

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 $14.8 \pm 0.8 \text{ МПа м}^{1/2}$ по сравнению с $7.7 \pm 0.8 \text{ МПа м}^{1/2}$ 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 $6.6\text{--}7.2 \text{ г/см}^3$ [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 $14.2 \pm 0.5 \text{ МПа м}^{1/2}$ и уменьшается до $5.8 \pm 0.5 \text{ МПа м}^{1/2}$ 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 $12 \pm 0.8 \text{ МПа м}^{1/2}$ для сплава Nb–10 ат. % Si и резко уменьшается до $4.5 \pm 0.8 \text{ МПа м}^{1/2}$ 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 ICO спектрометра “Spectroflame Modula S” (табл. 1).

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-

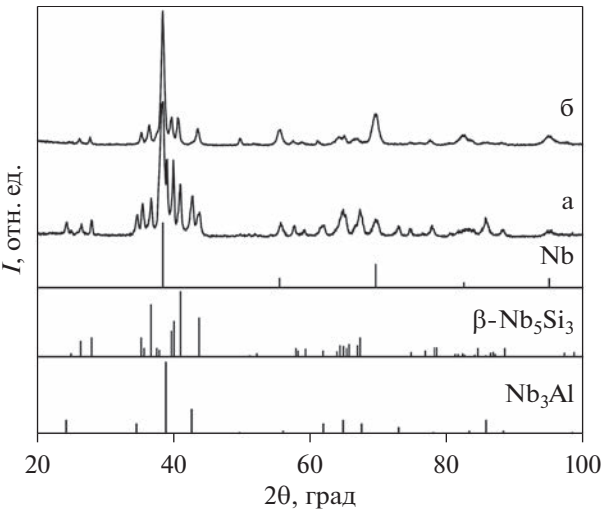


Рис. 1. Рентгеновские дифрактограммы сплавов Nb–14 ат. % Si–9 ат. % Al, полученных: (а) СВС; (б) СВС + ЭДП.

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 $\text{Nb}-12.7 \text{ ат. \% Si}-9 \text{ ат. \% Al}$ параметр решетки $a(\text{Nb}_{\text{SS}}) = 0.312 \pm 0.001 \text{ нм}$ и состав Nb_{SS} ламелей — $\text{Nb}-2.4 \text{ ат. \% Si}-10.6 \text{ ат. \% Al}$. 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 ($a = 0.5184 \text{ нм}$ JCPDS 12-85), тогда как для силицида наблюдается сильное отклонение от справочных значений для $\beta\text{-Nb}_5\text{Si}_3$ ($a = 1.0028 \text{ нм}$, $c = 0.5069 \text{ нм}$ JCPDS 30-875) и параметры ближе к значениям для $\text{Nb}_{10}\text{Si}_3\text{Al}_3$ ($a = 1.016 \text{ нм}$, $c = 0.5081 \text{ нм}$ JCPDS 16-845). Кристаллическая структура и параметры решетки фазы $\text{Nb}_{10}\text{Si}_3\text{Al}_3$ были описаны в работе [17], эта фаза изоструктурна $\beta\text{-Nb}_5\text{Si}_3$ и ее можно рассматривать как твердый раствор алюминия в высокотемпературной модификации силицида Nb_5Si_3 [10, 18].

В системе $\text{Nb}-\text{Si}-\text{Al}$ [10, 11] для сплавов нашего состава равновесными фазами будут твердый раствор ниобия Nb_{SS} , интерметаллид Nb_3Al и низкотемпературный силицид $\alpha\text{-Nb}_5\text{Si}_3$. Таким образом, в литом сплаве, полученном методом СВС, наблюдается формирование неравновесной структуры, что призывает к исследованию стабильности структуры при температурах 1300°C и выше. Но данное исследование является материалом еще одной статьи, поскольку наблюдается расхождение в растворимости Al в $\alpha\text{-Nb}_5\text{Si}_3$. Количество растворенного алюминия сообщали очень поразному различные группы исследователей: в работах [17, 19] предположили очень низкую растворимость (близкую к нулю) Al в $\alpha\text{-Nb}_5\text{Si}_3$ при 1400°C , в работе [10] оценили растворимость порядка $8 \text{ ат. \% Al}$ при 1000°C . Малая растворимость алюминия в $\alpha\text{-Nb}_5\text{Si}_3$ может привести к увеличению объемной доли интерметаллида Nb_3Al и соответственно снизить объемную долю Nb_{SS} .

Изображение структуры литого сплава $\text{Nb}-14 \text{ ат. \% Si}-9 \text{ ат. \% Al}$, 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 — $\text{Nb}-4.7 \pm 0.9 \text{ ат. \% Si}-18.6 \pm 0.8 \text{ ат. \% Al}$, т.е. это интерметаллиды Nb_3Al . Дендриты представляют собой фазу $\text{Nb}_5(\text{Si}, \text{Al})_3$ с содержанием кремния

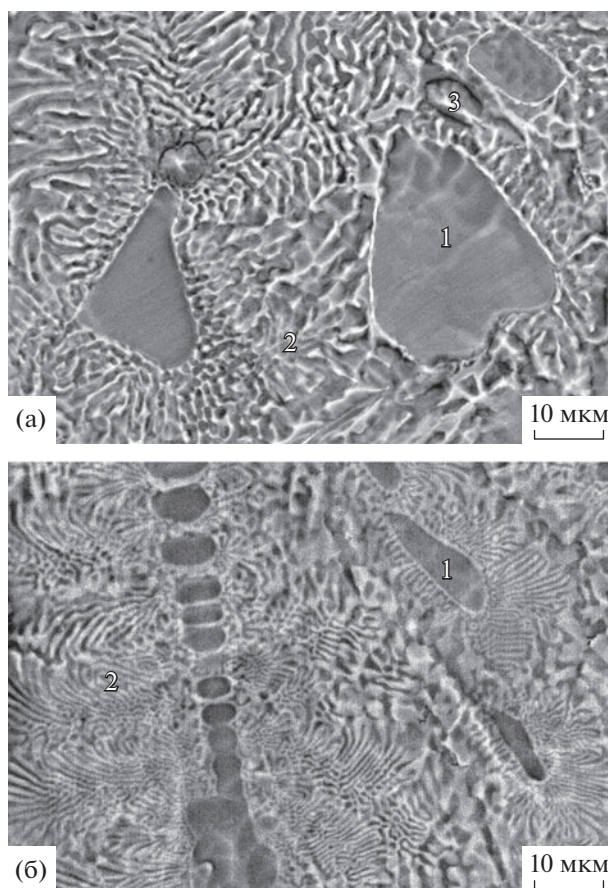


Рис. 2. Микроструктура сплавов $\text{Nb}-14 \text{ ат. \% Si}-9 \text{ ат. \% Al}$, полученных: (а) СВС; (б) СВС + ЭДП. (1 — $\text{Nb}_5(\text{Si}, \text{Al})_3$, 2 — $\text{Nb}_{\text{SS}} + \beta\text{-Nb}_5(\text{Si}, \text{Al})_3$, 3 — Nb_3Al).

$32.8 \pm 0.8 \text{ ат. \%}$ и алюминия $5.4 \pm 0.9 \text{ ат. \%}$, что дополнительно подтверждается исследованием формы кристаллов. В бинарной системе $\text{Nb}-\text{Si}$ 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 ограниченную 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 послойного 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-компози́ты // 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-кремниевого 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. Андриевский 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.