

1498412

Государственный комитет СССР по народному образованию

- . -

Московский ордена Ленина, ордена Октябрьской Революции и
ордена Трудового Красного Знамени государственный
технический университет имени Н. Э. Баумана

На правах рукописи

Воробьев Алексей Вячеславович

УДК 669. 018. 45 (063)

РАЗРАБОТКА И ИССЛЕДОВАНИЕ ЖАРОПРОЧНОГО
ВОЛОКНИСТОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА
НА ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОЙ ОСНОВЕ, ОБЛАДАЮЩЕГО
ПОВЫШЕННОЙ СТРУКТУРНОЙ СТАБИЛЬНОСТЬЮ

Специальность 05.16.01 – Металловедение и термическая обработка
металлов

Специальность 05. 02. 01 – Материаловедение в машиностроении

А В Т О Р Е Ф Е Р А Т

диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Москва – 1991

Работа выполнена в Московском Ордена Ленина, ордена Октябрьской Революции и Ордена Трудового Красного Знамени государственном техническом университете им. Н.Э. Баумана.

Научные руководители – доктор технических наук,
профессор А.И. Васильева
– доктор технических наук,
старший научный сотрудник
Л.М. Устинов

Официальные оппоненты: доктор технических наук
С.Е. Салибеков
кандидат технических наук
В.Н. Мещеряков

Ведущая организация – Институт проблем материаловедения
АН УССР

Защита диссертации состоится "20" 01 1999 г.
на заседании специализированного совета К 053.15.13
Московского государственного технического университета имени
Н.Э. Баумана по адресу: 107005, Москва, 2-я Бауманская ул.,
д.5.

печ

им.

из

пре

По

е, заверенный

еке МГТУ

5 временно

аций на им

5-14

1999 г.

И.Н.

М 498412

Тираж 100 экз.
Э. Баумана

Актуальность проблемы. Волокнистые композиционные материалы (ВКМ) давно привлекают внимание исследователей как материалы наиболее полно отвечающие требованиям жаропрочности и надежности в эксплуатации. Особое место в исследованиях на эту тему занимают ВКМ с интерметаллидной матрицей. Интерметаллидные фазы обладают рядом уникальных свойств, реализация которых в ответственных изделиях повышает эффективность многих технических решений.

Анализ опубликованных результатов позволяет выбрать из числа интерметаллидных материалов интерметаллид *NiAl*, который способен обеспечить необходимый комплекс свойств для жаропрочного ВКМ.

При конструировании КМ особое значение имеет рациональный выбор материала армирующих волокон. Традиционные волокнистые композиции, включающие в качестве арматуры нитевидные кристаллы, борные, углеродные и керамические волокна, не обеспечивают в сочетании с данной матрицей требуемой жаропрочности. В такой матрице работоспособными до температур 1200°C и более являются лишь проволоки из тугоплавких металлов - вольфрама и молибдена. С точки зрения преимуществ по стабильности структуры, приоритет принадлежит вольфраму, поскольку в композиции с молибденом при указанной температуре может протекать эвтектическое превращение на межфазной границе.

Несмотря на значительный научный и практический интерес к проблеме создания жаропрочных ВКМ с использованием интерметаллической матрицы, решение ряда конкретных задач отстает от реальных потребностей производства.

В диссертации всесторонне изучен композиционный материал *NiAl*/вольфрамовая проволока, который представлен как альтернативный материал для применения в деталях машин, работающих при температурах $1100 - 1200^{\circ}\text{C}$.

Цель работы. Разработка жаропрочного КМ с интерметаллидной матрицей, обеспечивающей повышенную жаростойкость и структурную стабильность в интервале температур $1100 - 1200^{\circ}\text{C}$; разработка технологии изготовления ВКМ *NiAl* / вольфрамовая проволока; установ-



ление особенностей влияния температуры нагрева на критерии трещиностойкости, механизм разрушения, межфазное взаимодействие, стабильность структуры разрабатываемого жаропрочного ВКМ; разработка рекомендаций по изготовлению полуфабрикатов из ВКМ **NiAl**/ вольфрамовая проволока.

Научная новизна. Установлена возможность применения интерметаллида в качестве жаростойкой матрицы ВКМ при армировании её вольфрамовой проволокой.

Разработан принцип рационального конструирования ВКМ с учетом расположения и объемной доли упрочняющей фазы.

Выявлены особенности кинетики перераспределения элементов, входящих в состав КМ, при эксплуатации материала в области высоких температур. Обнаружен эффект замедления диффузии никеля в вольфрамовое волокно.

Установлено, что температура рекристаллизации вольфрамового волокна зависит от способа получения интерметаллидной никельалюминиевой матрицы; с точки зрения повышения структурной стабильности более предпочтительной является матрица, изготовленная из промышленного порошка стехиометрического состава.

Обнаружен эффект возрастания прочностных свойств собственно интерметаллидной никельалюминиевой матрицы при её армировании вольфрамовыми волокнами, что объясняется межфазным взаимодействием, приводящим к легированию матрицы вольфрамом.

По результатам фрактографического анализа сделан вывод о значительном понижении температуры хрупко - вязкого перехода разработанного ВКМ по сравнению с температурами хрупко - вязкого перехода алюминиды никеля и вольфрама.

Установлены закономерности влияния температуры на кинетику развития трещины и диссипацию энергии в её устье вследствие ветвления. На основании этих закономерностей могут разрабатываться рекомендации по выбору рациональных режимов нагружения деталей из КМ.

Показано, что интерметаллид **NiAl**, выступая как матрица ВКМ, имеет более высокое сопротивление раскрытию трещины, чем в неармированном состоянии.

Практическая ценность работы. Разработан волокнистый композиционный материал **NiAl** / вольфрамовая проволока (ВАР5, ВР20), имеющий высокие механические

свойства при температурах 1100 - 1200° С и отличающийся повышенной жаростойкостью и структурной стабильностью. ВКМ, содержащий 30 об. % волокон, при 1200° С имеет $\sigma_B = 410 - 430$ МПа, при 1100° С - $\sigma_B = 680 - 700$ МПа. Материал по своим эксплуатационным характеристикам превосходит большинство суперсплавов и приближается к ВКМ на их основе. В то же время разработанный КМ имеет более высокую окислительную стойкость и меньший удельный вес по сравнению с КМ на основе жаропрочных суперсплавов. Это указывает на то, что новый материал может быть с успехом применен как альтернативный для деталей ГТД. Его применение экономически оправдано.

Апробация работы. Основные результаты работы доложены на научно - технических семинарах и конференциях; XVI Всесоюзная конференция по порошковой металлургии, г. Свердловск, 1989 г., "Новые жаропрочные и жаростойкие металлические материалы", г. Москва, 1989 г., "Новые стали и сплавы, режимы их термической обработки", краткосрочный семинар, ЛДНТИ, г. Ленинград, 1989 г., "Строение и механические свойства металлических материалов", ЛДНТИ, г. Ленинград, 1990 г., "Механика конструкций из композиционных материалов и проблемы динамических испытаний", г. Комсомольск на Амуре, 1990 г., "Московская международная конференция по композитам", АН СССР, г. Москва, 1990 г.

Публикации. По теме диссертации опубликовано 7 работ.

Объем работы. Диссертация состоит из введения, 6 глав, основных выводов и приложения. Работа изложена на 87 страницах машинописного текста, содержит 30 рисунков, 14 таблиц и список литературы из 113 источников.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении показана актуальность проблемы разработки жаропрочных ВКМ с интерметаллидной матрицей и сформулирована цель работы.

В первой главе представлен обзор имеющихся в научной литературе теоретических и экспериментальных данных по использованию интерметаллидов в качестве матрицы для

ВКМ. Выделены главные факторы, названы приоритеты, определяющие выбор матричного материала при конструировании ВКМ.

Отмечено, что в литературе первостепенное внимание при конструировании жаропрочных КМ уделяется проблеме химической совместимости матрицы и волокон.

При анализе литературных данных конкурирующие материалы рассматриваются в сопоставлении друг с другом.

Прослежена тенденция к росту популярности интерметаллидных фаз как матриц при создании ВКМ.

Показано, что большинство работ по применению интерметаллидов в волокнистых композициях посвящено алюминидам, в частности алюминидам никеля и титана как наиболее перспективным с точки зрения комплекса механических и физических свойств. Отмечено отсутствие достаточно систематизированных исследований по применению $NiAl$ в ВКМ, армированных тугоплавкими проволоками.

Большой интерес у ученых, особенно космического ведомства $NASA$ (США), вызывает возможность использования в качестве матрицы такого интерметаллида, как $NiAl$. В ряде работ доказана перспективность его использования и указаны пути повышения его механических свойств при высоких температурах. Однако очень мало исследований, в которых этот интерметаллид был бы представлен в конкретном ВКМ.

На основе анализа литературных данных сформулирована цель и задачи настоящей работы.

Во второй главе указаны материалы, описаны методики экспериментальных исследований и технологии получения ВКМ $NiAl$ / вольфрамовая проволока лабораторным и полупромышленным способом.

Объектом исследований служил ВКМ $NiAl$ / ВР5 и $NiAl$ / ВР20 с объемной долей волокон 5 - 40 %. Указывается, что необходимым звеном технологической цепочки, наиболее эффективно обеспечивающим создание качественного ВКМ на основе интерметаллидов, является диффузионная сварка. Ее применение возможно как в экспериментальном так и в массовом масштабе.

С точки зрения чистоты КМ, наилучшим следует признать плазменный способ нанесения матричного материала на предварительно намотанную проволоку.

Наилучшим режимом диффузионной сварки является режим, включающий сварку при $T = 1250^{\circ} \text{C}$, давлении 50 – 60 МПа, 0,5 – 1 час с последующим охлаждением в аргоне или с печью.

Для определения характеристики процесса докритического роста трещины применяли оригинальную методику, основанную на аналогичных исследованиях особо хрупких материалов.

Для всех материалов выполняется соотношение:

$$\Delta \delta = \beta_3 (P^*)^n \quad (1), \text{ где}$$

$$P^* = (P - P_0) / (P_u - P_0) \quad (2), \text{ где}$$

$$\Delta \delta = \delta - \delta_0$$

P_0 и δ_0 – соответственно нагрузка и деформация в момент старта трещины.

Преобразовывая (1), получим:

$$\lg \Delta \delta = \lg \beta_3 + n \lg (P^*) \quad (3),$$

то есть, произведя разбивку нелинейного участка кривой нагружения на K частей и последовательно вычисляя $\Delta \delta$ для всех значений P_i , можно построить зависимость $\lg \Delta \delta$ от $\lg (P^*)$. Для хрупких материалов коэффициент $\lg \beta_3$ равен для ZrO_2 2,4 – 2,8, для керметов – 2,1 – 2,4; для соединений на базе NiAl 1,5 – 2,1.

Значения n и $\lg \beta_3$ вычисляются из графика соответственно как тангенс угла наклона и отрезок, отсекаемый на оси абсцисс. Снижение $\lg \beta_3$ указывает на возрастание стадии стабильного роста трещины.

Для определения окалиностойкости, ударной вязкости, кратковременной и длительной прочности использовали методики, широко применяемые на практике.

Третья глава посвящена исследованию жаропрочности разработанного КМ при разном способе нагружения (при изгибе, растяжении и сжатии). Результаты испытаний предлагаемого

ВКМ на кратковременную и длительную прочность, ударную вязкость и окалиностойкость, а также значения удельной прочности и удельной длительной прочности приведены в табл. I. Для сравнения указаны свойства одного из наиболее известных ВКМ Cr / W . Из данных табл. I следует, что свойства ВКМ NiAl / W вольфрамовая проволока не уступают ВКМ Cr / W , а по жаростойкости значительно превосходят его. Таким образом, этот ВКМ может использоваться при высоких температурах.

Значения предела прочности при испытаниях на изгиб в условиях высоких температур приведены в табл. 2.

Таблица 2

Предел прочности на изгиб ВКМ NiAl / W проволока

Т _{исп.} , °C	$\sigma_{\text{и}}$, МПа			
	$\text{NiAl} / \text{ВР5}$		$\text{NiAl} / \text{ВР20}$	
	20 %	40 %	20 %	40 %
20	280 - 120	450	100 - 400	250
300	560	890	910	800 - 900
500	650	1040	1060	700 - 1000
700	400 - 600	640-960	800	700
1000	580	830	480	720

Зависимость $\sigma_{\text{и}}$ ВКМ от температуры испытания имеет немонотонный характер: при 500 - 600° С наблюдается отчетливо выраженный максимум. Это наблюдение коррелирует с температурными данными о зависимости прочности интерметаллида NiAl от температуры.

Для более всестороннего изучения свойств ВКМ NiAl / W образцы материала, прошедшие испытания на изгиб при различных температурах, испытывали на сжатие при комнатной температуре с целью выяснения ресурса работы материала при повторном нагружении в области низких температур. Значения $\sigma_{\text{сж}}$ представлены в табл. 3.

Подводя итоги всестороннего исследования механических свойств предлагаемого ВКМ, можно сделать общий вывод о том, что уровень механических свойств позволяет использовать его в ответственных деталях турбореактивных двигателей, а

повышенная жаростойкость обеспечивает преимущество перед другими материалами в районе температур 1100 - 1200° С.

Кроме этого, определяли минимальную (критическую) долю волокон в ВКМ $NiAl$ / вольфрамовая проволока. Установили, что при $V_f = 5 - 8$ об. % волокон характер разрушения ВКМ меняется с хрупкого разрушения при однократном разрыве волокна на разрушение посредством множественного разрыва волокон.

Таблица 3.

Значения $\sigma_{сж}$ для ВКМ $NiAl/W$ после предварительных испытаний на изгиб

Температура ! предваритель! ного испытани-! я, о С !	$\sigma_{сж}$, МПа
20	250
300	230 - 250
500	900
700	800 - 1000
1000	900

В данной главе приведены также результаты исследования влияния легирования интерметаллида $NiAl$ танталом и ниобием на свойства разработанного композита. Показана перспективность такого пути повышения сопротивления ползучести нового КМ.

В четвертой главе изложены результаты исследования особенностей разрушения и трещиностойкости ВКМ $NiAl$ / вольфрамовая проволока.

Предварительно был выполнен теоретический анализ возможного механизма разрушения предлагаемого ВКМ. Диаграмма состояния $Ni - Al - W$ свидетельствует, что предлагаемый композит относится ко второму классу, т. е. волокно и матрица взаимно неакционноспособны, но растворимы друг в друге. Это обстоятельство наряду с результатами решения уравнений диффузии позволяет сделать предположение, что в исходном состоянии на границе раздела волокно - матрица имеется прослойка из β - твердого раствора воль-

обрама в $NiAl$ толщиной от 5 до 10 мкм, которая имеет хорошее адгезионное сцепление с волокном. В дальнейших рассуждениях деформацию, необходимую для разрыва волокна, обозначали как ϵ_{fu}^0 ; образования трещины - надреза в слое, окружающем волокно - ϵ_f^0 ; распространения трещины - надреза вдоль волокна (расслоение) - ϵ_f^Δ ; разрушения волокна путем разреза трещиной - ϵ_f^* . Качественное соотношение этих величин определяет возможный тип разрушения. Например, при соотношении:

$$\epsilon_{fu}^0 > \epsilon_f^\Delta > \epsilon_f^* > \epsilon_f^0 \quad (4)$$

разрушение начинается с зарождения трещины; затем, после приложения дополнительной нагрузки, трещина перерезает волокно. Иными словами, при постепенном возрастании нагрузки, вначале, при достижении деформации образца равной ϵ_f^0 , в материале возникают трещины - надрезы в граничном слое, окружающем волокно. Затем, при дальнейшем нагружении, в момент, когда деформация образца становится равной ϵ_f^* , начинается необратимое движение этих трещин в волокно, что приводит к разрушению материала. Если же при рассмотрении излома стало очевидным, что движение трещины начиналось сразу же после её возникновения, без приложения дополнительной нагрузки, то данному механизму разрушения будет отвечать соотношение:

$$\epsilon_{fu}^0 > \epsilon_f^\Delta > \epsilon_f^0 > \epsilon_f^* \quad (5)$$

Таким образом, с ростом нагрузки, в определенный момент деформация образца достигает величины ϵ_f^* . Если бы в это время в материале имелись трещины, то они стали бы двигаться и разрушать волокна и материал в целом. Однако, в связи с тем, что $\epsilon_f^0 > \epsilon_f^*$, то трещин в материале пока нет. Они возникают при дальнейшей деформации образца в момент, когда деформация его достигает ϵ_f^0 , и тут же мгновенно разрушают материал. Если критерий $\epsilon_f^0 > \epsilon_{fu}^0$, то при нагружении материал разрушается путем разрыва волокон, без предварительного образования трещин. Подобная картина часто возникает на практике при покрытии волокон окисью иттрия Y_2O_3 .

При соотношении:

$$\epsilon_{fu}^0 > \epsilon_f^* > \epsilon_f^\Delta > \epsilon_f^0 \quad (6)$$

детерминированная последовательность микромеханизмов разрушения будет следующей. Вначале, при достижении деформации ϵ_f^0 , образуются трещины в хрупком слое, окружающем волокно, затем с ростом деформации образца до ϵ_f^Δ , трещины начинают двигаться вдоль волокна (разрушение отслоением).

В случае: $\epsilon_f^* > \epsilon_f^\Delta > \epsilon_f^0 > \epsilon_{fu}^0$, хотя и $\epsilon_f^\Delta > \epsilon_f^0$, но расслоения не произойдет, поскольку до достижения деформацией значения ϵ_f^Δ произойдет разрыв волокон, то есть в этом случае трещины в матрице на границе с волокном не опасны (например, в КМ алюминий / борные волокна).

Реально, для изучаемого КМ при указанной величине зоны взаимодействия и известных свойствах матрицы и волокон может иметь место один из двух вариантов соотношения:

$$\epsilon_f^\Delta > \epsilon_{fu}^0 > \epsilon_f^* > \epsilon_f^0 \quad (7)$$

$$\epsilon_f^0 > \epsilon_f^\Delta > \epsilon_f^* > \epsilon_{fu}^0 \quad (8)$$

В обоих случаях разрушение вероятнее всего произойдет путем образования надреза в хрупком слое, окружающем волокно и, дальнейшего его распространения через прослойку и волокно. Такое разрушение называется микрохрупким.

Далее приведено экспериментальное подтверждение результатов теоретического анализа.

При температуре 500° С, как показал анализ фактограмм изломов, выполняется одно из следующих соотношений:

$$\epsilon_f^* > \epsilon_{fu}^0 \approx \epsilon_f^\Delta > \epsilon_f^0 \quad (9)$$

$$\epsilon_f^* > \epsilon_f^0 > \epsilon_{fu}^0 \approx \epsilon_f^\Delta \quad (10)$$

Применяя соответствующие расчеты получили выражения разрушающего напряжения σ_c для ВКМ при различной температуре. При 20° С для соотношения (7)

$\sigma_c = \epsilon_f^* E_f V_f$, а для (8) $\sigma_c = \epsilon_f^* E_f V$, где E_f - модуль Юнга волокна; V_f - его объемная доля. В обоих случаях напряжение, необходимое для разрушения

материала, выражается одной формулой.

При температуре $\geq 500^{\circ}\text{C}$ для соотношения (9)
 $\sigma_c = \epsilon_{fu}^0 E_f V_f$, а для (10) $\sigma_c = \epsilon_{fu}^0 E_c$, где
 ϵ_{fu}^0 - модуль Юнга композита в целом при рассматриваемой
 температуре. Полученные выражения разрушающего напряжения
 можно использовать при дальнейших инженерных расчетах.

Оценку трещиностойкости испытуемого материала делали
 по совокупности параметров K_{Ic} , γ_F и β_3 , где K_{Ic} -
 коэффициент интенсивности напряжений, γ_F - удельная рабо-
 та разрушения. В табл. 4 приведены средние значения всех
 трех исследуемых критериев разрушения для ВКМ *NiAl*/
 вольфрамовая проволока при различных температурах испыта-
 ния.

Характеристики трещиностойкости ВКМ *NiAl* /
 вольфрамовая проволока

Т исп., °C	$K_{Ic}^{(1)}$, МПа·м ^{1/2}	$K_{Ic}^{(2)}$, МПа·м ^{1/2}	$-\lg \beta_3$	γ_F , кДж/м ²	Примечания
20	11,1	10,9	-	1,7	нестабиль- ный рост трещины
300	21,2	20,7	1,73	10,55	
500	50 - 60		1,56	11,75	
700	30,2	28,4	1,68 - 1,78	6,75	

Величины K_{Ic} и γ_F при $T_{исп.} = 20^{\circ}\text{C}$ значительно
 превышают аналогичные значения хрупких материалов, а
 также для неармированного *NiAl*. Величина $-\lg \beta_3$
 находится в том же диапазоне, что и у *NiAl* сплавов
 с добавками бора, которые при комнатной температуре име-
 ют малую пластичность.

Далее в этой же главе, на основании анализа факто-
 грамм изломов, делается вывод о том, что температура
 хрупко - вязкого перехода ВКМ *NiAl* / вольфрамовая про-
 волока находится в районе температур $200 - 300^{\circ}\text{C}$, то
 есть значительно ниже температур хрупко - вязкого перехо-
 да компонентов. Данный факт объясняется эффектом механи-

чаского пластифицирования.

В итоге делается вывод об удовлетворительной трещиностойкости разработанного материала и его надежности в эксплуатации.

В пятой главе приведены результаты структурных исследований материала.

Для изучения структурной стабильности предлагаемого ВКМ при высоких температурах проводили серию опытов, включающих нагрев и выдержку в течение 10 часов при температуре 1200, 1300, 1400 и 1500 °С. Результаты, характеризующие структурные изменения в матрице, волокнах и на границе раздела представлены в табл. 5.

Следует отметить, что при температуре 1400 °С рекристаллизация вольфрама не происходит, то есть материал практически работоспособен. Как известно, в композитах на основе никеля этот процесс начинается уже при 1100 – 1200 °С. Примечательно также, что при 1400 °С структура матрицы стабильна, хотя данная температура всего на 240 °С ниже, чем температура плавления *NiAl* (1640 °С).

В главе представлены также результаты измерения микротвердости и обнаружены свидетельства реализации твердо-растворного упрочнения матрицы в зоне взаимодействия.

Таблица 5

Влияние температуры предварительного нагрева на структуру КМ *NiAl* / ВАР5

Температура, °С	Структурные изменения в матрице	Структурные изменения в волокне	Изменения на границе раздела
1200	нет	нет	нет
1300	нет	нет	нет
1400	заметен рост зерна	слабый рост зерна	в некоторых местах заметны прослойки β - фазы
1500	рост зерна в 2 - 3 раза	рекристаллизация	рост, укрупнение и дробление прослоек

Исследование процесса перераспределения элементов методом рентгеноспектрального микроанализа показало,

что диффузия никеля при температурах ниже 1400°C сильно заторможена и проходит значительно медленнее диффузии алюминия в вольфрам. Это приводит к сохранению повышенной стойкости против рекристаллизации вольфрамовых волокон.

Шестая глава посвящена испытаниям разработанного БКМ в условиях, приближенных к режимам эксплуатации предполагаемых деталей.

Жаропрочные и жаростойкие материалы, способные выдерживать нагрузки при температурах 1200°C и выше, обычно применяются для изготовления крыльчаток, дисков и других деталей ГТД и ТРД. Поэтому их целесообразно испытывать на сопротивление динамическим нагрузкам при высоких температурах в окислительной среде, чаще всего в среде сгорания ракетного или авиационного топлива.

Образцы для испытаний изготавливали из полуфабрикатов диффузионной сваркой в вакууме при температуре 1250°C , давлении 100 МПа, в течение 0, 5 ч. Полуфабрикаты получали плазменным напылением промышленного порошка ПН70Ю30 на предварительно намотанную на барабан проволоку ВАР5 диаметром 150 мкм с шагом 50 мкм. После диффузионной сварки материал имел практически беспористое состояние, объемная доля волокон составляла 20 - 30 об. %.

Образцы имели размер 40 x 40 x 4 мм; их испытывали на длительную прочность, окислестойкость в окислительной среде при температуре 1200°C .

Установлено, что длительная прочность образцов находится в диапазоне $\sigma_{100}^{1200} = 180 - 200$ МПа, окислестойкость равна 0, 2 г/м². Сопоставление этих свойств со свойствами материалов, используемых при эксплуатации лопаток ГТД, показало, что разработанный материал имеет в 3,5 раза более высокую окислестойкость, чем суперсплавы и достаточно высокую длительную прочность.

Все это позволяет заключить, что предлагаемый композит может быть с успехом использован как альтернативный материал для деталей ГТД.

ВЫВОДЫ

I. Проведено комплексное исследование свойств алюминия и никеля в контакте с вольфрамовыми сплавами и показана возможность применения данного интерметаллида в качестве

жаростойкой матрицы ВКМ.

2. Выявлены особенности кинетики перераспределения элементов, входящих в состав КМ, при эксплуатации материала в области высоких температур. Обнаружен эффект замедления диффузии никеля в вольфрамовое волокно, который обуславливает повышенную стойкость против рекристаллизации материала армирующей проволоки. При этом показано, что данный эффект зависит от способа получения интерметаллидной никельалюминиевой матрицы.

3. Разработан ВКМ на основе интерметаллидной никельалюминиевой матрицы, армированной вольфрамовыми волокнами. Разработанный материал имеет высокий комплекс механических свойств при температурах выше $2/3 T_{пл}$ матричного материала. Композиционный материал с содержанием волокон 30 об.% имеет при 1200°C предел прочности $\sigma_{1200} = 410 - 430 \text{ МПа}$ и статическую прочность $\sigma_{100} = 180 - 200 \text{ МПа}$. Эти свойства материала позволяют использовать его при более высоких температурах, чем большинство суперсплавов (до 1200°C).

4. Установлена структурная стабильность КМ вплоть до температур $1200 - 1400^{\circ}\text{C}$ и выдержке до 100 ч., о чем свидетельствует медленный рост зерна в матрице и волокне.

5. Жаростойкость (окалиностойкость), исследуемого КМ превосходит жаростойкость суперсплавов и является главным преимуществом этого материала по сравнению с другими при работе в области высоких температур. Например, при окислительном нагреве в течение 100 часов при температуре 1200°C привес исследуемого КМ составил $0,2 \text{ г / м}^2$, а привес наиболее жаростойкого суперсплава ХН77ТУР - $0,65 \text{ г / м}^2$.

6. Анализ трещиностойкости показал высокую надежность КМ при различных температурах и нагрузках (при 20°C коэффициент интенсивности напряжений КМ $K_{Ic} = 10 - 11 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$).

7. Температура хрупко - вязкого перехода разработанного КМ значительно ниже ($200 - 300^{\circ}\text{C}$), чем температура хрупко - вязкого перехода интерметаллида (500°C) и вольфрама (700°C).

8. Разработаны рекомендации по рациональному конструированию (расположению и объемной доле волокон) композиционного материала и технологии (плазменное напыление, диффузионная сварка, горячее прессование, шликерное литье) его изготовления. Показана перспективность дальнейшего улучшения свойств предлагаемого КМ посредством легирования матрицы танталом и ниобием.

ления свойств предлагаемого КМ посредством легирования матрицы танталом, ниобием и титаном.

9. Разработаны рекомендации по практическому использованию жаропрочного КМ на основе интерметаллидной матрицы, армированной вольфрамовым волокном, в промышленности для изготовления деталей, работающих в окислительной среде при температурах до 1200° С. Сравнительный анализ стоимости нового материала и применяемого в настоящее время для аналогичных целей КМ хром/вольфрам показал экономическую целесообразность его применения.

Основное содержание диссертации отражено в работах:

1. Устинов Л.М., Жамнова В.И., Васильева А.Г., Воробьев А.В. Армирование порошковой никель – алюминиевой матрицы высокопрочными вольфрамовыми волокнами // Тез. докл. XVI Всесоюзной конференции по порошковой металлургии. – Свердловск, 1989. – С. 75.

2. Устинов Л.М., Жамнова В.И., Васильева А.Г., Воробьев А.В. Разрушение жаростойкого композиционного материала на основе интерметаллида никелида алюминия, армированного вольфрамовой проволокой // Новые жаропрочные и жаростойкие металлические материалы: Тез. докл. I Всесоюзного симпозиума. – М.; 1989. Ч.2. – С. 137.

3. Устинов Л.М., Жамнова В.И., Васильева А.Г., Воробьев А.В. Механизм разрушения волокнистых композиционных материалов на основе малопластичных матриц, упрочненных металлическими волокнами // Новые стали и сплавы, режимы их термической обработки: Материалы краткосрочного семинара. Л.: ЛДНТП, 1989. – С. 93 – 94.

4. Жамнова В.И., Устинов Л.М., Васильева А.Г., Воробьев А.В., Калита В.И. Сопротивление разрушению ВКМ с хрупкой матрицей // Механика конструкций из КМ и проблемы динамических испытаний: Тез. докл. Всесоюзной конференции. – Комсомольск на Амуре, 1990. – С. 42.

5. Устинов Л.М., Жамнова В.И., Васильева А.Г., Калита В.И., Воробьев А.В., Баринов С.М., Кутьенков В.А. Трещиностойкость ВКМ на основе интерметаллида никель – алюминий // Тез. докл. Московской международной конференции по композитам. – М., 1990. – С.197

6. Васильева А.Г., Воробьев А.В., Устинов Л.М., Жамнова В.И., Свойства волокнистого композиционного материала

ала на основе интерметаллидной матрицы // Вестник МГТУ.-
1991.- №1, - С. 91 - 96.

7. Васильева А.Г., Устинов Л.М., Баринов С.М.,
Жамнова В.И., Калита В.И., Головкина Т.Е., Кутьенков В.А.,
Воробьев А.В. Механизм и кинетика разрушения НКМ на ос-
нове интерметаллидной матрицы, армированной металличе-
скими волокнами // Перспективные материалы и технологии
в автомобилестроении.- М.: МАСИ, 1991.- С. 91 - 94.

