y., Umakoshi, Y. (1988), in: *Dispersion Strengthened Aluminium Alloys*: Kim, Y.-W., Griffith, W. M. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 721–739.
- Yamaguchi, M., Nishitani, S. R., Shirai, Y. (1990), in: *High-Temperature Aluminides and Intermetallics*: Whang, S. H., Liu, C. T., Pope, D. P., Stiegler, J. O. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 63–90.
- Yamaguchi, M., Shirai, Y., Inui, H. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc. 288*, 131–139.
- Yamamoto, T. (1980), in: *The Development of Sendust and Other Ferromagnetic Alloys*: Yamamoto, T. (Ed.). Chiba: Committee of Academic Achievements, pp. 1–6.
- Yamamoto, T., Utsushikawa, Y. (1977), *J. Coll. Ind. Technol., Nihon Univ.* 10, 17–30.
- Yan, M., Vitek, V., Ackland, G. J. (1992), in: *Ordered Intermetallics – Physical Metallurgy and Mechanical Behaviour*: Liu, C. T., Cahn, R. W., Sauthoff, G. (Eds.). Dordrecht: Kluwer, pp. 335–353.
- Yan, P., Wallach, E. R. (1993), *Intermetallics* 1, 83–97.
- Yaney, D. L., Nix, W. D. (1988), *J. Mater. Sci.* 23, 3088–3098.
- Yang, H. S., Jin, P., Mukherjee, A. K. (1992), *Mater. Trans. Jpn. Inst. Met.* 33, 38–44.
- Yang, H. S., Lee, W. B., Mukherjee, A. K. (1993), in: *Structural Intermetallics*: Darolia, R., Lewandowski, J. J., Liu, C. T., Martin, P. L., Miracle, D. B., Nathal, M. V. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 69–76.
- Yang, J.-M., Jeng, S. M. (1990), in: *Intermetallic Matrix Composites*: Anton, D. L., Martin, P. L., Miracle, D. B., McMeeking, R. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 139–146.
- Yang, J.-M., Jeng, S. M., Yang, C. J., Anton, D. L. (1990), in: *Intermetallic Matrix Composites*: Anton, D. L., Martin, P. L., Miracle, D. B., McMeeking, R. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 385–392.
- Yang, R., Leake, J. A., Cahn, R. W. (1992a), *Mater. Sci. Eng. A* 152, 227–236.
- Yang, R., Saunders, N., Leake, J. A., Cahn, R. W. (1992b), *Acta Metall. Mater.* 40, 1553–1562.
- Yang, R., Leake, J. A., Cahn, R. W. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc. 288*, 489–494.
- Yang, S. S., Vasudevan, V. K. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc. 288*, 731–736.

- Yang, W. S., Mikkola, D. E. (1993), *Scr. Metall. Mater.* 28, 161–165.
- Yasuda, H., Takasugi, T., Koiwa, M. (1991a), in: *Proc. Int. Symp. on Intermetallic Compounds – Structure and Mechanical Properties (JIMIS-6)*: Izumi, O. (Ed.). Sendai: The Japan Institute of Metals, pp. 33–37.
- Yasuda, H., Takasugi, T., Koiwa, M. (1991b), *Mater. Trans. Jpn. Inst. Met.* 32, 48–51.
- Yasuda, H., Takasugi, T., Koiwa, M. (1992), *Acta Metall. Mater.* 40, 381–387.
- Yasuda, K. (1991), in: *Concise Encyclopedia of Medical and Dental Materials*: Williams, D., Cahn, R. W., Bever, M. B. (Eds.). Oxford: Pergamon, pp. 197–205.
- Yavari, A. R., Baro, M. D., Fillion, G., Surinach, S., Gialanella, S., Clavaguera-Mora, M. T., Desrè, P., Cahn, R. W. (1991), in: *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV*: Johnson, L. A., Pope, D. P., Stiegler, J. O. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 81–86.
- Ye, H. Q., Li, D. X., Kuo, K. H. (1985), *Phil. Mag. A 51*, 829–837.
- Yegorushkin, V. Y., Kulmentyev, A. I., Rubin, P. E., (1985), *Phys. Met. Metall.* 60 (3), 1–7.
- Yonezu, I., Fujitani, S., Furukawa, A., Nasako, K., Yonesaki, T., Saito, T., Furukawa, N. (1991), *J. Less-Common Met.* 168, 201–209.
- Yoo, M. H. (1991), in: *Proc. Int. Symp. on Intermetallic Compounds – Structure and Mechanical Properties (JIMIS-6)*: Izumi, O. (Ed.). Sendai: The Japan Institute of Metals, pp. 11–20.
- Yoo, M. H., Fu, C. L. (1991), *ISIJ Int. J.* 1049–1062.
- Yoo, M. H., Fu, C. L. (1992), *Mater. Sci. Eng. A 153*, 470–478.
- Yoo, M. H., Fu, C. L. (1993), in: *Structural Intermetallics*: Darolia, R., Lewandowski, J. J., Liu, C. T., Martin, P. L., Miracle, D. B., Nathal, M. V. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 283–292.
- Yoo, M. H., Horton, J. A., Liu, C. T., (1988), *Acta Metall.* 36, 2935–2946.
- Yoo, M. H., Takasugi, T., Hanada, S., Izumi, O. (1990), *Mater. Trans. Jpn. Inst. Met.* 31, 435–442.
- Yoo, M. H., Fu, C. L., Lee, J. K. (1991), in: *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV*: Johnson, L. A., Pope, D. P., Stiegler, J. O. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 545–554.
- Yoshida, M., Takasugi, T., (1991a), in: *Proc. Int. Symp. on Intermetallic Compounds – Structure and Mechanical Properties (JIMIS-6)*: Izumi, O. (Ed.). Sendai: The Japan Institute of Metals, pp. 403–407.
- Yoshida, M., Takasugi, T. (1991b), in: *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV*: Johnson, L. A., Pope, D. P., Stiegler, J. O. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 273–278.
- Yoshida, M., Takasugi, T. (1992), *Phil. Mag. A 65*, 41–52.
- Yoshihara, M., Suzuki, T., Tanaka, R. (1991), *ISIJ Int. J.* 1201–1206.
- Yoshimi, K., Hanada, S. (1993), in: *Structural Intermetallics*: Darolia, R., Lewandowski, J. J., Liu, C. T., Martin, P. L., Miracle, D. B., Nathal, M. V. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 475–482.
- Zakrevskiy, I. G., Kokorin, V. V., Shevchenko, A. D. (1986), *Phys. Met. Metall.* 61 (2), 199–202.
- Zeng, K., Hämäläinen, M., Lilius, K. (1993), *CALPHAD* 17, 101–107.
- Zeumer, B., Sauthoff, G. (1992), paper at the DGM Annual Meeting in Hamburg.
- Zeumer, B., Von Keitz, A., Sauthoff, G. (1991), in: 2. *Symposium Materialforschung des BMFT*: Jülich, KFA-PLR, pp. 2397–2399.
- Zhang, M.-X., Hsieh, K.-C., Chang, Y. A. (1992a), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 273, 103–112.
- Zhang, M.-X., Hsieh, K.-C., DeKock, J., Chang, Y. A. (1992b), *Scr. Metall. Mater.* 27, 1361–1366.
- Zhang, T., Li, Y., Zheng, Z., Zhu, Y. (1991), in: *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV*: Johnson, L. A., Pope, D. P., Stiegler, J. O. (Eds.). Pittsburgh, PA: MRS, pp. 137–142.
- Zhang, W., Chen, G., Wang, Y., Sun, Z. (1993), *Scr. Metall. Mater.* 28, 1113–1118.
- Zhang, Y., Lin, D. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 611–616.
- Zhang, Y., Tonn, S. C., Crimp, M. A. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 379–384.
- Zhang, Y. G., Xu, Q., Chen, C. Q. (1991), in: *Proc. Int. Symp. on Intermetallic Compounds – Structure and Mechanical Properties (JIMIS-6)*: Izumi, O. (Ed.). Sendai: The Japan Institute of Metals, pp. 39–43.
- Zhao, L., Baker, I., George, E. P. (1993), *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 288, 501–506.
- Zhou, B., Chou, Y. T., Liu, C. T. (1993), *Intermetallics* 1, 217–255.
- Zhou, X. W., Hsu, T. Y. (1991), *Acta Metall. Mater.* 39, 1041–1044.
- Zhu, J. H., Wan, X. J., Wu, Y. (1993), *Scr. Metall. Mater.* 29, 429–432.
- Zinov'eva, G. P., Romasheva, L. F., Saperov, V. A., Gel'd, P. V. (1984), *Sov. Phys. – Solid State* 26, 2115–2117.
- Zwicker, U., Pack, D., Blaufelder, C. (1979), *Z. Metallkd.* 70, 514–521.

General Reading

- Baker, J., Darolia, R., Whittenberger, J. D., Yoo, M. H. (Eds.) (1993), *High-Temperature Ordered Intermetallic Alloys V*. Pittsburgh, PA: Materials Research Society.
- Darolia, R., Lewandowski, J. J., Liu, C. T., Martin, P. L., Miracle, D. B., Nathal, M. V. (Eds.) (1993), *Structural Intermetallics*. Warrendale, PA: TMS.
- Dimiduk, D. M., Miracle, D. B., Ward, C. H. (1992), *Mater. Sci. Technol.* 8, 367–375.

- Engell, H.-J., von Keitz, A., Sauthoff, G. (1991), in: *Advanced Structural and Functional Materials: Bunk, W. (Ed.)*. Berlin: Springer-Verlag, pp. 91–132.
- Fleischer, R. L. (1991), in: *Proc. Int. Symp. Intermetallic Compounds – Structure and Mechanical Properties (JIMIS-6)*: Izumi, O. (Ed.). Sendai: The Japan Institute of Metals, pp. 157–164.
- Izumi, O. (1989), *Mater. Trans., JIM* 30, 627–638.
- Liu, C. T., Stigler, J. O., Froes, F. H. (1990), in: *Metals Handbook, Vol. 2: Properties and Selection: Non-Ferrous Alloys and Special Purpose Materials*. Materials Park: ASM, pp. 913–942.
- Liu, C. T., Cahn, R. W., Sauthoff, G. (Eds.) (1992). *Ordered Intermetallics – Physical Metallurgy and Mechanical Behaviour*. Dordrecht: Kluwer.
- Materials Science and Technology: A Comprehensive Treatment*: Cahn, R. W., Haasen, P., Kramer, E. J. (Eds.). Weinheim: VCH. The series comprises 19 Volumes. Gerold, V. (Ed.) (1992), *Vol. 1. Structure of Solids*; Haasen, P. (Ed.) (1991) *Vol. 5. Phase Transformations in Materials*; Mughrabi, H. (Ed.) (1992); *Vol. 6. Plastic Deformation and Fracture of Materials*. This book is derived from K. H. Matucha (Ed.) (1995); *Vol. 8. Structure and Properties of Nonferrous Alloys*.
- Paulfler, P. (1976), in: *Intermetallische Phasen*. Leipzig: VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, pp. 165–187.
- Westbrook, J. H. (1993), in: *Structural Intermetallics*: Darolia, R., Lewandowski, J. J., Liu, C. T., Martin, P. L., Miracle, D. B., Nathal, M. V. (Eds.). Warrendale, PA: TMS, pp. 1–5.
- Yamaguchi, M., Umakoshi, Y. (1990), *Prog. Mater. Sci.* 34, 1–148.

واژه‌یاب

(۱۵۱)	Cu-Zn-Al	آلیاژهای حافظه‌ی شکل	آلومینایدها
(۱۱۰)	Fe-Ni-Al	آلیاژهای	- پیشرفت آلیاژها
(۱۲۶)	B _۲	- فازهای	- پیشرفته
		آلیاژهای مغناطیس، سیستم‌های	- کاربردها (۱۴۰، ۱۱۰، ۷۶، ۴۹، ۳۶)
(۱۱۰)	Fe-Ni-Al		آلومینایدهای پیشرفته، آلومینایدهای
(۵۹)	Al _p Nb-NiAl	آلیاژهای چند فازه	نیکل
		آلیاژهای پایه‌ی NiAl چند فازه، مقاومت به	آلومینایدهای آهن، فازهای مربوطه (۱۳۹)
(۱۰۶)		خزش	آلومینایدهای تیتانیم، فازهای مربوطه (۲۵)
(۱۱۶)	NiAl-Cr	آلیاژهای	- تری آلومینایدهای تیتانیم، Al _p Ti (۵۳)
(۱۱۴)	NiAl-Fe	آلیاژهای	آلومینایدهای نیکل، فازهای مربوطه (۶۵)
(۱۱۸)	NiAl-Nb	آلیاژهای	آلومینایدهای تیتانیم
(۱۱۸)	NiAl-Ta	آلیاژهای	- فازهای مربوطه (۳۸، ۲۵)
(۱۱۷)	NiAl-Ti	آلیاژهای	- مطالعات بر روی تغییر شکل (۶)
(۱۲۴)	(ODS) NiAl	آلیاژهای	- Al _p Ti، فازهای Do _p (۵۲)
(۱)		آلیاژهای منظم	آلومینایدهای فلز واسطه، ویژگی‌های
		آلیاژهای NiAl سخت شده با پراکنش اکسیدی /	اساسی (۱۸)
(۱۲۴)		مواد مرکب	آلیاژهای مغناطیسی دائم پرس گرم،
(۱۳۲)		آلیاژهای پرمندور	آلومینایدهای نیکل (۷۷)
		آلیاژهای حافظه‌ی شکل	آلیاژهای Ti-Nb-(Ti,Nb)Cr _p (۱۷۸)
(۱۵۳)	Cu-Al-Ni	-	آلیاژهای Co-Mo-Cr-Si، تریالوها (۱۷۸)
(۴)	Cu-Zn-Al	-	آلیاژهای پوشش دهنده، NiAl (۱۱۲)
(۱۱۱)	NiAl	-	آلیاژهای حافظه‌ی شکل Cu-Al-Ni (۱۵۴)

استحاله‌ی مارتنزیتی	(۱۲۹)	NiTi -
(۱۵۱) CuZn -	(۹۶)	آلیاژهای B۲ تک فاز، مقاومت به خزش
(۱۱۱، ۸۹) NiAl -		آلیاژهای سازه‌ای
(۱۶۰) V _۳ Zr - ساختار A۱۵	(۱۷۹)	- فازهای لاوه‌ی سه تایی
(۸۹) NiAl - استحاله‌ی مارتنزیت تنش دار، استحکام فشاری	(۵۶)	NiAl -
(۱۱۶) NiAl-Cr - آلیاژهای فشاری	(۱۷۸)	آلیاژهای Ti-TiCr _۳
(۱۲۱) NiAl-NbNiAl - آلیاژهای	(۱۷۸)	آلیاژهای Co-Mo-Cr-Si
(۶۴) Al _{۶۶} Ti _{۳۰} M _۴ - استحکام تسلیم فشاری، استحکام شکست	(۶۲)	- عنصر آلیاژی، Ni _۳ V
(۲۰) استحکام شکست	(۹۱)	NiAl -
(۱۷۴) استحکام میدان مغناطیسی، فازهای لاوه	(۳)	آئینه، مصر قدیم
استحکام	(۱۹)	ابر آلیاژهای پایه‌ی Ni
(۵۶) Al _۳ Nb -	(۷)	ابر آلیاژها، آلومینیدهای نیکل
(۱۷۳) - فازهای لاوه		ابر آلیاژهای سخت شده با پراکنش اکسیدی
(۱۱۶) NiAl-Cr - استحکام کششی، استحکام کششی، آلومینیدهای تیتانیوم	(۲۰)	ابررساناها
(۲۵) استحکام تسلیم	(۱۶۰، ۴)	- ترکیب‌های A۱۵، کاربردها
(۲۰۰) - دی سیلیسایدها	(۱۶۰)	- ساختار A۱۵
(۱۲۲) NiAl-NbNiAl - آلیاژهای	(۴۱)	TiAl ابرناب‌جایی‌ها،
(۲۵) - آلومینیدهای تیتانیم	(۱۰۹)	اتیرم، عنصر کم آلیازکننده
(۶۵) Ni _۳ Al -		اثر سیبک Ni _۳ Al اثرات دما، فازهای لاوه
(۹۵) NiAl - افزودن برن، اثر تقویت‌کنندگی، اکسیژن، ناخالصی‌ها	(۱۷۳)	ازدیاد طول خمشی، تری آلومینیدهای
(۲۳) الکترودهای قابل شارژ مجدد، ترکیب‌های	(۶۴)	L _۱
(۱۸۶) خاکی نادر، کاربردها	(۶۶)	ازدیاد طول کششی
(۱۸۵) الکترودنگاتیویته، ترکیب‌های خاکی نادر	(۶۴)	- تری آلومینیدهای
(۱۲) الگوی براگ - ویلیامز	(۴۵)	TiAl -

بلورهای دو قلو شده‌ی مصنوعی چند ترکیبی،		انبساط حرارتی	
(۴۵)	TiAl	(۲۰۰)	- دی سیلیسایدها
(۹،۲)	پایداری فاز	(۶۶)	Ni _۳ Al -
(۱۷۳)	پایداری ساختار، فازهای لاه	(۱۴)	انتالپی، ویژگی‌های اساسی
(۲)	پایداری‌ها، فازها	(۱۴)	انتالپی تشکیل، سیستم Ni-Al
(۱۰۹)	پدیده‌ی کرکندال، آلومینایدها	(۱۹)	انتخاب فاز، کاربردهای سازه‌ای
(۱۵۵)	پدیده‌ی پورت وین - له شاتلیه CuAu		انجماد سریع
(۱۵۶، ۵)	پرکننده‌های دندانی، ملقمه	(۳۳)	- آلیاژهای تیتانیم
(۴)	پرمالوی، کاربردها	(۱۸۶)	- ترکیب‌های خاکی نادر
(۳)	پوشش برنزی، مصر قدیم	(۱۶۷)	Nb _۳ Si، ساختار A۱۵
	پوشش دهی جمعه‌ای با آلومیناید،	(۱۴۵)	انرژی مرز ضدفاز
(۱۱۲، ۴)	کاربردها	(۱۴)	انرژی گیبس، پایداری فاز
(۱۹۲)	M _۳ Si، پوشش‌ها، محافظ، فازهای	(۱۴)	انرژی بلوری داخلی، ویژگی‌های اساسی
(۱۱۲)	MCrAlY، پوشش‌های نفوذی،		باتری‌های نیکل-هیدروژن، ترکیب‌های خاکی
(۱۱۲)	MCrAlY، پوشش‌های لایه‌ای،	(۱۸۷)	نادر، کاربردها
(۴)	پوشش‌های سطحی، کاربردها		بژن، عنصر آلیاژی
(۱۱۰، ۷۶)	پیشرفت آلیاژها، آلومینایدها	(۱۸۶)	- ترکیب‌های خاکی نادر
(۲)	پیوند اتمی	(۷۲)	- نرم‌کنندگی، Ni _۳ Al
	پیوند، ویژگی‌های اساسی (۱۴، ۹)	(۱۴۷)	FeAl -
(۱۱)	پیوند اشتراکی		برنج زرد
(۳۶)	پیوند نفوذی، Ti _۳ Al	(۴)	- کاربردها
(۱۰)	پیوند یونی	(۱۴۹)	CuZn -
(۱۰)	پیوند فلزی	(۳)	برنز پرقلع، کاربردها
	تانتالیم	(۱۴۹)	برنرها: فازهای پایه‌ی Cu
(۳۹، ۳۴)	- آلومینایدهای تیتانیم	(۱۸۱)	بریلایدها
(۱۳۴)	- عنصر آلیاژی، FeCo	(۱۸۱)	بریلایدهای فلز واسطه
	تأثیرات محیطی	(۱۳۴)	بریلیم، آلیاژکننده، FeCo

(۵)	تبادل‌ها، فازها	(۱۰۸)	- آلومینایدها
(۵)	تبادل‌های فازی	(۴۷، ۳۴)	- آلومینایدهای تیتانیم
(۱۳۰)	تغییر شکل کش‌سان، NiTi	(۶۹)	Ni _۳ Al -
	تغییر شکل موم‌سان	(۴۳)	TiAl تبلور مجدد پویا،
(۱۹۸)	- دی سیلیسایدها	(۲۱)	تحرک نابه جایی
(۹۰)	- ریزساختار، NiAl چند بلوره		ترددگی
(۱۳۰)	NiTi -	(۱۴۷)	- محیطی، FeAl
(۴۱)	TiAl -	(۴۸)	TiAl -
(۳)	"تندیس فلزی ونوس"، Cu _۳ Sb بنفش	(۲۱)	تردی
	تنش سیلان، ریز ساختار، NiAl چند	(۱۱۱)	- آلیاژهای نیکو
(۹۰)	بلوره	(۹۳)	- NiAl چندبلوره
	تنش ارووان، آلیاژهای پایه‌ی NiAl چند	(۴۹)	تردی در اثر اکسیژن، TiAl
(۱۰۵)	فازه	(۱۷۳)	ترکیب، فازهای لاه
(۴۱)	تنش پیرلز، TiAl	(۶۱)	ترکیب‌های بین فلزی سه تایی پر Al
	تنش تسلیم		ترمودینامیک، هیدروژنه کردن، فازهای
(۵۶)	- تری آلومینایدهای نیوبیم Al _۳ Nb	(۱۷۷)	لاوه
(۲۱)	NiAl -	(۵۲)	تری آلومینایدهای دوتایی
	تنگستن	(۵۶)	تری الومیناید نیوبیم Al _۳ Nb
(۱۳۴)	- عنصر آلیاژی، FeCo		تری آلومیناید تانتالیم Al _۳ Ta
(۴۰)	TiAl -	(۶۱)	آلومینایدها، ساختار L _{۱۲}
	توربی‌های بخار، کاربردهای آلومینایدهای		تری آلومیناید وانادیم Al _۳ V - سربالوی‌ها،
(۷۶)	نیکل	(۱۷۸)	آلیاژهای Co-Mo-Cr-Si
(۱۹۳)	M _۳ Si فازها، فازهای	(۳)	تشکیل ترکیب
(۴)	تولید نیروی برق حرارتی، کاربرد		تشکیل جای خالی
	تیتانیم، عنصر آلیاژی	(۱۵۵)	- فازهای Cu-Au
(۱۱۰)	- کم آلیاژکننده، NiAl	(۱۴۰)	Fe _۳ Al -
(۱۳۴)	FeCo -	(۸۵)	NiAl -

- (۱۰۷) فازه Nb_pAl - ساختار A15 (۱۶۷)
- (۶۹) Ni_pAl - خستگی، ثابت‌های کش سانی، Ni_pAl (۶۶)
- (۵) خواص الکتروشیمیایی جوش کاری اصطکاکی، خطی، Ti_pAl (۳۶)
- (۴۴) دانه‌های TiAl چقرمگی شکست
- دمای تبدیل تدری به شکل پذیری - آلیاژهای NiAl-NbNiAl (۱۲۰)
- (۱۲۰) - آلومینایدهای تیتانیم (۴۴، ۲۶)
- (۱۸۲) - بریلایدها NiAl - (۹۲)
- (۱۷۳) - فازهای لاوه چقرمگی
- (۹۲) - دی سیلیسایدها (۲۰۰)
- (۱۶۱) V_pSi - TiAl - (۴۴)
- دمای ذوب چگالی جریان بحرانی، فازهای لاوه (۱۷۴)
- (۱۷۲) - فازهای لاوه NiAl، چگالی، (۸۶)
- (۱۴) - ویژگی اساسی - آلومینایدهای تیتانیم (۲۵)
- (۴۱) TiAl، دوقلوشدن، ساختار حدیده کاری گرم، Nb_pSn، ساختار A15 (۱۶۴)
- (۱۹۷) دی سیلیسایدها (۱۸۹) خاصیت شبه مغناطیسی، سیلیسایدها
- (۷۷) ذوب القایی در هوا خاصیت ابررسانایی (۵)
- ذوب مجدد برقی با سرباره خزش کوبل، (Ni,Fe)Al (۹۸)
- (۱۴۲) Fe_pAl - خزش (۹۵)
- (۷۷) Ni_pAl - Ni_pAl - (۶۸)
- (۱۴۲) ذوب القایی، Fe_pAl، NiAl - (۹۶)
- (۱۴۲) ذوب، Fe_pAl، خزش نابه‌جایی (۹۶)
- (۱۴۲) ذوب قوسی در خلأ، Fe_pAl، خزش نابه‌جایی (۹۶)
- (۷۷) Ni_pAl، ذوب مجدد قوسی در خلأ، - معادله‌ی ذرن (۹۶)
- (۷۷) ذوب القایی در خلأ، Ni_pAl، - تری آلومیناید نیوبیم Ni_pNb (۵۷)
- (۴۱) رفتار شکست ترد، TiAl، خزش نابارو - هرینگ، (Ni,Fe) Al (۹۸)
- رفتار خوردگی خزش ثانویه، (Ni,Fe)Al (۹۷)
- (۱۹۸) MoSi_p - خزش اولیه‌ی گذرا، آلیاژهای پایه‌ی NiAl چند

	روش‌های متالورژی پودر	(۱۰۸)	NiAl-
(۱۶۷)	- آلیاژهای Nb _p Al-Nb	(۷۴)	Ni _p Al-
(۱۸۳)	- بریلایدها	(۳۹)	TiAl-
(۱۴۲)	Fe _p Al-	(۲۸)	Ti _p Al-
(۳۶)	Ti _p Al-		رفتار تغییر شکل
	ریزساختار	(۵۹)	- آلیاژهای Al _p Nb-NiAl چند فازه
(۵۳)	- تری آلومیناید تیتانیم Al _p Ti	(۵۳)	- تری آلومیناید تیتانیم Al _p Ti
(۱۹۸)	- دی سیلیسایدها	(۱۰۷)	- سیلیسیم
(۶۳)	Al _{۶۶} Ti _{۲۵} M _۹ -	(۱۸۲)	NbBe _{۱۲} -
(۶۸)	Ni _p Al-	(۱۵۵)	رفتار نفوذ، فازهای Cu-Au
(۹۰)	- NiAl چند بلوره		رفتار کش سان
(۲۸)	Ti _p Al-	(۱۵۵)	- فازهای Cu-Au
	زمینه‌ی مواد مرکب	(۱۵۰)	CuZn-
(۱۲۴)	NiAl-	(۸۶)	NiAl-
(۵۱)	TiAl-	(۴۴)	رفتار خستگی، TiAl
(۳۷)	Ti _p Al-		رفتار مکانیکی
	زیرکونیم، عنصر آلیاژی		رفتار اکسایش
(۱۰۹)	- کم آلیاژکننده، NiAl	(۷۴)	Ni _p Al-
(۱۳۴)	FeCo-	(۳۴)	- آلومیناید تیتانیم
(۳۹)	TiAl-		رفتار تبلور مجدد
(۱۷۱)	ساختار C _{۳۶} ، C _{۱۵} ، C _{۱۴}	(۱۵۰)	CuZn-
(۱۸۷)	CaNi _۵ -	(۹۳)	NiAl-
(۶۱)	ساختار L _۱ ، تری آلومینایدها	(۶۹)	Ni _p Al-
(۱۳۵)	ساختار L _۱	(۷۷)	روتور توربوشارژ، Ni _p Al
(۱۲)	ساختار شبکه	(۴۵)	روش رشد بلوره، TiAl
(۱۴۳)	ساختار نوع پرسکیت، Fe _p AlC _p		روش‌های نفوذ دادن، آلیاژهای
(۲۵)	ساختار، آلومینایدهای تیتانیم	(۱۶۷)	Nb _p Al-Nb

- (۱۹۸) - کاربردها، دی سیلیسایدها (۹)
- (۱۳۴) FeCo - وابستگی نوع هاچ - پیچ (۱۷۱)
- (۴۲) TiAl - سازوکار کیار - ویلسدرف، Ni_pAl (۷۰)
- (۱۹) ضریب نفوذ (۳) سختی
- (۱۰۰) - آلومینایدها (۱۱۰) - آلیاژهای آلنیکو
- ضریب کش سانی (۲۰۰) - دی سیلیسایدها
- (۶۳) Al_{۶۶}Ti_{۲۵}M_۹ - (۱۵۰) CuZn -
- (۱۹) ضریب برشی (۱۰۹) سدیم، عنصر کم آلیاژکننده
- (۱۰۲) (B۲)(Ni, Fe) Al - (۴) سماتنه کردن، کاربردها
- (۳۸، ۲۵) - آلومینایدهای تیتانیم (۱۹۱، ۱۴۰، ۴) سنداست، کاربردها
- ضریب یانگ (۱۳۶) Ni-Mo سیستم دوتایی
- (۳۸، ۲۵) - آلومینایدهای تیتانیم سیستم Fe-Nb-Si سیلیسایدهای سه تایی
- (۱۵) Ni-Al - سیستم (۱۹۴) تایی
- (۱۹۵) M_۵Si_p - فازهای (۸۹) Ni-Al-Co سیستم
- (۶۳) Al_{۶۶}Ti_{۲۵}M_۹ - سیستم‌های سه تایی
- (۱۰۰) (B۲)(Ni, Fe)Al - (۱۸۹) - نمودارهای فازی، سیلیسایدها
- (۸۶) NiAl - چند بلوره (۱۹۲) Mg-Si-Al -
- ضعف مرزدانه (۱۸۹) سیلیسایدها
- (۹۴) NiAl - سیلیسایدهای سه تایی، سیستم
- (۷۲) Ni_pAl - (۱۹۴) Fe-Nb-Si
- (۱۷۶) ظرفیت جذب، هیدروژن، فازهای لاه (۱۸۹) سیلیسایدهای فلز واسطه
- عناصر آلیاژی (۱۹۷) - ساختار B۲۰
- (۱۱۰، ۴) - آلنیکو، کاربردها (۱۰۷) سیلیسیم، رفتار تغییر شکل
- (۴۵، ۳۱) - آلومینایدهای تیتانیم (۵) شبه فلزات
- (۱۱۰) - آلیاژهای آلنیکو (۶۹) شکست، Ni_pAl
- (۱۸۶) - ترکیب‌های خاکی نادر شکل پذیری
- (۱۴۰) Fe_pAl - (۵۴) - تری آلومیناید تیتانیم Al_pTi

(۱۷۹)	HfCr _p -	(۱۴۶)	FeAl -
(۱۷۵)	HfFe _p -	(۱۳۴)	FeCo -
(۱۷۵)	HfV _p -	(۱۶۶)	Nb _p Al - ساختار A۱۵
(۱۷۴)	(Hf,Zr)V _p -	(۶۰)	Ni _p V -
(۱۲۳)	Ni _p AlNb/Ni _p AlTa -	(۱۱۰، ۸۹)	Ni _p Al -
(۱۱۷)	Ni _p AlTi -	(۵)	غیر فلزات
(۱۰۳)	Ni _p TiAl -	(۱۰)	فاززینتل
(۱۱)	فازهای هیوم-راتری	(۱۷۱)	فازهای A۱۵، خواص عمده
(۱۴۳)	فازهای Fe _p ZrC _p ، K	(۸۵)	فازهای دوتایی B۲، آلومینیدها
(۱۲)	فازهای کورناکف	(۱۷۸)	فازهای لاوهی دوتایی، TaFe _p ، NbFe _p
(۷۸)	فازهای Ge، Si، Ga=X، Ni _p ، X، L _۱	(۱۷۹)	فازهای لاوهی کرم دار
(۱۷۱، ۱۱)	فازهای لاوه	(۱۲۶)	CoAl -، فازهای B۲
(۱۰۶)	- آلایژهای پایه‌ی NiAl چند فازه	(۱۵۴)	فازهای Cu-Au
(۱۷۱)	- خواص عمده	(۱۴۹)	فازهای پایه‌ی مس
(۱۴۰)	- Fe _p Al دوفازی		فازهای Do _p ، ویژگی‌های اساسی،
(۱۲۱)	- NiAl دوفازی	(۵۲)	آلومینیدهای تیتانیم
(۱۹۲)	فازهای M _p Si	(۱۳۲)	فازهای B۲
(۱۹۴)	فازهای M _۲ Si _p	(۲۰۰)	- دی سیلیسایدها
(۱۷۸)	فازهای لاوهی تک لایه‌ای	(۱۷۲)	- فازهای لاوه
(۱۹۷)	فازهای MSi	(۱۴)	- ویژگی‌های اساسی
(۱۳۶)	فازهای نیکل - مولیدن	(۱۰۲)	B۲(Ni,Fe)Al -
(۱۸۵، ۱۷۵)	فازهای لاوهی خاکی نادر (R)	(۸۳)	فازهای (Fe, Co, Ni) _p V، L _۱
(۱۰۰)	فازهای B۲ سه تایی، آلومینیدها	(۱۷۱، ۱۱)	فازهای فرانک-کاسپار
(۱۷۸)	فازهای L _۱ سه تایی	(۱۵۹)	- ساختار A۱۵
(۱۰۷)	- آلایژهای پایه‌ی Ni-Al	(۱۷۱)	فازهای لاوه، فریاف
(۱۲۲)	- عناصر فلز واسطه	(۱۳۴)	فازهای نوعی هیوسلر
(۱۵۲)	فراورش، آلایژهای Cu-Zn-Al	(۱۴۹)	Cu _p MnAl/Cu _p MnSn -

کاربردهای هوا-فضا	(۳۶)	Ti _p Al	فراورش فعال،
- تری آلومینایدهای AL _{۱p}	(۶۴)		فرایسند تشکیل لایه‌ی نازک، فازهای
NiTi-	(۱۲۹)	M _p Si	
Ti _p Al-	(۳۷)		فرایسند ترمودینامیکی، آلومینایدهای
TiAl-	(۵۱)	(۴۳،۳۲)	تیتانیم
کاربردهای دمای بالا	(۶۸)	Ni _p Al	فرایندهای نفوذ،
- آلومینایدها	(۲۲)	NiAl	قابلیت تغییر شکل،
- دی سیلیسایدها	(۱۹۸)		کار سازه‌ای دما بالا، تری آلومیناید نیویم (۶۶)
- فازهای M _p Si _p	(۱۹۵)	(۳)	کاربردها
کاربردهای پزشکی، NiTi	(۱۲۹)	Cu-Zn-Al	- آلیاژهای
کاربردهای MoSi _p ، دی سیلیسایدها		Fe-Ni-Al	- آلیاژهای
(۱۸۹، ۱۹۹)		(۱۱۰)	- ترکیب‌های خاکی نادر
کاربردهای سازه‌ای	(۵)	(۱۸۵)	- دی سیلیسایدها
Fe _p Al-	(۱۴۲)	(۱۹۸)	- عنصر پراآلیاژکننده، NiAl
کیالت		(۱۱۰)	- فازهای لاوه
- عنصر آلیاژی، Ni _p V	(۶۰)	(۱۷۴)	- فازهای M _p Si _p
NiAl-	(۸۹)	(۱۹۶)	- Al _p V-
کربن، عنصر آلیاژی		(۵۵)	Ni _p Al-
- ترکیب‌های خاکی نادر	(۱۸۶)	(۷۶)	Ti _p Al-
Fe _p Al-	(۱۴۳)	(۳۶)	TiAl-
Fe _p Al _x -	(۱۴۳)	(۴۹)	
FeCo-	(۱۳۴)		کاربردها در خودرو
NiAl-	(۹۵)	(۸۵)	- فازهای B۲
کرم، عنصر آلیاژکننده		(۱۸۱)	- فازهای پر Be، رفتار مکانیکی
- آلومینایدهای تیتانیم	(۳۹،۳۳)	(۱۴۲)	Fe _p Al-
Fe _p Al-	(۱۴۱)	(۷۷)	Ni _p Al-
Ni _p Al-	(۷۶)	(۱۲۹)	NiTi-
		(۵۲)	TiAl-

مقاومت به اکسایش	(۱۲۵، ۱۱۶، ۹۴)	NiAl-
- آلیاژهای Al _p Nb-NiAl چند فازه (۵۹)	(۱۰۹)	کم آلیاژکننده، عناصر اکسیژن فعال
- بریلایدها (۱۸۲)	(۱۰۹)	لاتانیم، عنصر کم آلیاژکننده
- کاربردها، دی‌سیلیسایدها (۲۰۲)		لایه‌ی سطحی مقاوم به خوردگی،
مقاومت به سولفید شدن، NiAl (۱۰۹)	(۱۱۲)	NiAl
مقاومت به ساییش (۳)	(۱۶۶)	ماده‌ی مرکب ابررسانای Nb _p Al-Ag
مقدار ناخالصی، دی‌سیلیسایدها (۱۹۸)		متالورژی شمش
ملاحظات تاریخی (۳)	(۱۸۶)	- ترکیب‌های خاکی نادر
ملقمه‌ها (۱۵۶، ۴)	(۱۴۲)	Fe _p Al-
ملقمه‌های مسی (۱۵۶)	(۳۵)	محیط هیدروژن، آلومینایدهای تیتانیم
مگنتر	(۱۴۱)	محیط‌های اکسیدکننده، Fe _p Al
- عنصر آلیاژی، FeCo (۱۳۴)	۱۴۱۹	محیط‌های سولفیدکننده، Fe _p Al
TiAl- (۴۸، ۳۹)		مدارهای مجتمع بسیار بزرگ،
مواد مرکب (۱۹۹، ۱۸۳، ۱۲۵، ۷۸، ۴۹، ۳۶)	(۱۹۳)	سیلیسایدها
مواد دمای بالا، بریلایدها (۱۸۱)		مس، عنصر پرآلیاژکننده در آلیاژهای مغناطیس
مواد نگه‌دارنده‌ی هیدروژن	(۱۱۰)	
- ترکیب‌های خاکی نادر (۱۸۷)		معادله‌ی دُرِن
- فازهای لاوه (۱۷۶)	(۵۷)	- تری لکومیناید نیوبیم Al _p Nb
FeTi- (۱۳۱)	(۹۶)	- خزیش نابه جایی
مواد مغناطیس، ترکیب‌های خاکی نادر (۱۸۶)	(۲۲)	معیار فن میزس
مواد هد مغناطیسی	(۲۹)	Ti _p Al-
- سندااست (۱۹۱، ۱۴۰، ۴)	(۴)	مغناطیس‌های Co-Sm، کاربردها
- کاربردها (۱۹۱، ۵)	(۱۴۱)	مقاومت به خوردگی
مواد مغناطیسی، فازهای لاوه‌ی فلز	(۱۹)	مقاومت به خزش
واسطه (۱۷۵)	(۱۰۹)	- آلیاژهای پایه‌ی NiAl چند فازه
مواد چندتابی، ترکیب‌های خاکی نادر (۱۸۶)	(۱۹۸)	- دی‌سیلیسایدها
مواد مغناطیس دائم، آلنیکو (۱۳۳، ۴)	(۶۶)	مقاومت الکتریکی، Ni _p Al

نمودارهای فازی	(۱۸۱)	مواد سازه‌ای، بریلایدها
نمودارهای فازی سه تایی، TiAl (۴۰)	(۱۷۴)	مواد ابررسانا، فازهای لاهه
نی تینل (۴)	(۱۹۳)	موانع شاتکی، سیلیسایدها
نیتروژن، آلیاژکننده، ترکیب‌های خاکی (۱۸۶)	(۱۹۸، ۴)	موسیلیت، المنت‌های حرارتی برقی
نیکل، عنصر آلیاژی، Fe _p Al (۱۴۱)		مولیبدن، عنصر آلیاژی
نیمه هادی‌ها (۵)	(۳۹، ۳۳)	- آلومینایدهای تیتانیم
Mg _p Si- (۱۹۲)	(۱۳۷)	FeCo-
نیوبیم (۱۱۶)		NiAl-
- آلومینایدهای تیتانیم (۳۶، ۳۲)	(۴۱)	نابه‌جایی‌ها، TiAl
- عنصر آلیاژی، FeCo (۱۳۴)	(۲۲)	ناخالصی‌ها
- عنصر کم آلیاژکننده (۱۱۰)		ناخالصی‌های بین نشین، آلومیناید تیتانیم
وابستگی تنش سیلان به دما، آلومیناید	(۴۹)	TiAl
نیکل (۶۹)	(۴۵)	نرخ خزش ثانویه، TiAl _۰
وابستگی شکل‌پذیری نوع هال-پیچ (۱۳۴)	(۷۱)	نرم‌کنندگی، Ni _p Al
وابستگی دمایی، تنش سیلان،	(۱۷۶)	نسبت هیدروژن به فلز، (C۱۵)ZrV _p
آلومینایدنیکل (۶۹)	(۱۸۹)	نسبت فلز به سیلیسیم، سیلیسایدها
وانادیم، عنصر آلیاژی (۳۸، ۲۵)		نسبت پواسان، آلومینایدهای تیتانیم
FeCo- (۱۳۳)	(۱۴۰)	نفوذپذیری مغناطیسی Fe _p Al
TiAl- (۴۸، ۳۹)	(۱۱۳)	نقطه‌ی ذوب، NiAl
ورقه‌های ویدمن اشتاتن، آلومینایدهای	(۶۶)	نمودار فازی دوتایی Ni-Al
تیتانیم (۳۲)	(۹۰)	نمودار فازی Ni-Al-Mn
ویژگی‌های برجسته در دمای بالا (۱)	(۸۹)	نمودار فازی Ni-Fe-Al
ویژگی‌های فیزیکی (۱۴، ۵)	(۱۳۳)	نمودار فازی سه تایی Fe-Co-Al
- دی سیلیسایدها (۲۰۰)	(۱۱۴)	نمودار فازی سه تایی Ni-Fe-Al
FeAl- (۱۴۴)		نمودارهای فازی Al-Ta-Ti
NiAl- (۸۵)	(۱۳۹)	نمودارهای فازی دوتایی Fe-Al
ویژگی‌های ابررسانایی، V _p Ga، ساختار	(۱۳۳)	نمودارهای فازی دوتایی Fe-Co

CrSi، سیلیسایدهای فلز واسطه،	(۱۶۳)	A15
ساختار B2	(۱۲۷)	ویژگی‌های ترمودینامیک، CoAl
CrSi _p	(۲۰۱، ۱۸۹)	هافنیم، عنصر آلیاژی
Cu-Al-Ni	(۱۰۹)	- کم آلیاژ
- آلیاژهای نوع الینکو	(۴۶)	TiAl -
- بریلایدها	(۱۸۲)	هدایت حرارتی
- دی سیلیسایدها	(۱۱۳)	NiAl -
- سیلیسایدها	(۶۶)	Ni _p Al -
Fe _p AlC _r -	(۱۴۴)	هیدروژنه کردن
FeCo -	(۱۸۶)	- آلیاژهای Nd-Fe-B
NiAl -	(۱۷۷)	- ترمودینامیک
NiBe -	(۶۲)	Al _p Hf
Ni _p Al -	(۶۲)	Al _p Mo
NiAl - چند بلوره	(۶۲، ۵۹)	Al _p Ta
TiAl -	(۶۲، ۵۲)	Al _p Ti
Ti _p Al -	(۲۸)	Al _{۶۶} Ti _{۲۵} M _۹
Cu _p Sb، تندیس فلزی ونوس	(۳)	- آلیاژهای حافظه‌ی شکل Al _p Ti
Cu _p AlMn، فازهای نوع هیوسلر	(۶۲)	Al _{۶۶} Ti _{۲۵} M _۹
Cu _p SnMn، فازهای نوع هیوسلر	(۶۲، ۵۳)	Al _p V
Fe-Al	(۶۲)	Al _p Sc
- فازها	(۶۲)	Al _p Zr
- فازهای B2	(۱۳۱)	CoHf، ساختار B2
- نمودار فازی	(۲۰۲)	CoSi _p
Fe _p Al	(۱۶۸)	Co _p Si، ساختار A15
Fe _p AlC _r ، فازهای مرتبط	(۱۳۱)	CoTi، ساختار B2
FeCo، آلیاژهای پرمندور	(۸۱)	Co _p Ti، فازهای L1 _p
Fe _p Ga	(۱۳۱)	CoZr، ساختار B2

(۵۲) Al_pTi - تری آلومینایدهای تیتانیم،	(۷۸) Fe_pGe
(۶۱) $L1_p$ - تری آلومینایدهای، ساختار	$FeSi$ ، سیلیسایدهای فلز واسطه، ساختار
(۲۵) Ti_pAl -	$B2_0$ (۱۹۷)
(۳۸) $TiAl$ -	Fe_pSi (۱۹۱)
(۱۹۰) - سیلیساید	$FeSi_p$ (۲۰۱)
(۴۷) $TiAl$ -	$FeTi$ ، ساختار $B2$ (۱۳۱)
(۷۱) Ni_pAl - چند بلوره، نرم کنندگی	$IrSi$ (۱۹۷)
(۶۵) Ni_pAl	Kanthal Super، المنتهای حرارتی برقی
- آلومینایدهای نیکل، فازهای	$LaNi_p$ (۱۷۶)
(۶۵) مربوطه	$LaNi_p$ (۱۸۷)
- آلومینایدهای تیتانیم، فازهای	$Mg-Si-Al$ ، سیستم سه تایی (۱۹۲)
(۲۵) مربوطه	Mg_pSi (۱۹۲)
(۵۶) Al_pNh - تری آلومینایدهای نیویم	$MnSi$ ، سیلیسایدهای فلز واسطه، ساختار
(۵۲) Al_pTi - تری آلومینایدهای تیتانیم	$B2_0$ (۱۹۷)
(۵۱) $L1_p$ - تری آلومینایدهای، ساختار	$MoFe_p$ (۱۷۸)
(۱۹۰) - سیلیسایدها	$MoCoSi$ ، فازهای لاوهی سه تایی (۱۸۷)
(۳۸) $TiAl$ -	$Mo(Co,Si)_p$ (۱۷۸)
(۲۵) Ti_pAl -	Nb_pAl ، ساختار $A15$ (۱۶۵)
(۱۸۳) $NiBe$	$NbBe_{12}$ (۱۸۳)
(۸۰) Ni_pFe ، فازهای $L1_p$	Nb_pBe_{17} (۱۸۳)
(۷۸) Ni_pGa	$NbFe_p$ ، فازهای لاوهی دوتایی (۱۷۸)
(۷۸) Ni_pGe	Nb_pSi ، ساختار $A15$ (۱۶۷)
(۷۸) Ni_pMn	Nb_3Si_p (۱۹۴)
(۲۰۲) $NiSi_p$	Nb_pSn ، ساختار $A15$ (۱۶۳)
(۷۹) Ni_pSi ، فازهای $L1_p$	$NiAl$ (۸۷)
(۱۲۹) $NiTi$	- آلومینایدهای نیکل، فازهای
(۶۱) Ni_pV ، فازهای Do_{22}	مربوطه (۶۵)

(۱۹۵)	Ti_9Si_7	(۱۸۵)	$SmCo_5$
(۱۶۲)	$A15$ ساختار V_pGa	(۱۸۵)	Sm_7Co_{17}
(۲۰۱)	VSi_7	(۱۷۵)	$SmFe_7$
(۱۶۰)	$A15$ ساختار V_pSi	(۱۷۸)	فازهای لآوهی دوتایی، $TaFe_7$
(۱۹۹)	WSi_7	(۲۰۱)	$TaSi_7$
(۸۳)	$L1_7$ فازهای Zr_pAl	(۱۷۵)	$TbFe_7$
(۱۸۳)	$ZrBe_{17}$	(۳۸)	$TiAl$
(۱۷۹، ۱۷۶)	$ZrCr_7$	(۲۵)	Ti_7Al
(۱۷۶)	$ZrMn_7$	(۱۸۳)	$TiBe_{17}$
(۲۰۰)	$ZeSi$	(۱۷۸، ۱۷۲)	$TiCr_7$
(۱۷۶)	ZrV_7	(۱۷۵)	$TiFe_7$
		(۲۰۰)	$TiSi_7$



Ferdowsi University of Mashhad

Publication No. 381

INTERMETALLICS

Gerhard Sauthoff

Translated by:

Ali Haerian Ardekani

Mohammad Hossein Hemmati

www.iran-mavad.com

مرجع تخصصی مهندسين مواد