

ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 669.293'782:539.55:539.56

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА НИОБИЯ С КРЕМНИЕМ И АЛЮМИНИЕМ

© 2023 г. И. В. Сапегина^а, *, А. Н. Лубнин^а, В. И. Ладьянов^а

^аУдмуртский федеральный исследовательский центр УрО РАН, ул. Т. Барамзиной, 34, Ижевск, 426067 Россия

*e-mail: sairvl@mail.ru

Поступила в редакцию 12.10.2022 г.

После доработки 02.12.2022 г.

Принята к публикации 14.12.2022 г.

Исследованы литые сплавы Nb–14 ат. % Si–9 ат. % Al, полученные самораспространяющимся высокотемпературным синтезом (СВС) и методом СВС с последующим электродуговым переплавом. В сплаве, полученном методом СВС, формируется структура, состоящая из твердого раствора кремния и алюминия в ниобии (Nb_{SS}), интерметаллида Nb_3Al и силицида $\beta-Nb_5(Si, Al)_3$. В сплаве после электродугового переплава произошло подавление образования фазы Nb_3Al и сформировалась дисперсная двухфазная структура из Nb_{SS} и $\beta-Nb_5(Si, Al)_3$. Увеличение объемной доли Nb_{SS} и дисперсность структуры сплава после электродугового переплава, приводит к повышению его вязкости разрушения до 14.8 ± 0.8 МПа м^{1/2} по сравнению с 7.7 ± 0.8 МПа м^{1/2} для сплава, полученного СВС.

Ключевые слова: силициды ниобия, СВС, твердость, вязкость разрушения

DOI: 10.31857/S0015323022601556, **EDN:** CLUQRH

ВВЕДЕНИЕ

Для замены никелевых жаропрочных сплавов рассматривают сплавы на основе тугоплавких металлов – Ti, Zr, Hf, V, Nb, Ta, Cr, Mo, W, упрочненных силицидами этих элементов. Среди тугоплавких элементов наиболее перспективным является сплав ниобия с кремнием из-за его низкой плотности $6.6–7.2$ г/см³ [1]. Сплавы системы Nb–Si отличаются высокой жаропрочностью, но низким сопротивлением хрупкому разрушению при комнатной температуре. Низкотемпературная вязкость разрушения определяется твердым раствором ниобия Nb_{SS} , а высокотемпературная прочность – силицидами. В системе Nb–Si при концентрации кремния до 37.5 ат. % образуются силициды Nb_3Si и Nb_5Si_3 [2]. Силицид Nb_5Si_3 имеет две модификации: высокотемпературную $\beta-Nb_5Si_3$ (тип W_5Si_3) и низкотемпературную $\alpha-Nb_5Si_3$ (тип Cr_5B_3).

Сплавы на основе системы Nb–Si получают как методами порошковой металлургии: метод механического легирования, СВС [3, 4], так и традиционными металлургическими методами: вакуумно-дуговой, индукционной, электродуговой плавками [5–7]. При использовании индукционной плавки и направленной кристаллизации (метод Чохральского) сплавов Nb–(10–18) ат. % Si формировалась структура $Nb_{SS}-Nb_3Si$ [5]. Вязкость разрушения для сплава Nb–10 ат. % Si со-

ставляет 14.2 ± 0.5 МПа м^{1/2} и уменьшается до 5.8 ± 0.5 МПа м^{1/2} с увеличением содержания кремния до 18 ат.%. В работе [7] сплавы Nb–(10–18) ат. % Si были получены дуговой плавкой в атмосфере аргона с направленной кристаллизацией и дополнительно термообработаны при 1700°C 48 ч. В полученных данным способом сплавах формируется структура $Nb_{SS}-\alpha-Nb_5Si_3$. Вязкость разрушения при комнатной температуре составляет 12 ± 0.8 МПа м^{1/2} для сплава Nb–10 ат. % Si и резко уменьшается до 4.5 ± 0.8 МПа м^{1/2} по мере приближения к эвтектическому составу. Улучшение трещиностойкости ниобий-кремневых сплавов наблюдали при легировании их алюминием [8, 9].

В тройной системе Nb–Si–Al алюминий препятствует образованию силицида Nb_3Si , равновесными фазами в области малых концентраций алюминия (до 5 ат. %) будут Nb_{SS} и низкотемпературный силицид $\alpha-Nb_5Si_3$ [10, 11]. Однако в работах [8, 9, 12], где исследовали сплавы состава Nb–(13–16) ат. % Si–(3–9) ат. % Al, сообщается, что фазовый состав литых сплавов был Nb_{SS} и $\beta-Nb_5Si_3$. Формирование высокотемпературной модификации силицида Nb_5Si_3 предпочтительней, поскольку пластичность силицида $\beta-Nb_5Si_3$ при комнатной температуре превосходит пластичность силицида $\alpha-Nb_5Si_3$ [13]. На вязкость разрушения влияет и морфология структуры. При ис-

Таблица 1. Состав полученных сплавов, параметры решетки и объемные доли наблюдаемых фаз

Метод получения сплава	Состав сплава	Параметр решетки, нм			Соотношение фаз $\beta\text{-Nb}_5\text{Si}_3 : \text{Nb}_{\text{SS}} : \text{Nb}_3\text{Al}$
		Nb_{SS}	$\beta\text{-Nb}_5\text{Si}_3$	Nb_3Al	
СВС	Nb— 14.1 ± 0.3 ат. % Si— 9.2 ± 0.3 ат. % Al	$a = 0.3304_{(2)}$	$a = 1.0123_{(4)}$ $c = 0.5084_{(4)}$	$a = 0.5184_{(3)}$	49.7 ₍₄₎ : 33.0 ₍₄₎ : 17.3 ₍₄₎
СВС+ЭДП	Nb— 13.9 ± 0.3 ат. % Si— 8.9 ± 0.3 ат. % Al	$a = 0.3297_{(2)}$	$a = 1.0106_{(4)}$ $c = 0.5081_{(4)}$	—	52.4 ₍₄₎ : 47.6 ₍₄₎

пользовании литья с вакуумным всасыванием сформировалась ультрадисперсная структура, и вязкость разрушения сплава Nb—12.7 ат. % Si—9 ат. % Al составила 20 МПа м^{1/2} [8]. Таким образом, наблюдается, что в зависимости от способа получения ниобий-кремниевые сплавы имеют разную структуру и соответственно различные свойства.

В настоящей работе исследованы структура и механические свойства литых сплавов с составом Nb—14 ат. % Si—9 ат. % Al в зависимости от использования различных технологий их изготовления. Образцы сплава Nb—Si—Al были получены самораспространяющимся высокотемпературным синтезом (СВС) и методом СВС с последующим электродуговым переплавом (СВС + ЭДП).

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Для синтеза образцов сплава Nb—Si—Al была взята смесь Nb₂O₅ + Al + Si, с соотношением Nb : Si = 95 : 5 и концентрацией алюминия выше стехиометрического значения. В качестве реагентов при синтезе сплава Nb—Si—Al использовали следующие

материалы: оксид Nb₂O₅ (99.5%), кремний марки КР 00 (99.0%) и порошок алюминиевый марки АСД-1 (99.7%). Для повышения экзотермичности реакции добавляли перхлорат калия. Взвешенные компоненты шихты смешивали в смесителе. Синтез проводили в СВС-реакторе закрытого типа в атмосфере аргона в тигле из оксида магния. Поскольку высокая температура горения приводит к интенсивному газообразованию и разбросу расплава при атмосферном давлении, синтез проводили при давлении 8 МПа. Продуктом синтеза был металлический слиток массой 0.3 кг. После выплавки слиток разрезали электроискровым методом. Среднюю часть слитка переплавляли электродуговым методом (ЭДП) в атмосфере аргона при давлении 0.1 МПа в медной изложнице. Структуру исследовали методами рентгеновской дифракции (дифрактометр ДРОН-6, CuK α -излучение) и растровой электронной микроскопии (микроскоп “Thermo Fisher Scientific Quattro S” с EDAX “Octane Elect Plus EDS System”). Фазовый состав образцов определяли с применением пакета программ [14], объемные доли фаз определяли методом полнопрофильного анализа Ритвельда. Механические характеристики (твердость и вязкость разрушения) измеряли методом Виккерса на установке ИТБРВ-АМ при нагрузке 294 Н в течение 10 с. Модуль упругости определяли методом сжатия на установке РЕМ-100-А на цилиндрических образцах при отношении высоты к диаметру образца 5 : 1. Химический состав полученных сплавов определяли методом атомно-эмиссионной спектроскопии с помощью сканирующего ИСО спектрометра “Spectroflame Modula S” (табл. 1).

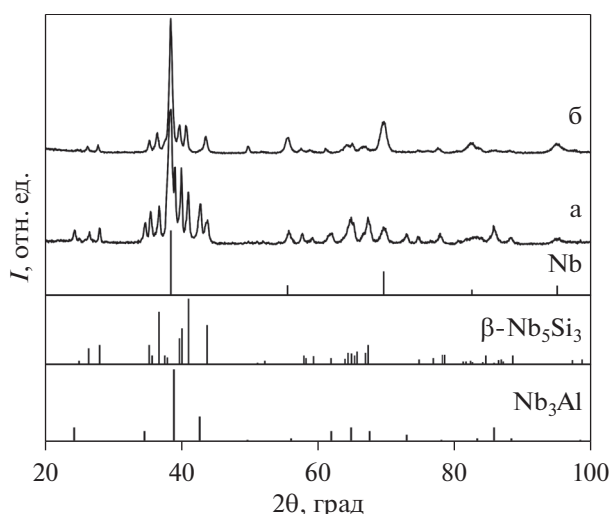


Рис. 1. Рентгеновские дифрактограммы сплавов Nb—14 ат. % Si—9 ат. % Al, полученных: (а) СВС; (б) СВС + ЭДП.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Рентгенофазовый анализ образца сплава, полученного СВС-методом, показал наличие трех фаз — Nb₃Al, Nb_{SS} и $\beta\text{-Nb}_5\text{Si}_3$ (рис. 1а). Параметры решетки этих фаз и их объемные доли представлены в таблице 1. Параметр решетки Nb_{SS} близок к значению для чистого ниобия ($a = 0.3306$ нм JCPDS 35-789). Можно предполагать, что происходит обеднение твердого раствора ниобия по кремнию и алюминию из-за формирования ин-

терметаллида Nb_3Al и силицида Nb_5Si_3 . Однако надо учитывать, что введение алюминия приводит к уменьшению параметра решетки Nb_{SS} [15], а введение кремния, напротив, к его увеличению [16], так что возможна взаимная компенсация влияния алюминия и кремния на параметр решетки твердого раствора ниобия. По данным работы [8] для сплава $Nb-12.7$ ат. % $Si-9$ ат. % Al параметр решетки $a(Nb_{SS}) = 0.312 \pm 0.001$ нм и состав Nb_{SS} ламелей – $Nb-2.4$ ат. % $Si-10.6$ ат. % Al . Поэтому можно полагать, что именно противоположное влияние алюминия и кремния на параметр решетки Nb_{SS} привело к полученному нами результату. Параметр решетки интерметаллида не отличается от справочных значений ($a = 0.5184$ нм JCPDS 12-85), тогда как для силицида наблюдается сильное отклонение от справочных значений для $\beta-Nb_5Si_3$ ($a = 1.0028$ нм, $c = 0.5069$ нм JCPDS 30-875) и параметры ближе к значениям для $Nb_{10}Si_3Al_3$ ($a = 1.016$ нм, $c = 0.5081$ нм JCPDS 16-845). Кристаллическая структура и параметры решетки фазы $Nb_{10}Si_3Al_3$ были описаны в работе [17], эта фаза изоструктурна $\beta-Nb_5Si_3$ и ее можно рассматривать как твердый раствор алюминия в высокотемпературной модификации силицида Nb_5Si_3 [10, 18].

В системе $Nb-Si-Al$ [10, 11] для сплавов нашего состава равновесными фазами будут твердый раствор ниобия Nb_{SS} , интерметаллид Nb_3Al и низкотемпературный силицид $\alpha-Nb_5Si_3$. Таким образом, в литом сплаве, полученном методом СВС, наблюдается формирование неравновесной структуры, что призывает к исследованию стабильности структуры при температурах $1300^\circ C$ и выше. Но данное исследование является материалом еще одной статьи, поскольку наблюдается расхождение в растворимости Al в $\alpha-Nb_5Si_3$. Количество растворенного алюминия сообщали очень поразному различные группы исследователей: в работах [17, 19] предположили очень низкую растворимость (близкую к нулю) Al в $\alpha-Nb_5Si_3$ при $1400^\circ C$, в работе [10] оценили растворимость порядка 8 ат. % Al при $1000^\circ C$. Малая растворимость алюминия в $\alpha-Nb_5Si_3$ может привести к увеличению объемной доли интерметаллида Nb_3Al и соответственно снизить объемную долю Nb_{SS} .

Изображение структуры литого сплава $Nb-14$ ат. % $Si-9$ ат. % Al , полученного методом СВС, представлено на рис. 2а: серые дендриты округло-граненной формы, округлые частицы и эвтектика с серо-белым контрастом.

По данным энергодисперсионного анализа округлые частицы обогащены алюминием и обеднены кремнием, их химический состав – $Nb-4.7 \pm 0.9$ ат. % $Si-18.6 \pm 0.8$ ат. % Al , т.е. это интерметаллиды Nb_3Al . Дендриты представляют собой фазу $Nb_5(Si, Al)_3$ с содержанием кремния

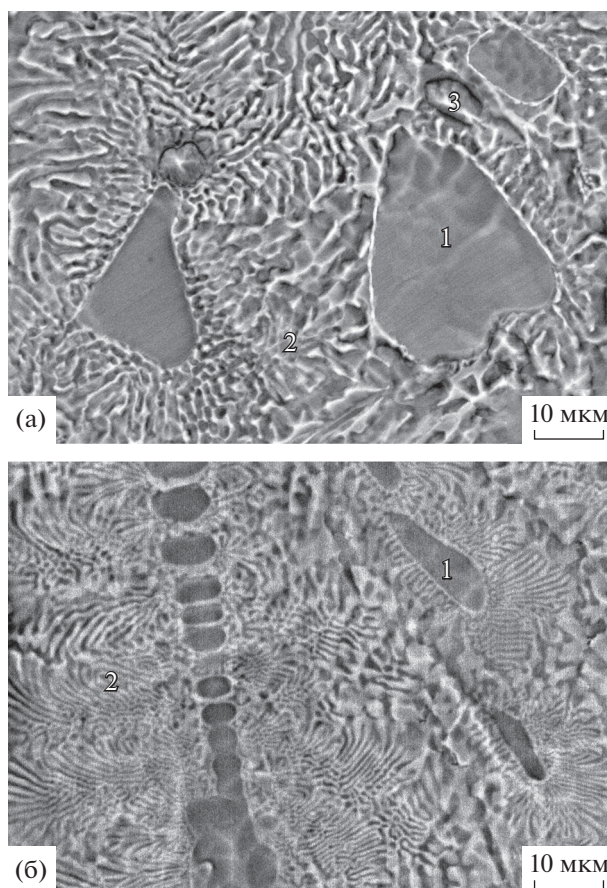


Рис. 2. Микроструктура сплавов $Nb-14$ ат. % $Si-9$ ат. % Al , полученных: (а) СВС; (б) СВС + ЭДП. (1 – $\beta-Nb_5(Si, Al)_3$, 2 – $Nb_{SS} + \beta-Nb_5(Si, Al)_3$, 3 – Nb_3Al).

32.8 ± 0.8 ат. % и алюминия 5.4 ± 0.9 ат. %, что дополнительно подтверждается исследованием формы кристаллов. В бинарной системе $Nb-Si$ морфология первичной фазы зависит от содержания кремния: силицид Nb_3Si растет в виде сильно ограненных кристаллов, напротив, дендриты твердого раствора Nb_{SS} округлены, дендриты силицида Nb_5Si_3 имеют частично ограненную форму [6, 20]. Склонность фаз к образованию кристаллов округлых или ограненных форм зависит от формирования атомно-гладкой или атомно-шероховатой поверхности кристалла на межфазной границе кристалл–расплав [21]. Скорости роста атомно-шероховатых поверхностей почти одинаковы во всех направлениях, форма растущего кристалла — округлая, а атомно-гладкие поверхности растут послойно. Для анализа структуры кристаллической поверхности используют критерий Джексона: $\alpha = \Delta S/R$, где ΔS – энтропия плавления, R – газовая постоянная. Если $\alpha > 4$, то поверхность считается атомно-гладкой, при $\alpha < 2$ – атомно-шероховатой. Значениям α от 2 до 4 включительно отвечает промежуточный тип, ко-

Таблица 2. Механические свойства исследуемых сплавов

Метод получения сплава	Твердость, H_V	Модуль упругости E , ГПа	Вязкость разрушения K_I , МПа м ^{1/2}
СВС	866 ± 10	177.6 ± 6.7	7.7 ± 0.8
СВС + ЭДП	771 ± 10	160.2 ± 5.1	14.8 ± 0.8

гда возможно существование как атомно-гладких, так и шероховатых поверхностей на кристалле. Используя данные работы [22] по энтропии плавления для силицида Nb_5Si_3 , получаем $\alpha = 2.3$, что соответствует наблюдаемой морфологии дендрита. На основе вида дендритов, рентгенофазового и энергодисперсионного анализа, можно заключить, что это $\beta-Nb_5Si_3$, где часть атомов кремния замещена атомами алюминия. Состав эвтектики, полученный энергодисперсионным анализом: Nb–16.7 ± 0.8 ат. % Si–6.1 ± 0.9 ат. % Al, поэтому в соответствии с результатами рентгенофазового анализа, пластины в эвтектике можно идентифицировать как твердый раствор на основе ниобия и $\beta-Nb_5(Si, Al)_3$.

После дополнительного электродугового переплава образца, полученного методом СВС, не наблюдается сильного изменения в концентрационном составе сплава (см. табл. 1). Однако происходит изменение структуры и фазового состава полученного сплава. Рентгенофазовый анализ образца после переплава показал наличие только фаз Nb_{SS} и $\beta-Nb_5Si_3$ (рис. 16), увеличение скорости затвердевания сплава вследствие использования медной изложницы подавило образование фазы Nb_3Al . Параметры решеток Nb_{SS} и $\beta-Nb_5Si_3$ близки к значениям этих фаз в сплаве, полученном методом СВС, т.е. при затвердевании после переплава произошло формирование твердого раствора кремния и алюминия в ниобии и силицида $\beta-Nb_5Si_3$, в котором часть атомов кремния замещена атомами алюминия. Соответствующая микроструктура представлена на рис. 26. По внешнему виду структура похожа на изображения структур бинарных сплавов Nb–Si заэвтектического состава с содержанием кремния 22–25 ат. %: плавно изогнутые с редкими гранями дендриты $\beta-Nb_5Si_3$ и эвтектика $Nb_{SS} + \beta-Nb_3Si$ [20, 23]. В сплаве после переплава дендриты также представляют собой силицид $\beta-Nb_5(Si, Al)_3$ с содержанием кремния 31.7 ± 0.8 ат. % и алюминия 7.4 ± 0.9 ат. %. Однако эвтектику формируют фазы Nb_{SS} и $\beta-Nb_5(Si, Al)_3$, ее состав Nb–15.0 ± 0.8 ат. % Si–9.1 ± 0.9 ат. % Al. С увеличением скорости охлаждения возрастает количество центров кристаллизации, что приводит как к смене механизма роста кристаллов с послыоного на нормальный, отражаясь в формировании более

округлых дендритов, так и к формированию более дисперсной структуры.

Одним из важнейших показателей механических свойств, характеризующих конструкционную прочность, является вязкость разрушения. В качестве критерия вязкости разрушения используют критический коэффициент интенсивности напряжений K_I . Критерий вязкости разрушения (с размерностью МПа м^{1/2}) может быть рассчитан по формуле [24]:

$$K_I = 0.016(E/H_V)^{0.5} P/(l)^{1.5}, \quad (1)$$

где E – модуль упругости материала (МПа), H_V – твердость материала по Виккерсу (МПа), P – нагрузка на индентор (Н), l – длина радиальной трещины (м). Твердость сплава измеряли при нагрузке 294 Н, значения твердости для сплавов приведены в табл. 2. Значения твердости сплава зависят как от фазового состава, так и от морфологии структуры. При уменьшении морфологии структуры, согласно закону Холла–Петча, твердость должна возрастать, поэтому более низкое значение твердости в переплавленном сплаве связано с подавлением образования твердого интерметаллида Nb_3Al и формированием двухфазной структуры $Nb_{SS}-\beta-Nb_5Si_3$ с повышением объемной доли Nb_{SS} (см. табл. 1). Дисперсность структуры мало влияет на модуль упругости E . Модуль упругости наноструктурированного материала (размер зерна 20–100 нм), практически тот же, что и у объемного с микронными размерами зерен [25]. Модуль упругости чистого ниобия и силицида равны соответственно 101.9 и 269 ГПа [13], поэтому меньшее значение E (табл. 2) для сплава, полученного СВС + ЭДП, связана с повышением объемной доли Nb_{SS} .

Определенные по формуле 1 значения K_I представлены в табл. 2. Вязкость разрушения силицида Nb_5Si_3 очень низка, порядка 2 МПа м^{1/2} [26], значения вязкости твердого раствора $Nb_{SS} \sim 30–40$ МПа м^{1/2} [27], поэтому больший вклад в улучшение трещиностойкости сплава вносит фаза Nb_{SS} . Увеличение объемной доли Nb_{SS} и дисперсность структуры приводит к резкому возрастанию вязкости разрушения от 7.7 ± 0.8 МПа м^{1/2} (сплав, полученный СВС) до 14.8 ± 0.8 МПа м^{1/2} (СВС + ЭДП).

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Полученные результаты показывают, что различие в технологии изготовления литых сплавов Nb–14 ат. % Si–9 ат. % Al влияет на фазовый состав, структуру и свойства полученных сплавов. В обоих случаях наблюдается формирование неравновесных структур. В литом сплаве, полученном СВС методом, происходит формирование твердого раствора кремния и алюминия в ниобии Nb_{SS}, интерметаллида Nb₃Al и силицида β-Nb₅Si₃, в котором часть атомов кремния замещена атомами алюминия. В сплаве после дополнительного электродугового переплава происходит подавление образования фазы Nb₃Al и формируется структура из дендритов фазы β-Nb₅(Si, Al)₃ и эвтектики Nb_{SS} + β-Nb₅(Si, Al)₃. Повышение объемной доли Nb_{SS} и дисперсность структуры сплава в результате электродугового переплава приводит к увеличению его вязкости разрушения по сравнению со сплавом, полученным СВС.

Работа выполнена по теме НИР (№ 121030100001-3) с использованием оборудования ЦКП “Центр физических и физико-химических методов анализа, исследования свойств и характеристик поверхности, наноструктур, материалов и изделий” УдмФИЦ УрО РАН (уникальный идентификатор проекта RFMEFI62119X0035).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Светлов И.Л. Высокотемпературные Nb–Si-композиции // *Материаловедение*. 2010. № 9. С. 29–38.
2. Kocherzhinsky Yu.A., Yupko L.M. Shishkin E.A. State diagram Nb–Si // *Russ. Metall.* 1980. № 1. P. 206–211.
3. Kimura Y., Yamaoka H., Sekido N., Mishima Y. Processing, microstructure, mechanical properties of Nb/Nb₅Si₃ two phase alloys // *Metal. Mater. Trans. A*. 2005. V. 36A. № 3. P. 483–488.
4. Yukhvid V.I., Alymov M.I., Sanin V.N., Andreev D.E., Sachkova N.V. Self-propagating high-temperature synthesis of Niobium Silicide-based composite materials // *Inorganic Mater.* 2015. V. 51. № 12. P. 1251–1257. <https://doi.org/10.1134/S0020168515110151>
5. Bewlay B.P., Lipsitt H.A., Jackson M.R., Reeder W.J., Sutliff J.A. Solidification processing of high temperature intermetallic eutectic-based alloys // *Mater. Sci. Eng. A*. 1995. V.192/193. P. 534–543.
6. Mendiratta M.G., Dimiduk D.M. Microstructures and mechanical behavior of two-phase niobium silicide-niobium alloys // *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 1989. V. 133. P.441–446.
7. Kim W.Y., Tanaka H., Kasama A., Hanada S. Microstructure and room temperature fracture toughness of Nb_{SS}/Nb₅Si₃ in situ composites // *Intermetallics*. 2001. V. 9. P. 827–834. [https://doi.org/10.1016/S0966-9795\(01\)00072-3](https://doi.org/10.1016/S0966-9795(01)00072-3)
8. Kashyap S., Tiwary C.S., Chattopadhyay K. Microstructure and mechanical properties of oxidation resistant suction cast Nb–Si–Al alloy // *Mater. Sci. Eng. A*. 2013. V. 559. № 1. P. 74–85. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.08.027>
9. Sapegina I.V., Pushkarev B.E., Tereshkina S.A., Ladyanov V.I. Structure and properties of nb–si–al hypoeutectic alloys obtained by aluminothermy at different cooling rates // *J. Surface Investigation: X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques*, 2021, V. 15. № 6. P. 1345–1348. <https://doi.org/10.1134/S1027451021060422>
10. Zhao J.C., Peluso L.A., Jackson M.R., Tan L. Phase diagram of the Nb–Al–Si ternary system // *J. Alloys Compds.* 2003. № 4. P. 183–188. [https://doi.org/10.1016/S0925-8388\(03\)00524-3](https://doi.org/10.1016/S0925-8388(03)00524-3)
11. Raghavan V. State diagram Al–Nb–Si // *J. Phase Equilibria and Diffusion*. V. 27. № 2. 2006. P. 163–165. <https://doi.org/10.1361/154770306X97272>
12. Qu S., Han Y., Sang L. Effects of alloying elements on phase stability in Nb–Si system intermetallics materials // *Intermetallics*. 2007. V. 15. P. 810–813. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2006.10.044>
13. Papadimitriou I., Uttonet C., Scott A., Tsakiroopoulos P. Ab initio study of the intermetallics in Nb–Si binary system // *Intermetallics*. 2014. V. 54. P. 125–132. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2014.05.020>
14. Shelekhov E.V., Sviridova T.A. Programs for X-ray analysis of polycrystals // *Metal. Sci. Heat Treatment*. 2000. V. 42. № 8. P. 309–313. <https://doi.org/10.1007/BF02471306>
15. Kammerdiner L., Luo H.L. Superconductivity in the Nb-rich Nb–Al alloys // *J. Appl. Phys.* V. 43. № 11. 1972. P. 4728–4731. <https://doi.org/10.1063/1.1660995>
16. Кузьмина Н.А., Бондаренко Ю.А. Исследование фазового состава и структуры ниобий-кремниевый композита, полученного методом направленной кристаллизации в жидкометаллическом охладителе // *Труды ВИАМ*. 2016. Т. 41. № 5. С. 19–27.
17. Brukl C., Nowotny H., Benesovsky F. Study of the Ternary Systems V–Al–Si, Nb–Al–Si, Cr–Al–Si, Mo–Al–Si, and Cr(Mo)–Al–Si. *Monatsh Chemie*. 1961. 92. P. 967–980.
18. Pan V.M., Latysheva V.I., Kulik O.G., Popov A.G., Litvinenko E.N. State diagrams of Nb–NbAl₃–Nb₅Si₃ // *Russ. Metall.* 1984. № 4. P.233–235.
19. Murakami T., Sasaki S., Ichikawa K., Kitahara A. Microstructure, mechanical properties and oxidation behavior of Nb–Si–Al and Nb–Si–N powder compacts prepared by spark plasma sintering // *Intermetallics*. 2001. V. 9. P. 621–627.
20. Kashyap S., Tiwary C.S., Chattopadhyay K. Microstructural and mechanical behavior study of suction cast Nb–Si binary alloys // *Mater. Sci. Eng. A*. 2013. V. 583. P. 188–198. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2013.06.045>

21. Чернов А.А., Гиваргизов Е.И., Багдасаров Х.С., Демьянец Л.Н., Кузнецов В.А., Лабочев А.Н. Современная кристаллография. Т. 3. М.: Наука, 1980. 408 с.
22. Shao G. Thermodynamic assessment of the Nb–Si–Al system // *Intermetallics*. 2004. V. 12. № 6. P. 655–664. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2004.03.011>
23. Sekido N., Kimura Y., Miura S., Mishima Y. Solidification process and mechanical behavior of the Nb/Nb₅Si₃ two phase alloys in the Nb–Ti–Si System // *Mater. Trans.* 2004. V. 45. № 12. P. 3264–3271.
24. Lawn B. R., Evans A. G., Marshall D. B. Elastic/plastic indentation damage in ceramics: the median/radial crack system // *Journal of the American Ceramic Society*. 1981. № 9. P. 533–538.
25. Андреевский Р.А., Рагуля А.В. Наноструктурные материалы. М.: Академия, 2005. 192 с.
26. Jackson M.R., Bewlay B.P., Rowe R.G., Skelly D.W., Lipsitt H.A. High-temperature refractory metal-intermetallic composites // *JOM*. 1996. V. 48. № 1. P. 39–45.
27. Светлов И.Л. Высокотемпературные Nb–Si–композиты // *Материаловедение*. 2010. № 10. С. 18–27.