

лом объеме информации, что важно в промышленности, когда функционирование систем в режиме, далеком от оптимального, обходится не дешево; удобно для применения ЭВМ, так как решение получается в виде рекуррентных соотношений.

Выводы

Таким образом, использование современных информационных технологий и методов теории идентификации позволяет существенно снизить уровень материальных средств, выведенных из оборота запасов, и повысить эффективность и конкурентоспособность изделий машиностроения, автотракторостроения и других отраслей народного хозяйства.

Влияние легирования и структурного состояния на термоэмиссию и жаропрочность ниобия

д.т.н., проф. Арзамасов В.Б., к.т.н., доц. Смирнова Э.Е., Строев А.А., Полунов И.Л.
МГТУ «МАМИ»

В работе приведены данные влияния легирования и термической обработки на структурное состояние, длительную прочность и термоэмиссию сплавов на основе ниобия. Показано, что максимальная жаропрочность многокомпонентного сплава ниобия достигается после закалки с 1750°C и старения при 1100÷1200°C, при этом работа выхода электрона сохраняет стабильные значения.

Для электродных материалов, работающих в вакууме или в парах щелочных и щелочноземельных металлов, а также в контакте с ядерным горючим под нагрузкой при температурах до 1300°C представляют интерес сплавы ниобия, легированные переходными металлами IVA-VIA групп и углеродом [1,2].

Высокие и стабильные значения основных характеристик этих сплавов – термоэмиссии и жаропрочности – обеспечиваются не только легированием, но и соответствующим структурным состоянием.

В настоящей работе приводятся результаты исследования термоэмиссионных и жаропрочных свойств сплавов ниобия в литом, деформированном и термообработанном состояниях.

Сплавы ниобия систем Nb-C, Nb-Me и Nb-Me-C, где Me – легирующие металлы лабораторной выплавки, были получены методом двойного вакуумнодугового переплава с расходуемым электродом. Плавка осуществлялась в медном водоохлаждаемом тигле с кристаллизацией слитка на специальной затравке из ниобия. Полученные слитки обтачивались с поверхности до диаметра 48 мм, а их вес составлял от 3 до 5 кг.

Затем следовал отжиг по режиму 1500°C в течение 3-х часов для снятия внутренних напряжений и частичной гомогенизации структуры.

Прессование слитка на пруток проводилось на 600-тонном прессе с предварительным подогревом до 1500-1700 °C на установке ТВЧ в токе аргона. Для уменьшения окисления и газонасыщения при нагреве слитки обмазывались стеклографитовой смазкой.

Пруток, полученный в результате экструзии, имел диаметр 15 мм, и из него изготавливали образцы для исследований.

Многокомпонентные сплавы системы Nb-Mo-Ti-Zr-C выплавлялись в полупромышленных условиях по несколько отличной технологии. Первый переплав указанных сплавов был осуществлен в электроннолучевой печи, следующий – в электродуговой вакуумной печи. Полученные слитки подвергались горячему прессованию с диаметра 90 мм до диаметра 50 мм, а затем – пруток диаметром 15 мм, из которого также изготавливались образцы для исследований.

Химический состав исходных материалов, использованных при выплавке сплавов ниобия приводится в табл. 1, полученных сплавов – в табл. 2

В литом состоянии все сплавы ниобия имели крупнозернистую структуру с редкими выделениями второй фазы, которая по данным электронографического анализа оказалась гексагональным карбидом Nb₂C. Увеличение содержания углерода до 0,24 % в сплаве с

15,2 % Мо привело к появлению в структуре игольчатых выделений второй фазы Nb_3C_2 наряду со сфероидальными частицами Nb_2C .

Таблица 1.

Химический состав исходных материалов.

Металл	Содержание примесей, % по массе											
	C	N	O	H	Fe	Ti	Si	Ta	Ni	V	Zr	Al
Nb	0,03	0,03	0,02	0,001	0,08	0,1	0,03	0,4	-	-	-	-
Mo	0,001	0,0006	0,003	0,0005	0,004	-	0,003	-	0,001	-	-	-
Ti	0,02	0,015	0,03	-	0,04	-	0,03	-	0,01	-	-	0,1
Zr	-	-	0,01	-	-	0,0015	0,002	-	-	0,002	-	-

Таблица 2.

Состав полученных сплавов ниобия по данным химического анализа.

Содержание легирующих элементов, % по массе			
Mo	Ti	Zr	C
-	-	-	0,08-0,2
15,0	-	-	0,09
15,2	-	-	0,24
-	0,46; 0,99; 3,52; 5,71	-	0,06-0,08
-	-	0,34; 0,92; 1,95; 4,43	0,08-0,12
10,5-15,0	3,2-3,4	0,2-4,98	0,02-0,34

Во всех случаях в литом состоянии в сплавах наблюдалась дендритная ликвация, степень развития которой определялась содержанием легирующих элементов и углерода в системе, а сами сплавы представляли собой практически нераспавшиеся твердые растворы.

В процессе горячего деформирования увеличивалась степень распада твердого раствора, однако самостоятельных вторых фаз легирующие элементы не образовали, т.е. единственной второй фазой оставался карбид Nb_2C .

Вакуумный 1-3-х часовой отжиг при 1600-1800 °C привел к гомогенизации структурного состояния и увеличению количества карбидов Nb_2C в сплавах систем Nb-C и Nb-Me-C.

В многокомпонентных сплавах систем Nb-Mo-Ti-Zr-C вокруг частиц карбида Nb_2C были обнаружены скопления более мелких выделений, которые по данным микрорентгеноструктурного анализа оказались кубическими карбидами (Zr, Nb)C.

Эти сплавы относятся к группе дисперсионно-твердеющих, поэтому сплав состава Nb-15% Mo-3% Ti-1% Zr-0,15% C был подвергнут закалке с 1750 °C ($V_{охл} \sim 300$ град/сек) и старению при 1200 °C в течение 1 часа, что привело к исчезновению карбидов Nb_2C и образованию мелкодисперсных карбидов (Zr, Nb)C с ГЦК решеткой с периодами $a = 0,454 \dots 0,456$ нм и содержанием 30...40 % Nb.

Изменения структуры влияли на термоэмиссионные и жаропрочные свойства сплавов.

Работа выхода электрона из многокомпонентных сплавов определялась на установке и по методике, изложенной в работе [3].

Исследования при 1300 °C сплавов систем Nb-C и Nb-Me-C показали, что молибден при содержании его в сплаве в количестве 15% по массе увеличивает работу выхода электрона до 4,06 эВ против 3,98 эВ для сплава Nb-0,09% C, а увеличение содержания титана или циркония до 5,71 и 4,43 % соответственно снижают эту характеристику до 3,92-3,94 эВ (везде средние значения работы выхода электрона).

Это согласуется с многочисленными данными о том, что работа выхода электрона в твердых растворах изменяется аддитивно с составом.

Разброс значений работы выхода электрона литых образцов составлял порядка 0,6 эВ, что связано с сильной микронеоднородностью структуры; деформация несколько уменьшила разброс этой характеристики ($\Delta = 0,25 - 0,30$ эВ), но лишь после отжига при 1600 °C значения

термоэмиссии сплавов становились относительно стабильными ($\Delta = 0,15 - 0,20$ эВ).

На рис. 1а показано изменение работы выхода электрона из многокомпонентного сплава Nb-15%Mo-3%Ti-1%Zr-0,15%C в зависимости от температуры испытания.

Видно, что зависимость носит немонотонный характер, связанный по данным микро-рентгеноспектрального, рентгеновского и резистометрического анализов с фазовыми и структурными изменениями в сплаве (рис. 1б).

В интервале 1000-1500 °С с α -твердым раствором сосуществует кубический карбид (Zr, Nb)C с периодом $a = 0,454...0,456$ нм, что соответствует содержанию в нем 30-40% Nb. При дальнейшем повышении температуры до 1500-1700 °С этот карбид становился термодинамически неустойчивым и образовался гексагональный карбид Nb₂C ($a = 0,312$ нм; $c = 0,499$ нм), а выше 1700 °С сплав представлял собой твердый раствор углерода и легирующих элементов в ниобии.

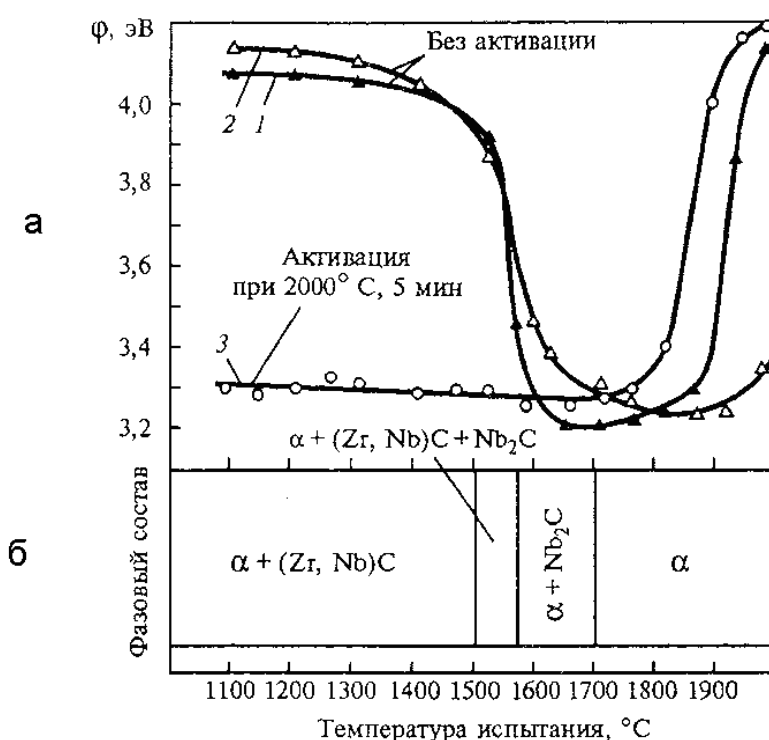


Рис. 1 Работа выхода электрона и фазовый состав сплава Nb-15Mo-3Ti-1Zr-0,15C в зависимости от температуры испытания при p , равном $10^{-4} - 10^{-3}$ (1, 3) и $10^{-2} - 10^{-1}$ Па (2)

На основании результатов исследования температурной зависимости работы выхода электрона и данных фазового анализа можно сделать вывод, что в интервале 1000-1500 °С работа выхода электрона, равная 4,05-4,10 эВ, определяется, в основном, легированностью твердого раствора молибденом и наличием карбида (Zr, Nb)C, имеющего примерно те же значения работы выхода.

При 1500-1800 °С по мере исчезновения карбида (Zr, Nb)C диффузионная подвижность атомов циркония, перешедшего в твердый раствор, возрастала и на поверхности образца образовался слой, обогащенный атомами циркония, при этом работа выхода снижалась до 3,20 – 3,24 эВ, что меньше ее значений для ниобия и циркония. Это связано с образованием металлупленочной структуры поверхности. При дальнейшем повышении температуры скорость испарения атомов циркония с поверхности образца превышала скорость подпитки из внутренних объемов и работа выхода определяется лишь степенью легированности твердого раствора.

Было отмечено, что на изменение зависимости работы выхода электрона от температуры влияли условия эксперимента; при вакууме $10^{-3}...10^{-4}$ Па увеличение работы выхода происходило при более низких температурах, чем при вакууме $10^{-2}...10^{-1}$ Па (рис. 1а, кривые 1 и 2).

В этой связи отсутствие минимума работы выхода электрона, отмеченное в некоторых работах [4] в условиях сверхвысокого вакуума как раз и было связано, по нашему мнению, с быстрым обеднением сплава активирующим компонентом еще в процессе подготовки к измерениям (прогрев, обезгаживание и т.д.).

Полученная в результате активирования (нагрев до 2000°C, выдержка 5 мин) пленка атомов циркония на поверхности устойчива при температурах ниже 1500°C и обеспечивает стабильную термоэмиссию (порядка 3,2 эВ) в процессе эксплуатации при вакууме $10^{-4} - 10^{-3}$ Па (рис. 1а, кривая 3).

Испытания на ползучесть сплава Nb-15%Mo-3%Ti-1%Zr-0,15%C проводились на лабораторной вакуумной установке ВПНС-2, позволяющей одновременно испытывать 6 образцов в вакууме 10^{-3} Па.

Результаты исследований образцов при температурах 1100-1300°C приведены на рис. 2.

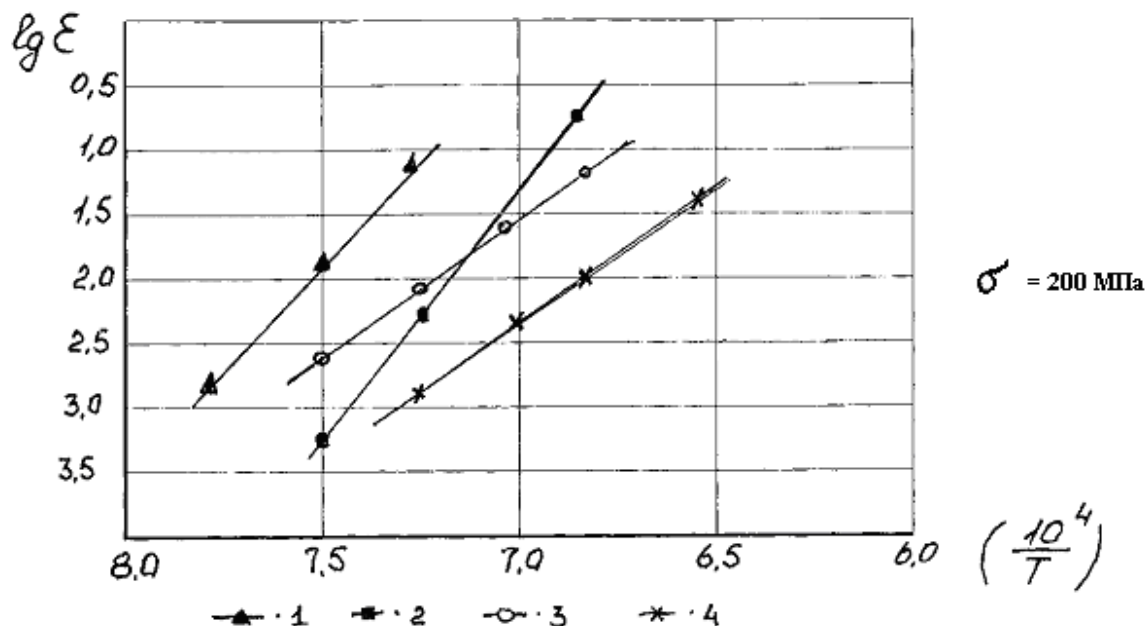


Рис. 2. Зависимость скорости установившейся ползучести сплава Nb-15Mo-3Ti-1Zr-0,15C от обратной температуры:

1 – литой; 2 – деформированный; 3 – отожженный; 4 – закаленный.

Видно, что деформация и отжиг повышают жаропрочность сплава, по сравнению с литым состоянием, однако лишь после закалки с 1750°C и старения при 1200°C скорости ползучести становятся минимальными. По данным микроструктурного и электронографического анализов высокая жаропрочность сплава после закалки и старения связана с присутствием в структуре мелкодисперсных, равномерно расположенных частиц карбида (Zr, Nb)C, которые препятствуют развитию деформации.

Выводы

Таким образом, на основании проведенных исследований можно сделать вывод, что химическая и структурная неоднородности сплавов в литом состоянии, неравномерное распределение частиц второй фазы в деформированном состоянии приводит к нестабильности термоэмиссии и низким показателям жаропрочности, что вызывает необходимость безусловной термической обработки сплавов.

Литература

1. Амосов В.М., Карелин Б.А., Кубышкин В.В. «Электродные материалы на основе тугоплавких металлов». М., «Металлургия», 1976г., 224 с.
2. Арзамасов В.Б. «Структура, свойства, термическая обработка и области применения высокотемпературных электродных материалов на основе тугоплавких металлов» М., «Машиностроение», 1992г., 74 с.
3. Арзамасов В.Б. Смирнова Э.Е. «Принцип жаропрочного легирования и термоэмиссионные свойства сплавов». В сб. «Металловедение», М., МГТУ им. Баумана, 2003 г., с. 226-232

4. Царев Б.М. «Пути развития термоэмиссионных катодов. Радиоэлектроника, 1957 г., сер.111., вып. 6.

Новые инструменты для перспективных технологических процессов обработки материалов, применяемых в машиностроении

Боровский Г.В., Балков В.П.
ОАО «ВНИИИНСТРУМЕНТ»

Представлены последние разработки ВНИИИНСТРУМЕНТа. К ним относится гамма режущего инструмента с использованием высокопрочных микродисперсных твердых сплавов и высококачественных композиционных покрытий на основе (TiAlNb)N для высокоскоростной обработки легких сплавов и термообработанных сталей; сборные торцовые фрезы с облегченными корпусами из сплавов алюминия; гамма токарных резцов, концевых и торцовых фрез, оснащенных режущими пластинами из сверхтвердых материалов для обработки широкой номенклатуры металлических и неметаллических материалов; сверла для глубокого сверления и др. Наряду с созданием новых инструментов ВНИИИНСТРУМЕНТ проводит работы в области стандартизации инструмента, осуществляется комплексная поставка под «ключ» технологических процессов металло- и деревообработки, инструментов всех видов, оснастки, обеспечение их рациональной эксплуатации у потребителей и сервисное обслуживание.

Прогресс в создании и освоении новых видов изделий машиностроения, появление гаммы новых обрабатываемых материалов, повышение сложности и качества изделий, растущие требования к экологической чистоте производства приводит к существенным новациям в технологии обработки металлов резанием. Получают развитие процессы высокоскоростной обработки, резания без применения смазочно-охлаждающих жидкостей или с минимальным их применением, твердое точение и другие процессы.

Создание конструкций металлорежущих станков с приводами главного движения, реализующими скорости вращения 12000...60000 об/мин; увеличение мощности и крутящих моментов приводов, обеспечивающих разгон и торможение рабочих органов до 10 м/сек и более; подачи СОЖ в большом объеме и с высоким давлением позволило реализовывать процессы высокоскоростной обработки.

Особенностью процессов высокоскоростной обработки, кроме высокой скорости резания, является возможность эффективного резания с уменьшенными в 2...3 раза подачами, что обеспечивает меньшие деформации инструмента. Кроме того, при высокоскоростном резании обеспечивается больший отвод тепла со стружкой, что обеспечивает минимальный нагрев обрабатываемой детали и способствует снижению ее деформации и повышению качества обработки.

Эти свойства высокоскоростного резания привели к развитию применения этого процесса при обработке деталей из легких сплавов, труднообрабатываемых материалов, а также деталей, нагрев которых при обработке недопустим.

Требуемый для высокоскоростной обработки режущий и вспомогательный инструмент должен отвечать комплексу требований. Эти требования укрупненно сводятся, кроме обычных, относящихся к режущему инструменту, также к применению в качестве инструментальных материалов новых микродисперсных твердых сплавов, в т.ч. с высокопрочными наноструктурными покрытиями, СТМ на основе кубического нитрида бора и алмаза, минимизации размеров и масс вращающегося инструмента, повышению точности инструмента по всем основным параметрам.

Повышенные требования предъявляются и к вспомогательному инструменту, составляющему с режущим инструментом единые инструментальные блоки. Эти требования сводятся, прежде всего, к повышению надежности крепления, минимизации массы и дисбаланса инструмента, обеспечению точного позиционирования в направлении оси вращения и в ради-