

**ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ НА ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ
СВОЙСТВА ИНТЕРМЕТАЛЛИЧЕСКОГО СОЕДИНЕНИЯ Ni₃Al**

В.Е. Овчаренко, д.т.н., профессор

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

634021, г.Томск, пр. Академический, 2/4, тел.(3822)492771

Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского

Томского политехнического университета

652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26

E-mail: ove45@mail.ru

Введение

Для повышения прочности, износостойкости, жаростойкости и, как следствие, увеличения ресурса работы материалов различного назначения в современном материаловедении применяют различные методы поверхностного упрочнения, в т. ч. нанесение защитных и упрочняющих покрытий. Центральной проблемой для перспективных материалов в машиностроении, инструментальной промышленности, авиа- и судостроении является снижение пластичности и усталостной прочности материалов при применении всех известных методов поверхностного упрочнения. Сказанное в полной мере относится к таким перспективным материалам для современных узлов трения, как сплавы на основе интерметаллического соединения Ni₃Al, которое характеризуется известными базовыми свойствами для работающих в условиях высоких нагрузок и скоростей пар трения - высокой температурой плавления, сравнительно низкой плотностью, высокими значениями жаростойкости и сопротивления коррозии [1-4].

Для решения проблемы стойкости материалов в экстремальных условиях эксплуатации в качестве пар трения потребовалось создание принципиально новых подходов к их упрочнению, основанных на современных представлениях о роли структуры в повышении прочности и износостойкости (демпфирование внешних нагрузок, релаксация концентраторов напряжений, диссипация энергии структурными превращениями и т.п.). К указанным подходам относится формирование в материалах мультимодальных структур, характеризующихся широким масштабным спектром структурно-фазовых состояний материала, в том числе в наноразмерной области многоуровневой структуры. Применительно к интерметаллическому соединению Ni₃Al и сплавам на его основе уникальным методом формирования мультимодальной структуры является интенсивная пластическая деформация продукта высокотемпературного синтеза интерметаллического соединения в условиях теплового взрыва исходной порошковой смеси никеля с алюминием стехиометрического состава [5]. Пластическая деформация продукта высокотемпературного синтеза, находящегося в квазивязком состоянии, приводит к формированию в интерметаллическом соединении Ni₃Al мультимодальной зеренной структуры, содержащей зерна, состоящие из субзерен субмикронной размерности (мультизерна) [6]. При этом предельная деформация до разрушения и прочность такого интерметаллического соединения может возрастать кратно.

В настоящей работе приведены результаты исследования закономерностей влияния особенностей многоуровневого структурно-фазового состояния интерметаллического соединения Ni₃Al на его трибологические свойства.

Материалы и методики экспериментальных исследований

Исследования были проведены на образцах интерметаллического соединения полученных по различным технологическим схемам: вакуумная плавка с разливкой расплава в изложницу, высокотемпературный синтез в режиме теплового взрыва порошковой смеси исходных элементов под давлением и высокотемпературный синтез в режиме теплового взрыва порошковой смеси исходных элементов под давлением с пластической деформацией продукта высокотемпературного синтеза. С целью увеличения числа структурных уровней были синтезированы образцы интерметаллического соединения с добавками наночастиц оксида алюминия и нитрида титана. В таблице 1 приведены составы, технологии получения и структурно-фазовые состояния интерметаллического соединения Ni₃Al в литом и синтезированном состояниях, интерметаллических сплавов Ni₃Al+15 об.% (Ni-Cr)-сплава, Ni₃Al+15,0 об.% наночастиц Al₂O₃, Ni₃Al+10,0 об.% наночастиц TiN.

Таблица 1

№	Состав сплава	Технология получения сплава	Структурно-фазовое состояние сплава
1	Ni ₃ Al	Вакуумная плавка с разливкой расплава в изложницу	Поликристаллическое состояние, γ' -фаза, размер зерна 10-15 мкм, 2х уровневая структура (зерно+границы зерен)
2	Ni ₃ Al	Высокотемпературный синтез под давлением (ВСПД)	Поликристаллическое состояние, γ' -фаза, размер зерна 3-5 мкм, 2х уровневая структура (зерно+границы зерен).
		Высокотемпературный синтез под давлением с деформацией продукта синтеза (ВСПД+ПД)	Бимодальная структура, содержит мультимерна, состоящие из микрочастиц размером 0,1 мкм, γ' -фаза, 3х уровневая структура.
3	Ni ₃ Al+15об.% (Ni-Cr)-сплава	ВСПД	Композиционная структура дисперсного строения, состоящая из частиц (зерен) интерметаллида (γ' -фаза) и металлического связующего, 3х уровневая структура.
		ВСПД+ПД	Композиционная структура дисперсного строения, состоящая из частиц (зерен) интерметаллида (γ' -фаза), мультимерна интерметаллида (γ' -фаза) и металлического связующего, 4х уровневая структура.
4	Ni ₃ Al+10,0 об.% наночастиц Al ₂ O ₃	ВСПД	Поликристаллическое состояние, γ' -фаза, размер зерна 3-5 мкм, 3х уровневая структура (зерно, границы зерен, наночастицы оксида алюминия).
		ВСПД+ПД	Поликристаллическое состояние, γ' -фаза, размер зерна 3-5 мкм, 4х уровневая структура (зерно, границы зерен, мультимерна, наночастицы оксида алюминия).
5	Ni ₃ Al+15,0 об.% наночастиц TiN	ВСПД	Поликристаллическое состояние, γ' -фаза, размер зерна 3-5 мкм, 3х уровневая структура (зерно, границы зерен, наночастицы нитрида титана).
		ВСПД+ПД	Поликристаллическое состояние, γ' -фаза, размер зерна 3-5 мкм, 4х уровневая структура (зерно, границы зерен, мультимерна, наночастицы нитрида титана).

Исследования коэффициента трения по поверхности были проведены на трибометре «CSEM Tribometer High Temperature S/N 07-142», CSEM Instruments, Швейцария. В качестве контртела, из-за высокой износостойкости исследуемых интерметаллических материалов был выбран твердый сплав марки ВК. Измерения были проведены по схеме «вращение образца при неподвижном контртеле». Нагрузка на твердосплавной шарик составляла 8 Н, конечное число оборотов образца – 2500. С помощью микрометрической системы «Micromesure System STIL» (Science et Techniques Industrielles de la Lumere. STILS. A, Франция), в непрерывном режиме фиксировали силы трения с последующим пересчетом в абсолютные значения коэффициента трения. С помощью 3D-профилометра MICRO MEASURE 3D station французской фирмы STIL, по окончании процесса резания, были проведены измерения профиля поперечного резания контртелом поверхности интерметаллических образцов с численным определением глубины резания на канавке резания.

Микроструктура исследуемых материалов

На рис. 1 представлена типичная структура интерметаллического соединения Ni₃Al в литом состоянии, состоящая из двухфазной смеси ($\gamma+\gamma'$) – частицы упорядоченной фазы γ' в неупорядоченном твердом растворе на никелевой основе γ .

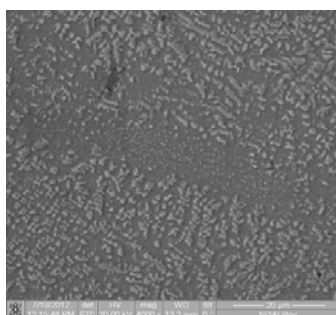


Рис. 1. Микроструктура интерметаллического соединения Ni_3Al в литом состоянии

Микроструктура интерметаллического соединения Ni_3Al , полученного методом высокотемпературного синтеза под давлением в порошковой смеси стехиометрического состава чистых элементов, отличается принципиальным образом – интерметаллид состоит практически полностью из γ' -фазы и имеет поликристаллическую структуру (рис. 2).

Element	k Ratio	Weight %	Weight %	Intensity	Atomic %
Ni Ka	0.19961	87.296	0.320	0.9849	75.950
Al Ka	0.02332	12.704	0.320	0.4186	24.050
Totals		100.00			

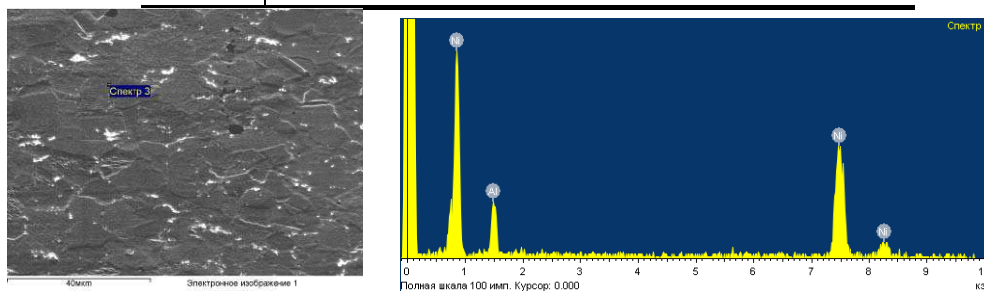


Рис. 2. Микроструктура поверхности и данные элементного состава зерен синтезированного под давлением интерметаллического соединения Ni_3Al : поликристаллическая структура синтезированного интерметаллида, данные локального элементного анализа и таблица численных значений содержания никеля и алюминия в точке элементного анализа

В результате пластической деформации продукта СВС в зеренной структуре интерметаллического соединения образуются мультимеры, состоящие из микрочастиц субмикронной размерности с нанокристаллической структурой в стыках и на границах зерен γ' -фазы (рис.3).

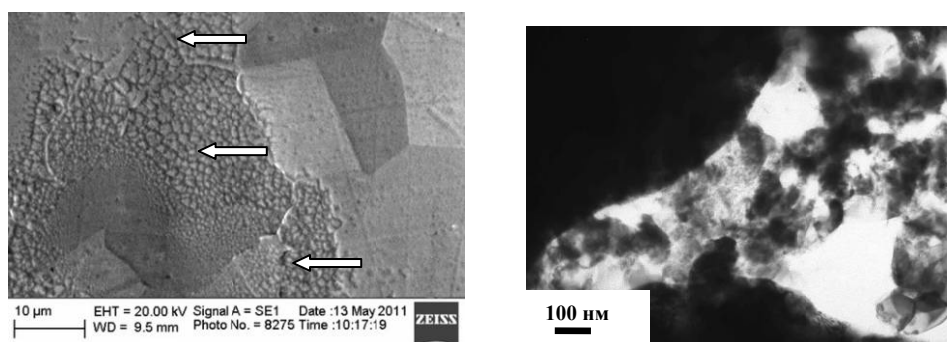


Рис. 3. Морфология мультимеров (указаны стрелками) интерметаллического соединения Ni_3Al , синтезированного с пластической деформацией продукта синтеза и тонкая структура межчастичных прослоек в мультимерах (электронная микроскопия на просвет)

На рис. 4, 5 представлены микроструктуры синтезированного в режиме ВСПД интерметаллического сплава $Ni_3Al+15,0$ об.% (Ni-Cr). Микроструктура состоит из интерметаллического остова с включениями (Ni-Cr)-сплава. Результаты локального элементного анализа включений (Ni-Cr)-сплава (рис. 5) показывают, что включения состоят из никеля, хрома и алюминия (алюминий входит в состав порошка из никельхромового сплава).

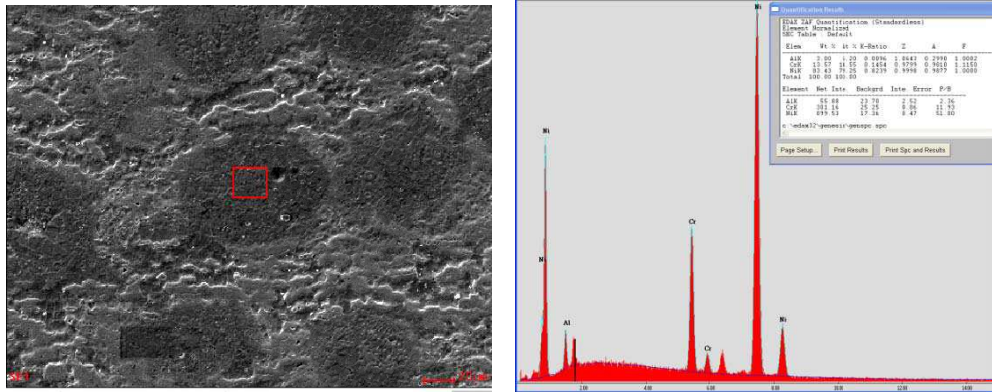


Рис. 4. Микроструктура синтезированного в режиме ВСПД интерметаллического сплава $Ni_3Al+15,0$ об.% (Ni-Cr) и данные локального элементного анализа включений из никельхромового сплава

Интерметаллический остов синтезированного сплава состоит из интерметаллида Ni_3Al . Полученные данные позволяют констатировать, что синтезированный в режиме ВСПД интерметаллический сплав $Ni_3Al+15,0$ об.% (Ni-Cr) является типичным композиционным материалом на основе интерметаллида Ni_3Al с металлической компонентой из (Ni-Cr)-сплава.

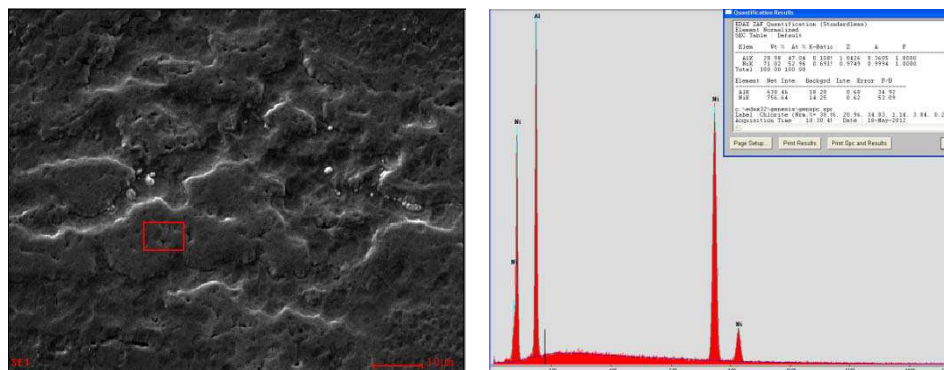


Рис. 5. Микроструктура синтезированного в режиме ВСПД интерметаллического сплава $Ni_3Al+15,0$ об.% (Ni-Cr) и данные локального элементного анализа интерметаллического каркаса сплава

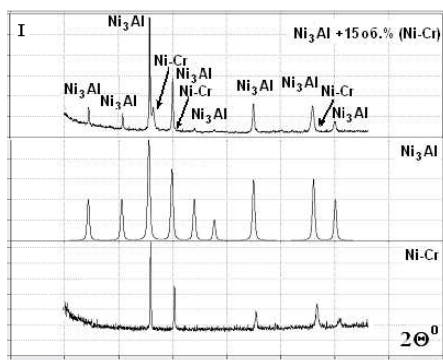


Рис. 6. Рентгенограммы синтезированного с пластической деформацией продукта синтеза сплава $Ni_3Al+15,0$ об.% (Ni-Cr), (Ni-Cr)-сплава и интерметаллида Ni_3Al

Высокотемпературный синтез интерметаллического сплава указанного состава с пластической деформацией продукта синтеза (режим ВСПД+ПД) был проведен в цилиндрической пресс-форме при степени деформации продукта синтеза 20%. На рис. 6 представлены рентгенограммы синтезированного в режиме ВСПД+ПД интерметаллического сплава $Ni_3Al+15,0$ об.% (Ni-Cr). Можно констатировать, что фазовый состав синтезированного сплава полностью соответствует фазовому составу его исходных компонентов – интерметаллическому соединению Ni_3Al и (Ni-Cr)-сплав.

Микроструктура синтезированного в режиме ВСПД+ПД сплава $Ni_3Al+15,0$ об.% (Ni-Cr) представ-

лена зернами интерметаллида Ni_3Al и мультимерами, состоящими из микрочастиц интерметаллида Ni_3Al (300-600 нм) с прослойками (20-70 нм) никельхромового сплава (рис. 7).

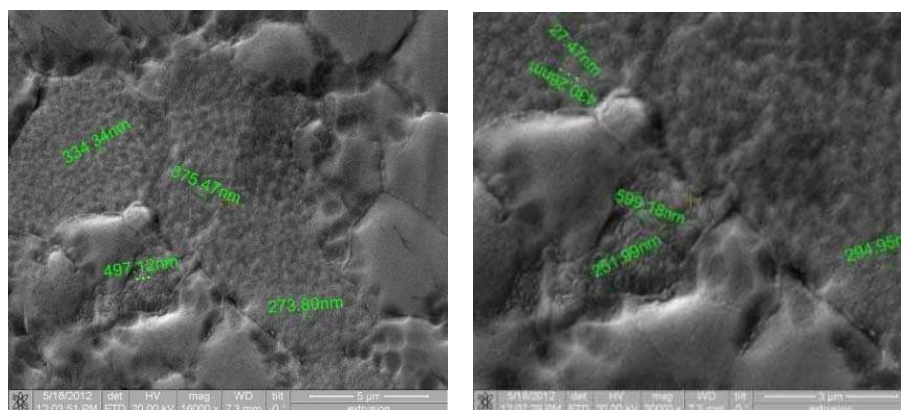


Рис. 7. Мультимера в зеренной структуре синтезированного с пластической деформацией продукта синтеза интерметаллического сплава $Ni_3Al+15,0$ об.% (Ni-Cr) с указанием размерности микрочастиц в мультимерах и прослоек металлического связующего между ними

Локальный элементный анализ в мультимерах показал, что мультимера состоят из интерметаллида Ni_3Al с незначительным содержанием хрома (никельхромовый сплав в прослойках между отдельными микрочастицами). При переходе к локальному элементному анализу в зернах обычной поликристаллической структуры синтезированного интерметаллида установлено, что зерна состоят из интерметаллида Ni_3Al , при незначительном содержании хрома.

Для армирования интерметаллического соединения Ni_3Al были использованы наноразмерные порошки оксида алюминия Al_2O_3 и нитрида титана TiN , общий вид которых представлен на рис. 8.

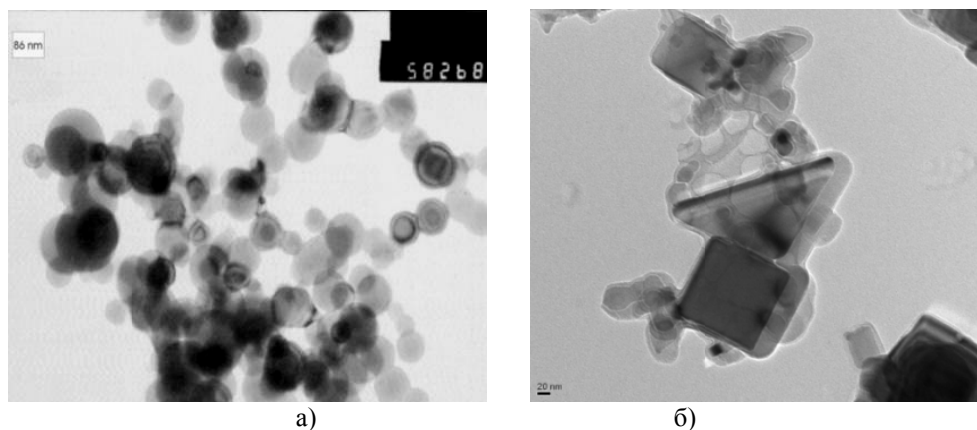


Рис. 8. Общий вид наночастиц оксида алюминия (средний размер 60 нм) (а) и наночастиц нитрида титана TiN (средний размер 70 нм) (б)

Наночастицы оксида алюминия и нитрида титана вводили в исходную порошковую смесь никеля с алюминием стехиометрического состава, которую механически гомогенизировали в состоянии суспензии на основе особочистого ацетона. Синтез интерметаллида осуществляли в порошковой смеси после ее осушивания и дополнительного перемешивания с протиркой через сито с ячейками микрометрового размера.

На рис. 9 представлены микроструктуры синтезированного под давлением компакта на основе интерметаллида Ni_3Al с добавкой порошка TiN после стандартного смешивания в вибросмесителе порошков Ni, Al и TiN (а), после гомогенизации 30 мин. в суспензионном состоянии порошковых смесей на основе высокочистого ацетона (б) и микроструктура остаточных конгломератов из частиц TiN (в).

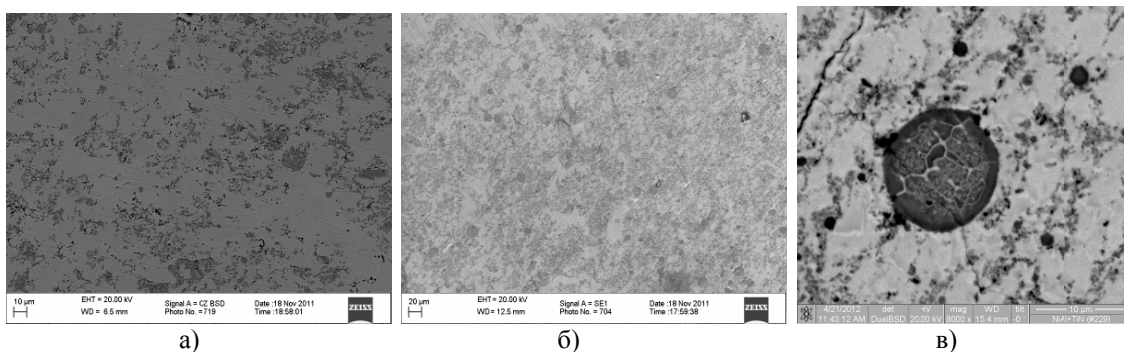


Рис. 9. Микроструктуры синтезированного в режиме ВСПД компакта на основе интерметаллида Ni_3Al с добавкой порошка TiN после стандартного смешивания в вибросмесителе порошков Ni , Al и TiN (а), после гомогенизации 30 мин. в суспензионном состоянии порошковых смесей на основе высокоочищенного ацетона (б) и микроструктура остаточных конгломератов из частиц TiN (в)

Гомогенизация приводит к измельчению конгломератов из порошка TiN и к более равномерному распределению наночастиц TiN в объеме интерметаллической матрицы. Другими словами, гомогенизация порошковых смесей при их подготовке к высокотемпературному синтезу под давлением композиционных компактов на основе интерметаллида является эффективным методом повышения объемного содержания отдельных частиц модифицирующего порошка тугоплавкого соединения в единице объема композиционных частиц на основе интерметаллида. Остаточные конгломераты, как видно из рис. 9 в, состоят из отдельных микрочастиц TiN с монолитной внешней оболочкой.

Пластическая деформация интерметаллического продукта высокотемпературного синтеза, содержащего наночастицы нитрида титана, способствует более равномерному распределению наночастиц нитрида титана в объеме синтезированного интерметаллида, сохраняя при этом остатки конгломератов из наночастиц нитрида титана (рис. 10).

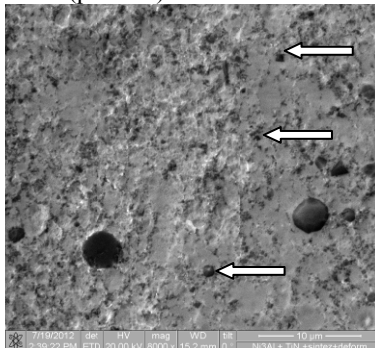


Рис. 10. Микроструктура синтезированного в режиме ВСПД+ПД интерметаллического сплава $Ni_3Al+15,0\%TiN$. Стрелками показаны отдельные частицы нитрида титана

На рис. 11 представлены численные значения величин коэффициента трения, полученные на интерметаллиде Ni_3Al в литом состоянии, на интерметаллиде Ni_3Al синтезированном в режимах ВСПД и ВСПД+ПД, на сплаве $Ni_3Al+15\% (Ni-Cr)$ и на композициях $Ni_3Al+15 \text{ об.}\% Al_2O_3$ и $Ni_3Al+10 \text{ об.}\% TiN$, синтезированных как в режиме ВСПД, так и в режиме ВСПД+ПД. Сравнительный анализ зависимостей величины коэффициента трения от структурно-фазового состояния показывает, что увеличение числа уровней структурно-фазового состояния при применении ВСПД+ПД режима синтеза, как правило, снижает величину коэффициента трения. Абсолютная величина коэффициента трения минимальна для интерметаллида в литом состоянии, по сравнению с интерметаллидом и сплавами на его основе, полученных методами ВСПД и ВСПД+ПД, и только для композиции $Ni_3Al+15 \text{ об.}\% TiN$, синтезированной в режиме ВСПД+ПД величина коэффициента трения заметно меньше, по сравнению с величиной коэффициента трения для литого интерметаллида (0,352 и 0,433, соответственно).

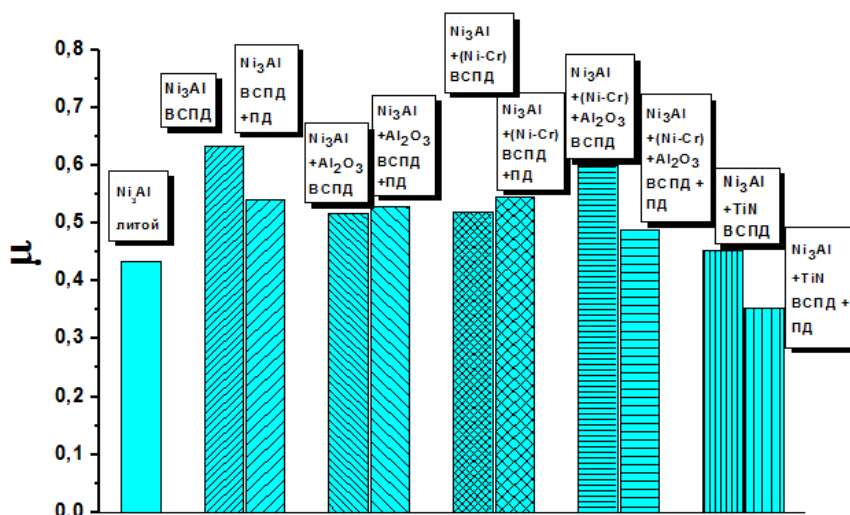


Рис. 11. Величина коэффициента трения для интерметаллического соединения Ni₃Al в литом состоянии, для интерметаллического соединения Ni₃Al, для интерметаллических сплавов Ni₃Al+15 об.% (Ni-Cr) и Ni₃Al+15 об.% (Ni-Cr)+3 об.% Al₂O₃ и для композиций Ni₃Al+10 об.% Al₂O₃ и Ni₃Al+15 об.% TiN в синтезированном в режимах ВСПД и ВСПД+ПД состояниях

Другими словами, образование дополнительных структурно-фазовых состояний при пластической деформации продукта высокотемпературного синтеза, как правило, снижает величину коэффициента трения. Последнее особенно характерно для интерметаллида и его сплава, содержащих наночастицы Al₂O₃ или TiN.

Сказанное находится в достаточно корректном согласии с данными измерения величины сопротивления резанию поверхности (глубины канавки резания контртелом) в зависимости от структурно-фазового состояния исследуемых образцов интерметаллида и его сплавов (рис. 12).

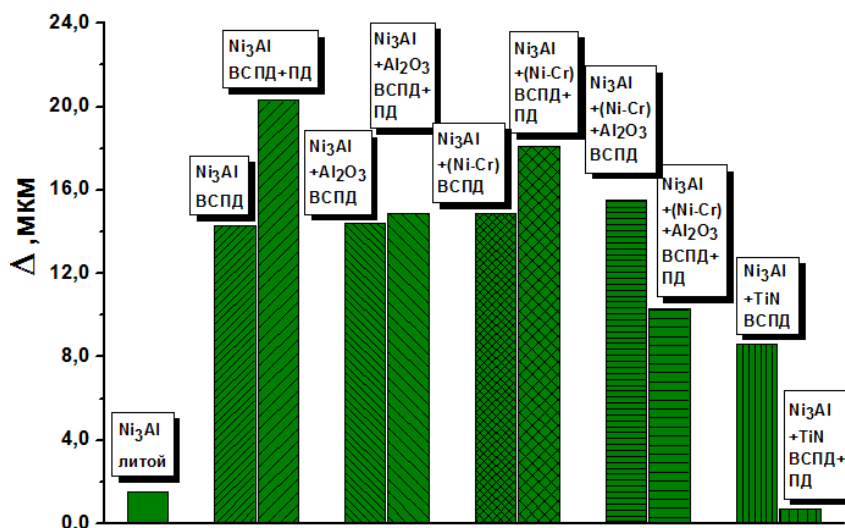


Рис. 12. Величина глубины канавки резания для интерметаллического соединения Ni₃Al в литом состоянии, для интерметаллического соединения Ni₃Al, для интерметаллических сплавов Ni₃Al+15 об.% (Ni-Cr) и Ni₃Al+15 об.% (Ni-Cr)+3 об.% Al₂O₃, для композиций Ni₃Al+10 об.% Al₂O₃ и Ni₃Al+15 об.% TiN в синтезированном в режимах ВСПД и ВСПД+ПД состояниях

При переходе от литого интерметаллида Ni₃Al к синтезированному в режиме ВСПД наблюдается резкое увеличение глубины канавки резания. При этом наложение пластической деформации продукта высокотемпературного синтеза в случае синтеза интерметаллида Ni₃Al и сплава Ni₃Al+15% (Ni-Cr) приводит к еще большему увеличению глубины канавки резания. Но переход к интерметал-

лическим композициям с наночастицами Al_2O_3 или TiN приводит к уменьшению глубины канавки резания. Особенно значительно уменьшение глубины канавки резания наблюдается в случае интерметаллического сплава Ni_3Al+15 об. % $(Ni-Cr)+10$ об. % Al_2O_3 и композиции Ni_3Al+15 об. % TiN . В последнем случае глубина канавки резания уменьшается до минимального значения – 0,79 мкм (при 1,55 мкм для литого интерметаллида).

Заключение

1. Пластическая деформация продукта в процессе высокотемпературного синтеза сплава на основе интерметаллида Ni_3Al также формирует в синтезированном сплаве мультимерную структуру. Добавление в исходную порошковую смесь исходных элементов наночастиц тугоплавких химических соединений (оксида алюминия Al_2O_3 или нитрида титана TiN) способствует образованию мультимерной структуры в интерметаллическом соединении Ni_3Al , сплаве и композициях с наночастицами тугоплавких химических соединений на его основе.

2. Формирование в интерметаллическом соединении Ni_3Al мультимодальной зеренной структуры снижает величину коэффициента трения по его поверхности. Особенно значительно снижение коэффициента трения происходит при формировании мультимодальной зеренной структуры в процессе пластической деформации продукта высокотемпературного синтеза в присутствии наночастиц тугоплавких химических соединений (оксида алюминия Al_2O_3 или нитрида титана TiN). Снижение величины коэффициента трения сопровождается значительным повышением сопротивления резанию интерметаллического сплава высокотвердым контртелом – резко уменьшается глубина канавки его резания.

Литература.

1. Структура и свойства интерметаллидных материалов с нанофазным упрочнением/ Колл. авторов, под научной редакцией Е.Н. Каблова. - М.: Изд. Дом МИСиС.- 2008.-328 с.
2. Stoloff N.S., Liu C.T., Deevi S.C. Emerging application of intermetallics// Intermetallics.-2008.-8.-P.1313-1320.
3. Sikka V.K., Deevi S.C., Viswanathan S., Swindeman R.W., Santella M.L. Advances in processing of Ni_3Al –based intermetallics and applications//Intermetallics.-2000.-8.-P.1329-1337.
4. Pope D.P., Ezz S.S. Mechanical properties of Ni_3Al and nickel-base alloys with high volume fraction of γ' // Int. Met. Rev.- 1984.- V.29, №3.- P.136-167.
5. Ovcharenko V. E. Effect of plastic deformation on microstructure and phase composition of Ni_3Al intermetallic synthesized under pressure//Rare Metals.- 2009.-Vol. 28, Spec. Issue.- P.250-253.
6. Овчаренко В.Е., Псахье С.Г., Боянгин Е.Н. Формирование мультимодальной зеренной структуры и ее влияние на прочность и пластичность интерметаллического соединения Ni_3Al //Деформация и разрушение материалов.- 2012.-№10.-С.12-15.

АНАЛИЗ ПОЛЯ НАПРЯЖЕНИЙ И СИММЕТРИИ ОСИ СЖАТИЯ ГЦК-МОНОКРИСТАЛЛОВ

*Е.А. Алфёрова**, к.ф.-м.н., доцент, *Д.В. Лычагин****, д.ф.-м.-н., профессор, *А.А. Черняков**, студент

** Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского*

Томского политехнического университета

652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, тел. (38451) 6-22-48,

***Томский государственный университет*

634050, г. Томск, пр. Ленина, 36

E-mail: dvl-tomsk@mail.ru, katerina525@mail.ru

Введение

Единственной областью применения металлических монокристаллов является авиационная промышленность. Из монокристаллических жаропрочных сплавов на основе никеля изготавливают лопатки турбин реактивных двигателей. Основное требование, которое к ним предъявляется – это предсказуемость поведения при нагружении. Монокристаллы жаропрочных никелевых сплавов обладают существенной анизотропией свойств. Это необходимо учитывать при расчетах напряженно-деформированного состояния лопаток. Геометрическая форма лопатки очень сложная. Поэтому при производстве деталей из монокристаллов необходимо принять в расчет то, что кристаллографическая ориентация будет изменяться. Следовательно, нужно учесть не только ориентацию детали относительно максимальной приложенной нагрузки, но и кристаллографическую ориентацию ее боковых поверхностей.