

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ С РАСТВОРНЫМ И ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ

С.Г. Агбальян, Г.А. Василян, А.Р. Саркисян, А.С. Агбальян

Национальный политехнический университет Армении

Сформулированы принципы создания антифрикционных материалов, структурная модель которых отвечает молекулярно-механической теории трения и износа, а именно: обеспечение растворного и интерметаллидного механизмов упрочнения матрицы (основы), включение в состав композиции твердых смазывающих веществ. Не исключается применение в качестве упрочняющей фазы дисперсных частиц (карбидов, боридов, нитридов, силицидов, оксидов и др.).

Разработан новый класс “Ti-Al-Cu” сплавов с растворным [α -Ti (Al)] и интерметаллидным [Ti₂Cu] упрочнением для деталей машин конструкционного назначения. Сочетание растворного и интерметаллидного механизмов упрочнения и введение твердых смазывающих веществ (например, MoS₂, WSe₂ и др.) подавляют явления схватывания, характерные для титана и его сплавов, а следовательно, позволяют получать принципиально новые титановые сплавы (“TiAl – Ti₂Cu – MoS₂”) с высокими триботехническими свойствами.

Комплексный механизм упрочнения обеспечивает металлический контакт матрица - твердые частицы, а значит, предотвращает адгезионный массоперенос при фрикционном взаимодействии пар трения. Наличие же твердых смазывающих веществ образует на сопряженных поверхностях вторичные структуры, которые повышают износостойкость материала и снижают коэффициент трения,

Оптимальное легирование, например V и Mo, дополнительное упрочнение тугоплавкими частицами и совершенствование технологии получения дают возможность значительно улучшить механические и антифрикционные свойства базового “Ti – Al -Cu” сплава.

Ключевые слова: титан, алюминий, медь, антифрикционный материал, трение, износ, твердый раствор, интерметаллидная фаза, дисульфид молибдена, спекание, закалка, старение.

Введение. Согласно молекулярно-механической (адгезионно-деформационной) теории трения и износа, предложенной Ф. Боденом [1] и И. Крагельским [2], внешнее трение осуществляется с минимальной работой в том случае, когда прочность адгезионной связи между контактируемыми

поверхностями меньше прочности нижележащих слоев, т.е. когда имеет место положительный градиент механических свойств по глубине:

$$\frac{d\sigma_x}{dz} > 0, \quad (1)$$

где σ_x - разрушающее напряжение; z - координата.

Условие (1) обеспечивает внешнее трение, при котором сдвиговые деформации сосредотачиваются в тонком поверхностном слое, не нарушая целостности контактируемых материалов. Если же адгезионная связь прочнее, то возникает отрицательный градиент механических свойств, т.е. $d\sigma_x/dz < 0$, при котором происходит схватывание трущихся поверхностей с глубинным вырыванием материалов пары трения. Процессы трения и износа сопровождаются упругими и пластическими деформациями, а также фазовыми превращениями в поверхностных слоях. Таким образом, эффективность работы пары трения определяется не только исходной структурой материалов, но и “вторичной структурой”, формируемой при их фрикционном взаимодействии. Как видим, решение задачи заключается в установлении корреляционной связи между “исходной” и “вторичной” структурами, а следовательно, в управлении процессами трения и износа.

Исходя из этих и других положений материаловедения, нами сформулированы основные принципы создания антифрикционных материалов, которые сводятся к следующему:

- упрочнение матрицы по механизму твердого раствора;
- интерметаллидное упрочнение матрицы по механизму дисперсионного твердения;
- введение в состав композиции твердых смазывающих веществ.

Сочетание растворного и интерметаллидного механизмов упрочнения обеспечивает высокую износостойкость материала. Твердые же смазки (сульфиды, селениды, фосфиды и др.) снижают коэффициент трения и формируют на сопряженных поверхностях защитные пленки (“вторичные структуры”), которые сохраняют работоспособность узлов трения в значительно большем диапазоне скоростей скольжения и нагрузок, в том числе и экстремальных.

Как известно, основными достоинствами титана являются: большая удельная прочность ($Ti - 7,1 \cdot 10^3$, $Al - 3,0 \cdot 10^3$, $Fe - 2,7 \cdot 10^3$, $Si - 2,5 \cdot 10^3$ М) и коррозионная стойкость. К сожалению, низкие антифрикционные свойства титана и его сплавов, обусловленные высоким коэффициентом трения ($f = 0,48 \dots 0,68$), малой износостойкостью и теплопроводностью ($\lambda_0 = 21,9$ Вт/м.К), а также склонностью к схватыванию трущихся поверхностей, сильно ограничивают их

применение в узлах зрения. Предложены всего лишь частные решения, касающиеся в основном модификации рабочих поверхностей деталей машин [3-5]. Легирование титана различными α - и β -стабилизаторами и последующая термическая обработка незначительно улучшают сопротивление схватыванию титановых сплавов при трении. Использование минеральных масел в качестве смазок не даст положительных результатов ввиду взаимной несовместимости. Достаточно отметить, что до сих пор не найден материал, эффективно работающий в паре с титаном и его сплавами.

Для повышения антифрикционных свойств титана и его сплавов разработаны технологические приемы, которые условно можно подразделить на три группы [6]:

- диффузионное насыщение кислородом, азотом, углеродом, бором и кремнием;
- металлизация гальваническим и химическим методами, газофазным осаждением и др.;
- нанесение покрытий путем напыления (плазменное, детонационное и др.).

В табл. 1 [7] дана сравнительная оценка работоспособности титанового сплава ВТ22, подвергнутого различным методам поверхностного упрочнения. Покрытия наносили на поверхности кольцевых образцов $\varnothing 40 \times 30 \times 20$ мм и испытывали в условиях трения скольжения в гидрожидкости АМГ-10 по бронзе БрАЖМц10-3-1,5. Как видно из табл. 1, лучшую износостойкость обеспечивает плазменное напыление. Тем не менее поверхностное упрочнение деталей машин из титановых сплавов приемлемо только лишь для легких режимов работы ($v \leq 0,25$ м/с, табл. 1). Оно не решает проблему антифрикционности титана как ценного металла для современного машиностроения.

Постановка задачи и методы исследования. Титан представлен в двух полиморфных модификациях: низкотемпературной - α и высокотемпературной - β . Решетка α -Ti гексагональная плотноупакованная ($a = 2,9503 \text{ \AA}$, $c = 4,6834 \text{ \AA}$; $c/a = 1,587$ при 298 K); β -Ti – объемно центрированная кубическая ($a = 3,2820 \text{ \AA}$ при 298 K). Полиморфное превращение ($\alpha \leftrightarrow \beta$) титана происходит при 1155,5 K. α -Ti имеет 12 плоскостей скольжения и 18 плоскостей двойникования, чем и объясняется его большая пластичность. Именно это свойство благоприятствует массопереносу титана при трении, что, в свою очередь, приводит к схватыванию сопрягаемых поверхностей.

Таблица 1

Антифрикционные свойства титанового сплава BT 22 ($V \leq 0,25$ м/с)

Методы нанесения покрытий	Износ, $I=10^{-9}$ х		Нагрузка схватывания, МПа	Коэффициент трения, f
	покрытия	бронзы		
Оксидирование	2,8	18,0	6	0,28
Анодирование	1,5	102,0	4	0,37
Электролитическое хромирование	0,8	34,0	14	0,20
Химическое никелирование	3,6	72,0	6	0,28
Плазменное напыление:				
WC-Ni	0,5	1,2	8	0,16
TiC-Ni	0,4	0,7	14	0,12
TiC-Ni-Cu	0,4	0,9	14	0,14
Детонационное напыление:				
WC-Co	0,4	2,8	8	0,18
Ni-Cr	3,2	9,8	8	0,23

Полиморфизм титана и его способность к образованию твердых растворов и интерметаллидных соединений позволяют получать сплавы с различной структурой и свойствами. Элементы, повышающие температуру полиморфного $\alpha \leftrightarrow \beta$ -превращения и расширяющие область существования α -фазы, относятся к группе α -стабилизаторов (Al, Ga, La, Ce, O, C, N). Элементы, понижающие температуру полиморфного $\beta \leftrightarrow (\alpha + \beta)$ -превращения и сужающие область α -фазы, относятся к группе β -стабилизаторов (Cr, Mn, Fe, Cu, Ni, Be, Co, Ta, Nb, V, Mo, W и др.). При этом различают сплавы титана с β -эвтектоидными стабилизаторами (Cr, Mn, Fe, Cu, Ni, Be, Co), у которых происходит эвтектоидный распад β -фазы, и с β -изоморфными стабилизаторами (Ta, Nb, V, Mo, W), у которых при высокой их концентрации β -твердый раствор сохраняется. Элементы, относящиеся к α -стабилизаторам, лучше растворяются в α -Ti, поэтому в α -титановых сплавах не удастся закалкой сохранить β -фазу.

Алюминий является основным легирующим элементом для титана, как и углерод для железа. На рис. 1 приведена часть диаграммы состояния Ti-Al сплава [8]. Как видим, Al повышает температуру аллотропического превращения Ti и образует обширную область твердых растворов с α -Ti, которая простирается до 6% Al. Сплавы, содержащие 6...12% Al, располагаются в двухфазной области ($\alpha + \alpha_2$), где α_2 - сверхструктура (Ti_3Al).

Влияние Al на свойства α -Ti показано на рис. 2. С увеличением содержания Al прочность (σ_B) сплава возрастает, пластичность (KCU, δ) падает. Заметное снижение пластических свойств наблюдается для сплавов с 6...8% Al, сплавы же с 10% Al хрупко разрушаются. Это вызвано образованием α_2 -фазы. В работе [9] установлено, что в Ti-Al сплавах α_2 -фаза начинает выпадать при ~5% Al.

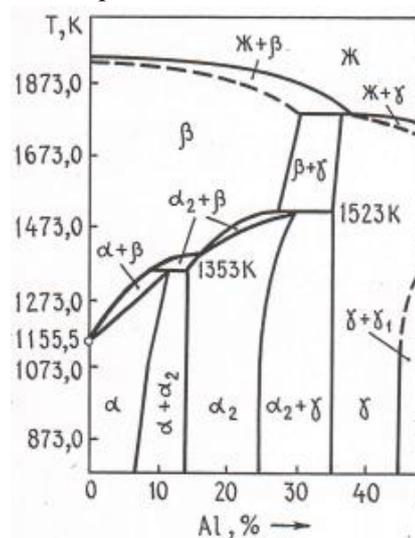


Рис. 1. Диаграмма состояния системы "Ti - Al"

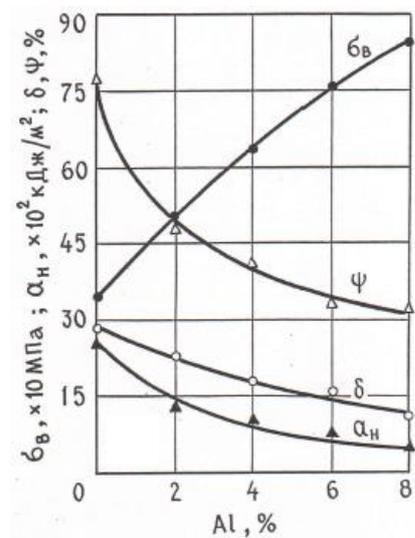


Рис. 2. Влияние Al на механические свойства Ti

Система Ti - Al является базисной, на основе которой получены титановые сплавы конструкционного назначения. Для повышения прочности Ti-Al сплавы легируют β -стабилизаторами в количествах, близких к их максимальной растворимости в α -Ti. Вычислены коэффициенты упрочнения различных β -стабилизаторов. Как видно из табл. 2, растворимость β -стабилизаторов в α -фазе незначительная (0,2...3,2%). Al повышает растворимость β -стабилизаторов в α -Ti. α -фазу сильно упрочняют Cr, Fe, Mo. Хром ранее считался перспективным компонентом. Когда же было обнаружено охрупчивание Ti-Al-Cr сплавов в результате эвтектидного превращения, практическое значение его уменьшилось. Исходя из этих соображений,

применение Cr для антифрикционных титановых сплавов с интерметаллидным упрочнением становится сомнительным. Но не только по этой причине. Применение Cr требует дополнительных защитных мер от окисления при горячих методах компактирования, учитывая, что оксиды хрома, в частности Cr₂O₃, в обычных условиях не восстанавливаются. Кроме того, хром относится к высокотемпературным материалам (2173 K) и обладает малой теплопроводностью (88,6 Вт/м.К), что не удовлетворяет основным требованиям, предъявляемым к антифрикционным материалам.

Таблица 2

Максимальная растворимость легирующих элементов в α -Ti

Элементы	Порядковый номер	Растворимость		Коэффициент упрочнения,
		мас. %	T, K	
Al	13	7,5	873	3,5
V	23	3,2	873	5,0
Cr	24	0,5	938	26,0
Fe	26	0,2	858	20,0
Ni	28	0,2	1043	-
Cu	29	2,1	1071	6,6
Mo	42	0,8	873	14,0
W	74	0,8	873	5,5

Примечание: K_T - увеличение σ_s на 1% растворенного элемента в α -Ti.

Большинство легирующих элементов (Al, Cr, Mn, Fe и др.) в титане увеличивают соотношение c/a и приближают его к теоретическому значению, равному 1,633, что затрудняет скольжение по призматическим плоскостям и снижает пластичность. Ванадий, наоборот, уменьшает c/a и тем самым повышает способность α -фазы к пластической деформации [10]. Кроме того, ванадий и молибден препятствуют образованию α_2 -фазы, поэтому в Ti-Al-V и Ti-Al-Mo сплавах можно повысить содержание Al без опасения охрупчивания. Оптимальное сочетание прочности и пластичности реализуется в сплавах Ti-Al-V-Mo, поэтому их следует отнести к перспективным.

В основу промышленного производства титановых сплавов, в частности Ti-Al-(β -Me), положен растворный механизм упрочнения [11-15]. По структуре они подразделяются на:

- α - сплавы (низколегированные);
- ($\alpha+\beta$) - сплавы (среднелегированные);
- β - сплавы (высоколегированные).

Механические свойства их колеблются в следующих пределах:

$$\alpha \text{ - сплавы, } \sigma_{\text{в}} = (7...9) \cdot 10^2 \text{ МПа, } \delta = 28...10\%;$$

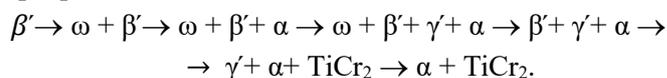
$$(\alpha + \beta) \text{ - сплавы, } \sigma_{\text{в}} = \frac{(8...12) \cdot 10^2}{(11...13) \cdot 10^2} \text{ МПа, } \delta = \frac{20...8}{15..6}\%;$$

$$\beta \text{ - сплавы, } \sigma_{\text{в}} = \frac{(9...13) \cdot 10^2}{(14...15) \cdot 10^2} \text{ МПа, } \delta = \frac{13...5}{8..4}\%.$$

В числителе - данные сплавов в отожженном состоянии, в знаменателе - после закалки и старения; α -сплавы термически не упрочняются.

Как отмечалось, растворный механизм упрочнения недостаточен для создания материалов с повышенными антифрикционными свойствами. В этой связи представляют интерес титановые сплавы, склонные к упрочняющей термической обработке, в которых могут быть реализованы как растворный, так и интерметаллидный механизмы упрочнения.

У стабильных $(\alpha+\beta)$ -сплавов эвтектоидный распад β -фазы на α -фазу и интерметаллидное соединение не происходит, так как β -твердый раствор находится в равновесии с α -фазой. В сплавах титана с переходными металлами (Сг, Мп, Fe и др.) эвтектоидные превращения протекают чрезвычайно медленно и при обычных скоростях охлаждения не реализуются, тогда как β -фаза легко фиксируется при 298 К. Для сплава Ti - 13%Сг при температуре 693 К и изотермической выдержке 1800 ч была установлена последовательность превращений [11]:



Столь продолжительный процесс дисперсионного твердения вряд ли может быть приемлемым с точки зрения экономической целесообразности, если иметь в виду технологию получения антифрикционных материалов с растворным (α -Ti) и интерметаллидным (TiCr_2) механизмами упрочнения.

Необходимо отметить, что эвтектоидный распад β -фазы в титановых сплавах приводит к резкому ухудшению механических свойств. Сплавы становятся настолько хрупкими, что их практическое применение исключается [12].

Из всех сплавов титана с переходными металлами сплавы "Ti-Cu" почти единственные, термическое упрочнение которых осуществляется вследствие распада пересыщенного твердого раствора и выделения в дисперсном состоянии интерметаллида Ti_2Cu . Именно в этом сплаве совместно проявляются оба механизма упрочнения - растворный и интерметаллидный.

На рис. 3 и 4 представлены диаграмма состояния и свойства Ti-Cu сплавов, а в табл. 3 - сравнительные данные, относящиеся к меди и некоторым легирующим элементам.

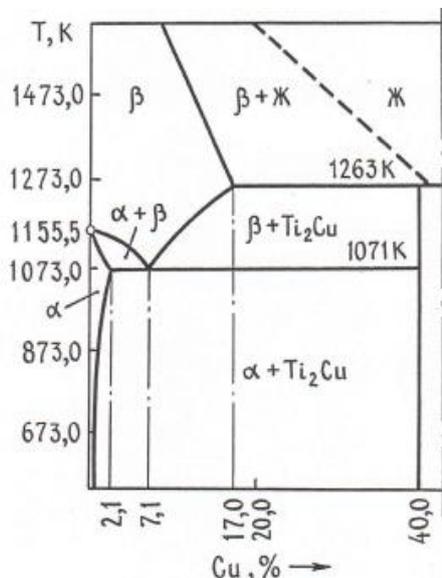


Рис. 3. Диаграмма состояния системы "Ti - Cu"

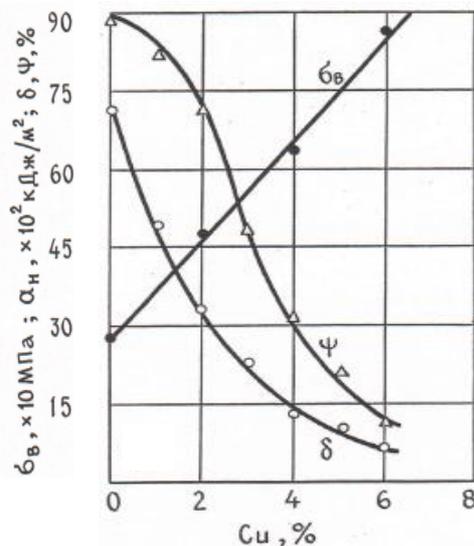


Рис. 4. Влияние Cu на механические свойства Ti после закалки от температуры 1173 К

Таблица 3

Влияние легирующих элементов на титановые сплавы [3, 11, 12]

Легирующие элементы	Эвтектоидная температура, К	Эвтектоидный состав по легирующему элементу, мас. %	Предельная концентрация β-стабилизирующего элемента (Me), мас. %	Растворимость элементов		
				температура, К	Cu→Ti мас. %	Ti→Cu, ат. %
Mn	823	20,0	16,0	773	0,66	0,5
Fe	858	15,0	12,0	873	0,79	1,6
Cr	938	15,0	14,0	1071	2,10	-
Co	958	9,0	5,7	1073	-	3,9
Ni	1043	7,0	8,2	1123	-	5,2
Cu	1071	7,1	-	1143	-	6,5

Как видно из рис. 3, Cu снижает температуру ($\alpha \leftrightarrow \beta$)-превращения Ti. Предельная растворимость Cu в α -Ti достигается при 1071 К и составляет 2,1%. Выше этой концентрации β -Ti эвтектоидно распадается на α -раствор (α -Ti) и интерметаллид Ti_2Cu . Эвтектоид включает 7,1% Cu и также

соответствует температуре 1071 К. С понижением температуры растворимость меди уменьшается и при 773 К становится равной 0,66% (табл. 3). Переменная растворимость обоих компонентов (Ti↔Cu) создает условия для пресыщения твердых растворов при закалке и старении. Скорость эвтектоидного превращения настолько велика, что распад β-Ti не подавляется даже при закалке. Это объясняется сравнительно высокой эвтектоидной температурой (1071 К) и минимальной эвтектоидной концентрацией (7,1% Cu). Влияние меди на свойства титана (рис. 4) аналогично алюминию (рис. 2). Повышение прочности сопровождается заметным снижением пластичности.

Таким образом, анализ титановых сплавов с позиций структурной модели, удовлетворяющей основным триботехническим принципам, позволяет выбрать в качестве антифрикционного материала дисперсионно-твердеющий сплав “Ti-Al-Cu”. Интервалы концентраций легирующих элементов должны отвечать диаграммам состояния Ti-Al и Ti-Cu. Так, содержание Al должно колебаться в пределах 3...5%. До 3% Al упрочнение сплавов не столь существенное (рис. 2), свыше 5% Al выпадает α₂-фаза. Содержание Cu должно быть > 2,1%, т.е. превышать предельную растворимость в α-Ti, и ограничиваться 7,1%, т.е. эвтектоидным составом. Система “Ti-Al-Cu” примечательна еще и тем, что медь имеет сравнительно низкую температуру плавления (1356 К), что является немаловажным фактором для процессов спекания порошковых материалов. Кроме того, медь обладает высокой теплопроводностью (406 Вт/м.К), а ее оксиды легко восстанавливаются при 673...723 К.

Результаты исследования. В качестве исходных материалов приняты металлические порошки (Ti, Al, Cu) промышленного производства. Согласно структурной теории, предпочтительными смазочными веществами считаются природные графит и дисульфид молибдена, которые отличаются слабыми межслойными связями. Кристаллическая решетка MoS₂ гексагональная с параметрами: a = 3,26 Å, c = 12,3 Å. Твердость по шкале Мооса 1,1...1,5 ед. Термическая стабильность: в вакууме - 1373 К, аргоне - 1708 К, воздухе - 723 К. В водороде MoS₂ диссоциирует в температурном интервале 1073... 1373 К. Слоистая структура MoS₂ обеспечивает хорошую адгезию с поверхностью металла и высокие антифрикционные свойства пар трения [16]. Лучшими антифрикционными свойствами обладают порошки MoS₂ с размерами частиц 1...75 мкм [17]. Коэффициент трения MoS₂ колеблется в пределах f = 0,02...0,03. Всем этим показателям отвечает дисульфид молибдена, полученный из руд Зангезурского месторождения (Армения), который взят нами в качестве твердого смазочного вещества.

С целью установления режимов спекания и температурной области экструзии порошковых титановых сплавов выполнен комплекс дериватографических исследований (дериватограф Q-1500D, Венгрия). Эксперименты проводили на составах, охватывающих всевозможные комбинации фазовых взаимодействий в системе “Ti-Al-Si”, при следующих параметрах: $T = 293...1423\text{ K}$, $TG = 250\text{ мкВ}$, $DTG = 1\text{ мкВ}$, $DTA = 100\text{ мкВ}$, $V_T = 7,5\text{ град/60с}$.

Некоторые результаты этих исследований представлены на рис. 5-8. Дериватограмма “Ti + Al” (рис. 5) имеет два эндотермических эффекта на кривой DTA: первый - в температурном интервале $871...976\text{ K}$ с экстремумом при 933 K , отвечающим температуре плавления Al; второй - в том же интервале ($1088...1135\text{ K}$) и с таким же экстремумом (1101 K , $\alpha \leftrightarrow \beta$), что и для чистого Ti (дериватограмма не приведена). Между экстремумами ($933...1101\text{ K}$) кривая DTA более пологая, что свидетельствует о интенсивной растворимости жидкого Al в Ti. Такая же растворимость наблюдается и в твердой фазе в интервале температур $708...830\text{ K}$, где пологость DTA выражена еще резче. Согласно диаграмме состояния “Ti – Al” (рис.1), растворимость Al в Ti до 1353 K достигает $11,6\%$. Растворимость же Ti в Al весьма малая. Так, в интервале $673...873\text{ K}$ растворимость Al в Ti составляет $7,0...7,5\%$ (табл. 2), тогда как Ti в Al - $0,03...0,07\%$ [8]. Максимальное содержание Al в твердом растворе на основе α -Ti при 273 K колеблется в пределах $4,5...4,6\%$. Как известно, Al повышает температуру $\alpha \leftrightarrow \beta$ -превращения (рис. 1). Так, с увеличением содержания Al до 10% температура $\alpha \leftrightarrow \beta$ - превращения возрастает от $1155,5$ до 1353 K , т.е. на $197,5\text{ K}$ [8].

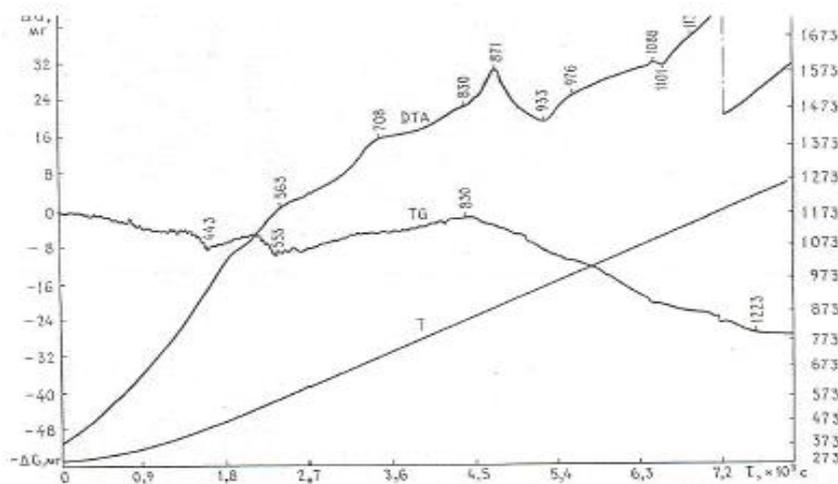


Рис. 5. Дериватограмма смеси порошков (Ti + 3,1% Al): среда - аргон, $P_n = 2,0254\text{ г}$, $TG = 250\text{ мкВ}$, $DTG = 1\text{ мВ}$, $DTA = 100\text{ мкВ}$, $V_m = 7,5\text{ °C/мин}$, $V_\delta = 2,5\text{ мм/мин}$

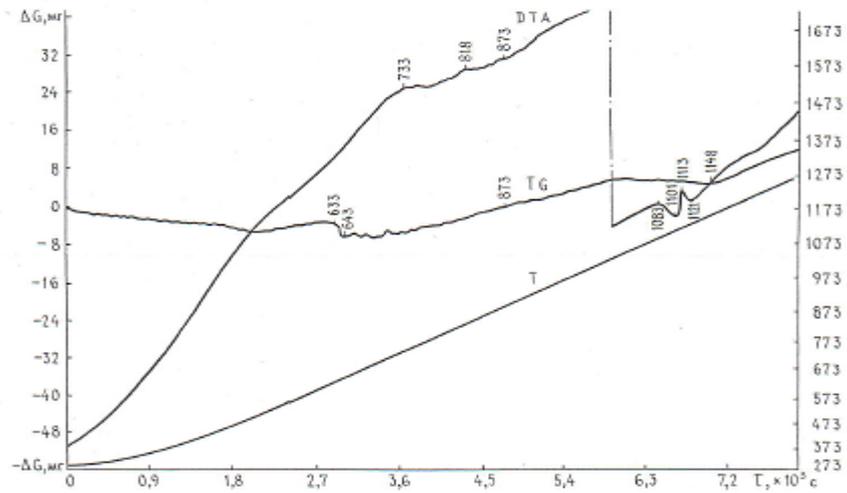


Рис. 6. Дериватограмма смеси порошков ($Ti + 4,6\% Cu$): среда - аргон, $P_H = 1,9765$ г, $TG = 250$ мкВ, $DTG = 1$ мВ, $DTA = 100$ мкВ, $V_m = 7,5$ °С/мин, $V_\delta = 2,5$ мм/мин

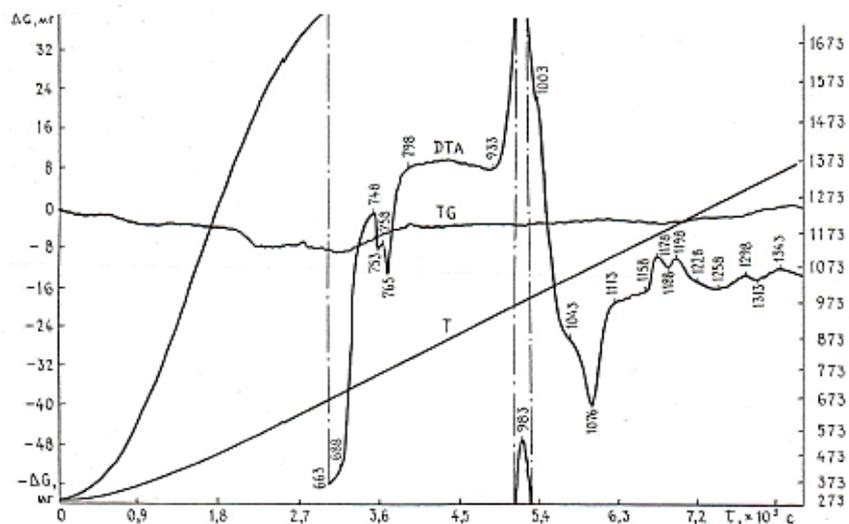


Рис. 7. Дериватограмма смеси порошков ($Ti + 2,95\% Al + 4,6\% Cu$): среда - аргон, $P_H = 2,5637$ г, $TG = 250$ мкВ, $DTG = 1$ мВ, $DTA = 100$ мкВ, $V_m = 7,5$ °С/мин, $V_\delta = 2,5$ мм/мин

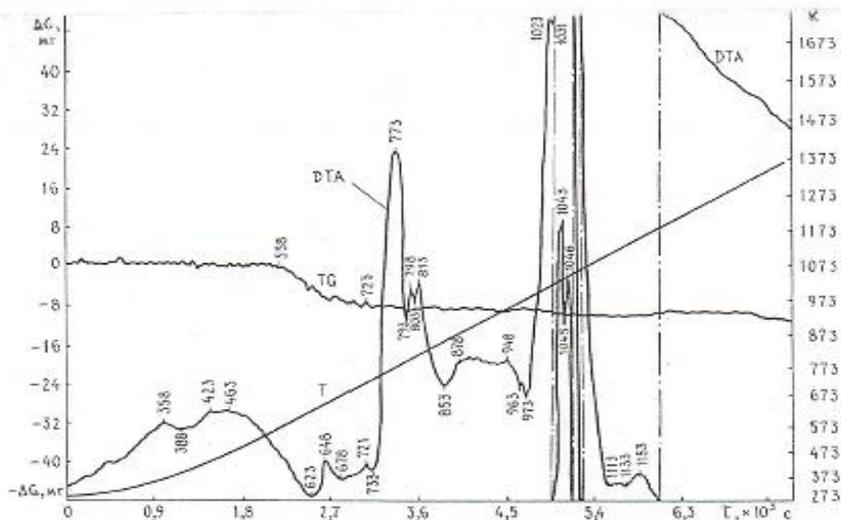


Рис. 8. Дериватограмма смеси порошков (Cu + 39% Al): среда - аргон, $P_n = 1,4592$ г, $TG = 250$ мкВ, $DTG = 1$ мВ, $DTA = 100$ мкВ, $V_m = 7,5$ °С/мин, $V_s = 2,5$ мм/мин

Сравнивая кривые DTA Ti и “Ti + Al” (рис. 5), отметим, что $\alpha \leftrightarrow \beta$ -превращениям отвечает одна и та же температура 1101 K, т.е. Al не повлиял на полиморфное превращение Ti. Это можно объяснить неравновесностью условий диффузионного взаимодействия $Al \leftrightarrow Ti$, а следовательно, локальной неоднородностью формируемого титан-алюминиевого сплава.

Дериватограмма “Ti+Al” (рис. 5) также имеет два эндотермических эффекта DTA: первый - в интервале $\alpha \leftrightarrow \beta$ -превращения (1083...1113 K) с тем же экстремумом (1101 K); второй - в интервале 1113...1148 K с экстремумом при 1121 K, отвечающим интенсивному растворению Cu в Ti и Ti в Cu. Этого и следовало ожидать, так как максимальная растворимость Cu в α -Ti при 1071 K составляет 2,1% (рис. 3, табл. 2), тогда как Cu в β -Ti при 1263 K - 17,0% (рис. 3). Ti снижает температуру плавления Cu, образуя два эвтектических сплава при 1148 K (28% Ti + 72% Cu) и 1223 K (50% Ti + 50% Cu). Растворимость Ti в Cu в температурном интервале 773...1143 K колеблется в пределах 0,5...6,5 ат.% (табл. 3). Взаимная растворимость $Ti \leftrightarrow Cu$ протекает не только после $\alpha \leftrightarrow \beta$ -превращения (1113...1148 K), но и на ранних стадиях, в частности в температурном интервале 733...873 K, что четко фиксируется пологостью кривой DTA (рис. 6). В противоположность Al, Cu снижает температуру $\alpha \leftrightarrow \beta$ -превращения Ti. Однако по тем же причинам Cu не повлиял на полиморфное превращение Ti. Это говорит о том, что для получения гомогенных

порошковых сплавов из механических смесей “Ti + Al” и “Ti + Cu” требуется изотермическая выдержка.

Определенный интерес представляет дериватограмма тройной системы “Ti+Al+Cu” (рис. 7), расшифровка которой потребовала исследования бинарного сплава “Cu+Al” (рис. 8). При этом сохранено соотношение Al и Cu в композиции “Ti-2,95% Al + 4,6% Cu”, т.е. оно составляет 39% Al и 61% Cu.

Дериватограмма “Cu + Al” (рис. 8) так же сложна, как и диаграмма состояния “Cu – Al” [15], у которой однофазные α -и β -углы. В твердой фазе равновесная система “Cu – Al” имеет несколько эвтектоидных и перитектоидных превращений. Температура эвтектоидного превращения $\beta \leftrightarrow \alpha + \gamma_2$ составляет 838 K. При 636 K по перитектоидной реакции ($\alpha + \gamma_2 \leftrightarrow \alpha_2$) образуется α_2 -фаза. С повышением температуры растворимость Al в Cu снижается. Например, в интервале 773...1173 K от 9,4 до 7,8%.

Совместный анализ дериватограмм “Ti + Al” (рис. 5), “Ti + Cu” (рис. 6), “Cu + Al” (рис. 7) и диаграмм состояний “Ti + Al” (рис. 1), “Ti – Cu” (рис. 3), “Cu – Al” [18] позволяет дать следующее объяснение довольно сложной дериватограммы “Ti + Al + Cu” (рис. 8). Кривая TG во всем температурном интервале стабильна и не фиксирует каких-либо потерь навески. До температуры нагрева 830 K значительная часть Al растворяется в Ti и Cu. Это подтверждается кривой DTA, на которой зафиксирован “мини”-эндотермический эффект с экстремумом при 933 K, отвечающим температуре плавления оставшейся части Al. В интервале температур 748...798 K на кривой DTA отмечается глубокая эндотермия с экстремумом при 765 K. На дериватограммах “Ti + Al” и “Ti + Cu” в температурном интервале 748...798 K отсутствуют какие-либо термоэффекты (рис. 5 и 6). Следовательно, эндотермия вызвана взаимным растворением $Al \leftrightarrow Cu$. Аналогичная эндотермия зафиксирована и на дериватограмме “Cu+Al” (рис. 8) со смещением в область меньших температур 648...721 K с экстремумом при 678 K. Отсюда можно заключить, что титан тормозит взаимодействию $Cu \leftrightarrow Al$. Что же касается эндотермий в системе “Cu + Al” (рис. 8, кривая DTA) при 463...648 K с экстремумом 623 K, то они вызваны десорбцией связанной воды, что подтверждается падением кривой TG в указанном температурном интервале.

Отличительной особенностью дериватограмм “Ti + Al + Cu” (рис. 7) и “Cu + Al” (рис. 8) являются экзотермические эффекты, протекающие со скоростью быстрых реакций в температурных областях: 933...1043 K (983 K) и 973...1113 K (1043 K). Так как экзотермические эффекты по интенсивности необычные, а по характеру одинаковые, то, несомненно, появление их всецело следует отнести к взаимодействию $Cu \leftrightarrow Al$. Сравнение дериватограмм (рис. 7

и 8) показывает, что экзотермия в системе “Ti + Al + Cu” (933 K) проявляется раньше, чем в системе “Cu + Al” (973 K). Соответственно, раньше она и завершается (1043 K и 1113 K). Это говорит о том, что Ti ускоряет реакционный процесс. Природу столь необычной экзотермии можно объяснить металлохимическими реакциями в системе “Ti + Al + Cu”, протекающими аналогично процессу самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС). “Поджигателем” является Al, именно с его плавлением (933 K, рис. 7; 1043 K, рис. 8) протекает экзотермическая реакция. Сразу же после экзотермии в системе “Ti + Al + Cu” (рис. 7, кривая ДТА) в температурном интервале 1043...1113 K отмечается глубокая эндотермия с экстремумом при 1076 K. В системе “Cu + Al” (рис. 8, кривая ДТА) экзотермическая реакция завершается в точке 1113 K, поэтому эндотермический эффект в температурном интервале 1043...1113 K отсутствует. Из этого можно сделать вывод, что эндотермия вызвана $\alpha \leftrightarrow \beta$ -превращением. Для систем “Ti”, “Ti + Al” (рис. 5), “Ti + Cu” (рис. 6) экстремальная температура полиморфного превращения Ti составляет 1101 K. Следовательно, Al и Cu снижают температуру $\alpha \leftrightarrow \beta$ -превращения от 1101 до 1076 K. Последующие два экзотермических эффекта (1158...1228 K с экстремумами 1178 и 1198 K) и два эндотермических эффекта (1228...1343 K с экстремумами 1258 и 1313 K) менее выражены и вызваны твердофазным взаимодействием компонентов в системе “Ti + Al + Cu”.

Согласно принципам износостойкости, композиционные материалы должны иметь гетерогенную структуру. Лучшие фрикционные характеристики достигаются при содержании 10...25 об.% твердых включений (интерметаллидов, дисперсных частиц). При этом микротвердости упругопластичной (матрицы) и твердой фаз должны отличаться на 3...5 ГПа. В этом случае преобладают контакты “матрица - твердые частицы”, а не контакты “матрица - матрица”, склонные к схватыванию [19, 20]. Исходя из этих соображений, для исследования были выбраны пять составов Ti - Al - Cu сплавов (табл. 4).

В антифрикционных материалах, работающих в условиях тяжелого нагружения, структурная (остаточная) пористость крайне нежелательна, так как она является не только концентратором напряжений, но и представляет собой по существу питтинговое разрушение рабочей поверхности, на которой формируется “вторичная структура”. В этой связи компактирование порошковых титановых сплавов осуществляли горячей экструзией, сочетающей процессы формования и спекания [21-27]. Экспериментально установлено, что практически беспористая структура достигается при $\lambda \geq 4$. Оптимальными параметрами экструзии Ti - Al - Cu сплавов являются: температура $T_3 =$

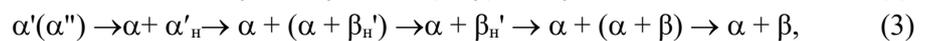
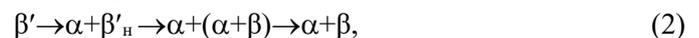
$=1373 \pm 50$ K, продолжительность нагрева (спекания и структурообразования) - $\tau_3 = 1,0..1,5$ ч, угол матрицы - $\alpha_m - 90...120^\circ$, коэффициент вытяжки - $3 \leq \lambda_3 \leq 5$.

Таблица 4

Химический состав исследуемых Ti - Al - Cu сплавов с расчетом образования Ti₂Cu

Составы сплавов (компоненты, мас. %)	Плотность, г/см ³	Содержание Ti ₂ Cu		Элементное содержание Ti ₂ Cu	
		мас., %	об., %	Ti,	Cu,
Ti+3,1Al	4,38	–	–	–	–
Ti+3,0Al+2,1Cu	4,44	5,25	3,4	3,15	2,1
Ti+2,95Al+4,6Cu	4,50	11,50	9,2	6,90	4,6
Ti+2,87Al+7,1Cu	4,56	17,75	14,8	10,65	7,1
Ti+2,8Al+9,6Cu	4,62	24,00	20,2	14,40	9,6

Титановые сплавы подвергают различным видам термической обработки [28]. Для сплавов с ($\alpha+\beta$)-структурой применяют упрочняющую термическую обработку, которая заключается в сохранении закалкой метастабильных β' - и α' (α'')-фаз и их распаде при искусственном старении с выделением дисперсных α - и β -фаз:



где β' - зафиксированная закалкой β -фаза; α' - пересыщенный твердый раствор β -стабилизирующего элемента в α -Ti с гексагональной решеткой; α'' - пересыщенный твердый раствор на основе α -Ti с ромбической решеткой, которую можно рассматривать как промежуточную между объемноцентрированной кубической β -решеткой и гексагональной α -решеткой.

Как видно из схем распада (2) и (3), титановые сплавы после упрочняющей термической обработки сохраняют первоначальную ($\alpha + \beta$)- или β -структуру. Что же касается выбора режимов закалки, то отметим следующее. Высокая прочность достигается при закалке от температуры ($\alpha + \beta$) $\rightarrow\beta$ -превращения. Повышение температуры закалки связано с резким ростом зерен в β -области. Закалку титановых сплавов производят в воде.

Старению титановых сплавов присущи свои особенности. Так, эффект дисперсионного твердения проявляется при температурах выше 573...623 K. Максимальная прочность и минимальная пластичность достигаются при

старении 673...773 К. Влияние продолжительности старения менее выражено, так как процессы дисперсионного распада β' - и α' (α'')-фаз протекают весьма активно.

Упрочняющая термическая обработка Ti-Al-Cu сплавов осуществлялась по указанным рекомендациям: закалка из β -области, но близкой к температуре $(\alpha + \beta) \leftrightarrow \beta$ -превращения, старение при 623...723 К. Как отмечалось, Си относится к мартенситным β -стабилизаторам с быстрым эвтектоидным распадом. В соответствии с равновесной диаграммой состояния Ti - Cu (рис. 3):

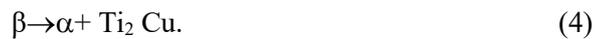


Схема же структурного распада Ti-Al-Cu сплава при упрочняющей термической обработке имеет вид



Как видим, при упрочняющей термической обработке Ti-Al-Cu сплава реализуются оба механизма упрочнения - растворный (α -Ti) и интерметаллидный (Ti_2Cu). Следовательно, становится реальной возможность получения стареющих титановых сплавов. Так как распад β -Ti происходит при сравнительно высокой эвтектоидной температуре 1071 К (рис. 3) и β -твердый раствор не фиксируется при закалке, то исключается охрупчивание Ti-Al-Cu сплава.

На рис. 9 и 10 представлены некоторые результаты металлографического анализа титановых сплавов. Включения MoS_2 не претерпевают структурных изменений. Границы частиц MoS_2 с матрицей контрастны (рис. 9б). Данные микрорентгеноспектрального анализа (рис. 10) убедительно подтверждают сохранность агрегатного состояния MoS_2 . Так как сканирование осуществляли через частицу MoS_2 , то для Ti, Al, Cu (рис. 10) зафиксировано окаймление. Соответственно, для Mo (рис. 10а) и S (рис. 10б) - возрастание концентрационных кривых. Причем пики интенсивностей Mo и S отвечают стехиометрическому соотношению компонентов MoS_2 , т.е. 60:40. Рентгеновским анализом отчетливо обнаружены фазы: α -Ti и Ti_2Cu . Интерметаллид Ti_2Cu кристаллизуется при 1263 К по перитектической реакции. Область гомогенности - 30...33 ат.% Cu, решетка типа MoS_2 - тетрагональная с 6 атомами в ячейке.

На рис. 9б показана микроструктура распределения дисперсных частиц Ti_2Cu в матрице, снятая на электронном микроскопе РЭМ-200. Частицы (0,1...0,3 мкм) когерентно связаны с матрицей, т.е. с α -Ti. Объемное содержание частиц контролируется легированием медью, а их размеры - температурой и продолжительностью старения.

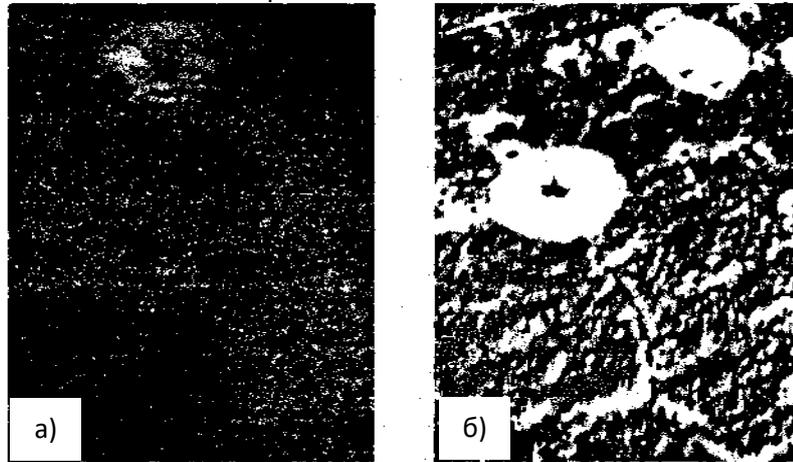


Рис. 9. Микроструктура титановых сплавов: а - (Ti- 3,1% Al), x250;
б - (Ti - 2,95% Al - 4,6% Cu), закалка и старение, x 1500

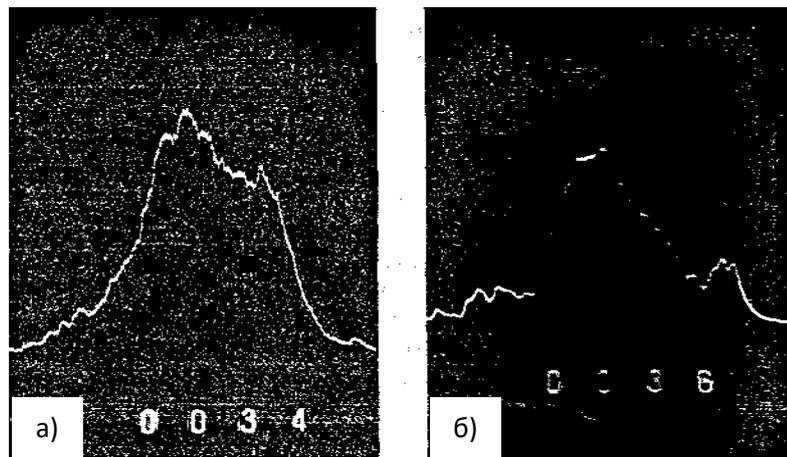


Рис. 10. Сканограммы распределения элементов в сплаве
"Ti - 2,81% Al - 4,6% Cu - 4,5% MoS₂": а - Mo: б - S

Механические свойства титановых сплавов представлены в табл. 5, из которой видно, что по прочности (σ_B) и твердости (НВ) они превосходят промышленные ($\alpha + \beta$)-сплавы. Однако удлинение (δ) и сужение (Ψ), а также ударная вязкость (КСУ) на уровне минимальных значений. Это объясняется не хрупкостью Ti-Al-Cu сплава, а загрязненностью металлических порошков (Ti, Al, Cu). Так, ГОСТ 4960-75 допускает присутствие в Cu-порошке до 0,02% Fe и 0,3% O₂.

Таблица 5

Механические свойства Ti-Al-Cu сплавов (после закалки и старения)

Наименование сплава (Al, Cu, MoS ₂ в % мас.)	σ_b , МПа	НВ, МПа	δ , %	Ψ , %	КСУ, $\times 10^2$ кДж/м ²
Ti+3,0Al+2,1Cu	1096	4040	16,7	25,8	4,1
Ti+2,95Al+4,6Cu	1332	4170	11,8	17,2	3,2
Ti+2,87Al+7,1Cu	1485	4320	7,5	11,3	2,8
Ti+2,81Al+4,6Cu+4,5MoS ₂	1103	4460	4,8	6,4	2,3

Работоспособность Ti-Al-Cu-MoS₂ сплава оценивалась несущей способностью пары трения, характеризуемой произведением удельной нагрузки (P) и скорости скольжения (v), т.е. величиной p.v. За критерий изнашивания принята интенсивность линейного износа I_h, определяемая одним из следующих безразмерных соотношений [29]:

$$I_h = \frac{dh}{dL_T} = \frac{dv}{A_T \cdot dL_T} = \frac{\lambda_T}{\rho_T} \cdot \frac{dG}{A_T \cdot dL_T} = \lambda_T \cdot \tau_\alpha \cdot \frac{dv}{d\omega},$$

где h, v, G - линейный, объемный и массовый износ; L_T - путь трения; A_T - номинальная площадь трения; $\lambda_T = A_\alpha / A_T$ (при $\lambda_T = 1$ рассматривается износ тела, все точки поверхности трения которого постоянно находятся в контакте); A_α - номинальная площадь контакта; ρ_T - плотность изнашиваемого материала; $\tau_\alpha = F_T / A_\alpha$ - удельная номинальная сила трения; F_T - сила трения; $\omega = L_T \cdot F_T$ - работа силы трения.

За единицу измерения h обычно принимают “мкм”, L_T - “км”. Следовательно, безразмерный параметр - I_h = мкм/км = 10⁻⁹. Величину, обратную интенсивности изнашивания (I/I_h), называют износостойкостью.

Исследования на трение и износ Ti-Al-Cu-MoS₂ сплавов осуществляли в соответствии с требованиями ГОСТ 26614-85. Испытания проводили в условиях сухого трения (ГОСТ 16429-70). Как и следовало ожидать (рис. 11), с увеличением содержания Cu в сплаве интенсивность линейного износа (I_h) падает, т.е. срабатывает механизм интерметаллидного упрочнения. Такая же закономерность сохраняется и для коэффициента трения (f). Влияние MoS₂ на характер кривых I_h и f такое же (рис. 12). Результаты режимных испытаний представлены на рис. 13 и 14, сопоставление которых показывает, что чувствительность сплавов к нагрузке p (рис. 13) больше, чем к скорости v (рис. 14). Эти и другие эксперименты [30, 31] позволили выявить оптимальные составы титановых сплавов (3,0...4,5% Al, 4,6...7,1% Cu, 3,0...6,0% MoS₂) и

рекомендовать допустимые параметры трения ($p \leq 7,0...7,5$ МПа, $v \leq 5,5...6,5$ м/с), при которых фрикционные характеристики колеблются в пределах: $I_h = (25...100) \cdot 10^{-9}$, $f = 0,1...0,2$; трение сухое.

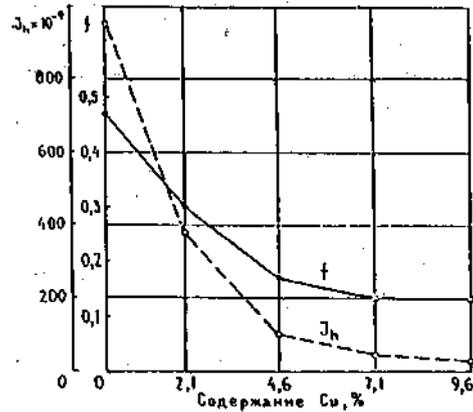


Рис. 11. Зависимость f и I_h от содержания меди в сплаве: Ti - 3,1% Al - 4,6% Cu - 3,0% - MoS₂; режимы: $v = 1$ м/с, $P = 1$ МПа

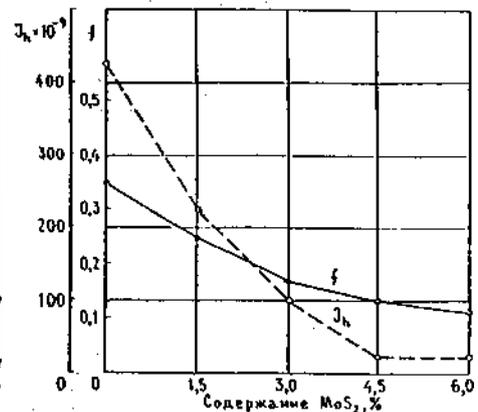


Рис. 12. Зависимость f и I_h от содержания MoS₂ в сплаве: Ti - 3,1% Al - 4,6% Cu - 3,0% - MoS₂; режимы: $v = 1$ м/с, $p = 1$

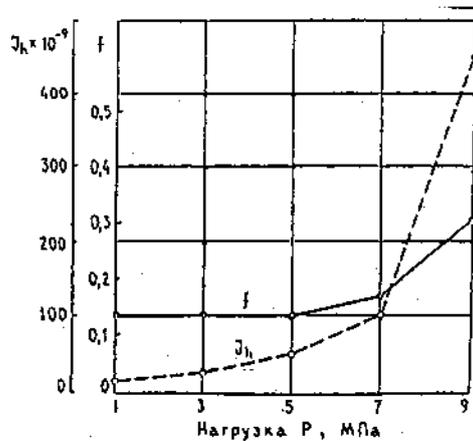


Рис. 13. Зависимость коэффициента трения f и износа I_h от нагрузки. Сплав Ti - 2,81% Al - 4,6% Cu - 4,5% MoS₂; скорость $v = 2,5$ м/с

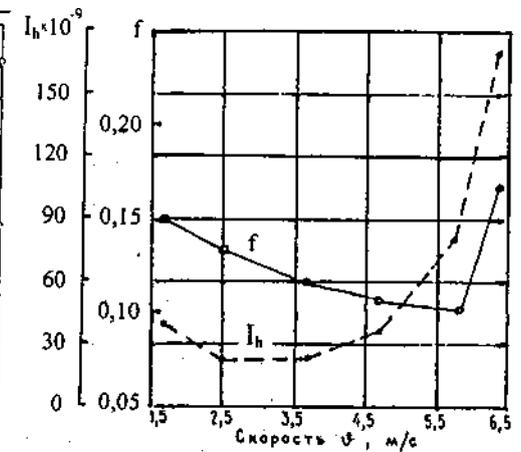


Рис. 14. Зависимость коэффициента трения f и износа I_h от скорости скольжения. Сплав Ti - 2,81% Al - 4,6% Cu - 4,5% MoS₂; нагрузка $P = 3$ МПа

Комплекс выполненных исследований позволил разработать технологию получения титановых сплавов применительно к деталям машин

конструкционного (Ti-Al-Cu) и антифрикционного (Ti-Al-Cu-MoS₂) назначения.

Значительно лучшие результаты по прочностным и триботехническим свойствам получены на сплавах, легированных ванадием [32]. Как известно [9, 11], ванадий после алюминия занимает ведущее место в классификации титановых сплавов. Это объясняется тем, что ванадий препятствует образованию β - и ω -фаз, которые вызывают охрупчивание титановых сплавов [8, 12]. Содержание ванадия устанавливали по диаграммам состояния “Ti-V” и “Ti-Al-V”. В сплаве “Ti-V” растворимость ванадия в α -Ti при 293 K колеблется от 0,5 до 0,7%, а в сплаве “Ti-Al-V” - достигает 1,0...1,5%. Такое же количество ванадия было принято в запатентованных титановых сплавах: “Ti-Al-Cu-V” и “Ti-Al-Cu-V-MoS₂”. Введение ванадия в пределах растворимости не изменяет фазовый состав указанных сплавов: α -Ti (Al, V), Ti₂Cu, MoS₂.

Таким образом, высокие прочностные и триботехнические свойства, коррозионная стойкость, повышенная теплопроводность (за счет Cu) и легкость по массе ($\gamma = 4,52...4,54 \text{ г/см}^3$) разработанных титановых сплавов существенно расширяют область их применения как в качестве конструкционных, так и антифрикционных материалов.

Заключение. Сформулированы принципы создания антифрикционных материалов, структурная модель которых отвечает молекулярно-механической теории трения и износа, а именно:

- обеспечение растворного и интерметаллидного механизмов упрочнения матрицы (основы). Не исключается возможность и совместного упрочнения матрицы дисперсными частицами (карбидами, оксидами, боридами, нитридами и др.);
- включение в состав композиции твердых смазывающих веществ (сульфидов, селенидов, фосфидов и др.).

Разработан новый класс “Ti-Al-Cu” сплавов с растворным α -Ti (Al) и интерметаллидным (Ti₂Cu) упрочнением для деталей машин конструкционного назначения. Выбор компонентов обоснован тем, что система “Ti-Al” является базовой практически для всех титановых сплавов, а “Ti-Cu” - почти единственной системой сплава, термическое упрочнение которого осуществляется вследствие распада пересыщенного твердого раствора (α') и выделения в дисперсном состоянии интерметаллида Ti₂Cu.

Содержание Al ограничивается 3...5% (до 3% - упрочнение не столь значительное, свыше 5% - выпадает α_2 -фаза), Cu - 2,1...7,1%, т.е. предельной растворимостью в α -Ti (2,1%) и эвтектичным составом (7,1%).

Сочетание растворного и интерметаллидного механизмов упрочнения и введение в “Ti-Al-Cu” сплавов твердых смазывающих веществ (например, MoS₂) подавляют явления схватывания, характерные для титана и его сплавов, и позволяют получить принципиально новые титановые сплавы (TiAl - Ti₂Cu - MoS₂) с высокими триботехническими характеристиками, не имеющими на сегодня аналога.

Именно комплексный механизм упрочнения обеспечивает металлический контакт “матрица-твердые частицы”, а следовательно, предотвращает адгезионный массоперенос при фрикционном взаимодействии пар трения. Наличие же твердых смазывающих веществ образует на сопряженных поверхностях “вторичные структуры”, которые повышают износостойкость материала и снижают коэффициент трения.

Дериватографическими исследованиями установлены основные закономерности твердофазных реакций, протекающих при спекании (Ti+Al+Cu) композиций. В температурном интервале 933...1043 K с экстремумом 983 K выявлен необычный по интенсивности экзотермический эффект, вызванный взаимодействием Al↔Cu. Иницирующим элементом является Al при его переходе в жидкое состояние (933 K).

Исследованы процессы упрочняющей термической обработки “Ti-Al-Cu” сплавов, включающие закалку и старение. Выявлен механизм дисперсионного твердения: $\beta \rightarrow \alpha'$; $\alpha' \rightarrow \alpha + \text{Ti}_2\text{Cu}$. Частицы когерентно связаны с матрицей, т.е. с α -Ti. Размеры частиц Ti₂Cu контролируются режимами термообработки (0,1...0,5 мкм), т.е. закалкой и старением, а их объемное содержание зависит от степени легирования Cu.

Исследования прежде всего следует вести по пути максимального исключения примесей, т.е. получения прецизионных сплавов, имея в виду высокую активность титана как химического элемента.

Оптимальное легирование базового сплава “Ti-Al-Cu”, например V и Mo, использование других смазывающих веществ, например селенидов, дополнительное упрочнение тугоплавкими дисперсными частицами, а также совершенствование технологии получения композиционных титановых сплавов открывают широкие возможности для значительного улучшения их механических и антифрикционных свойств.

Литература

1. Bowden F.P., Tabor D.// Brit. J. Appl. Phys.- 1966.- V.17.- P. 1680.
2. Крагельский И.В. Трение и износ.-М.: Машиностроение, 1968. -480с.

3. **Чечулин Б.Б., Ушаков С.С., Разуваева Н.Н., Гольдарайн С.Г.** Титановые сплавы в машиностроении.- Л.: Машиностроение, 1977.- 248 с.
4. **Глазунов С.Г., Моисеев В.Н.** Конструкционные титановые сплавы. - М.: Металлургия, 1974. - 368 с.
5. **Каблуков А.Г., Зуев А.М.** Повышение износостойкости титанового сплава оксидированием // Известия вузов. - М.: Машиностроение, 1974.- N 3.- С. 421-427.
6. Исследование антифрикционных свойств покрытия на сплаве ВТ 15 / **В.Н. Гольдфайн, Е.А. Астахов и др.** // Порошковая металлургия.- 1979.- N1.- С. 81-84.
7. Состояние и перспективы использования антифрикционных покрытий на титановых сплавах / **А.Ф. Аксенов, И.Е. Полищук и др.** // Трение и износ. -1982. - N 3. - С. 421-427.
8. **Корнилов И.И.** Титан. - М.: Наука, 1975.- 308 с.
9. **Вульф Б.К.** Термическая обработка титановых сплавов. - М.: Металлургия, 1969. - 374 с.
10. **Brotzen F.K., Harmon E.L., Troiano A.R.** // 1. Metas.- 1955.- V. 7, N2 .- P. 413-419.
11. **Zwicker U.** Titan und Titanlegierungen.- New York, 1974.- 732 s.
12. **Колачев Б.А., Ливанов В.А., Буханова А.А.** Механические свойства титана и его сплавов. - М.: Металлургия, 1974. - 544 с.
13. А.с. СССР. N1403645. Антифрикционный спеченный материал на основе титана / **Н.Н. Манукян, С.Г. Агбальян, Д.Э. Мальян.**- 1988 А1 (51) 4 С 22 С 14/00,32/00.
14. **Աղբալյան Ա.Գ., Կարապետյան Գ.Խ., Պետրոսյան Ա.Ա., Կասիրյան Գ.Ա.** Հակաշփական փոշեփամածուցվածքների կառուցվածքագոյացման առանձնահատկությունները // Հայաստանի ճարտարագիտական ակադեմիայի Լրաբեր.- Երևան, 2009.- Հատ. 6, N 3.- էջ 403-408:
15. Стереометрическое строение износостойких антифрикционных порошковых материалов / **С.Г. Агбальян, Г.Х. Карапетян, А.А. Петросян, А.С. Агбальян, А.А. Закарян** // Изв. НАН РА и ГИУА. Сер. ТН.- Ереван, 2010.- Том LXIII, N1.- С. 25-34.
16. **Пугина Л.И., Синявская М.Д., Максимчук И.М.** Дисульфид молибдена, его свойства и применение.- Киев: Наукова думка, 1968.- 168 с.
17. **Сентюрихина Л.Н., Опарина Е.М.** Твердые дисульфидмолибденовые смазки.- М.: Химия, 1966.- 152 с.
18. Двойные и многокомпонентные системы на основе меди: Справочник. - М.: Наука, 1979. - 248 с.
19. **Федорченко И.М., Пугина Л.И.** Композиционные спеченные антифрикционные материалы. - Киев: Наукова думка, 1980.- 404 с.
20. Порошковая металлургия. Материалы, технология, свойства, область применения: Справочник. - Киев: Наукова думка, 1985.- 624 с.
21. **Манукян Н.В.** Технология порошковой металлургии. - Ереван: Айастан, 1986. - 232 с.

22. **Ագբալյան Ս.Գ.** Теоретические и технологические основы формирования структуры и свойства порошковых материалов при экструзии: Дис. ... докт. техн. наук.- Ереван, 1992.- 382 с.
23. **Ագբալյան Ս.Գ., Կարապետյան Գ.Մ., Ստրոյան Բ.Բ., Զաքարյան Բ.Բ.** Технология получения износостойких антифрикционных порошковых материалов // Изв. НАН РА и ГИУА. Сер. ТН.- Ереван, 2010.- Том LXIII, N3.- С. 229-235.
24. **Ագբալյան Ս.Գ., Կարապետյան Գ.Մ., Ստրոյան Բ.Բ., Ագբալյան Բ.Բ.** Компактирование износостойких антифрикционных порошковых материалов // Изв. НАН РА и ГИУА. Сер. ТН.- Ереван, 2010.- Том LXIII, N4.- С. 359-365.
25. **Աղբալյան Ս.Գ., Կարապետյան Գ.Մ., Կարապետյան Վ.Վ., Բոյաջյան Ս.Գ.** Մետաղական հիմքով հակաշփական նշանակության փոշեկոմպոզիտային նյութերի ստացման առանձնահատկությունները և բնութագրերը // Հայաստանի ճարտարագիտական ակադեմիայի Լրաբեր.- Երևան, 2013.- Հատ. 10, N 3.- էջ 492-501:
26. **Աղբալյան Ս.Գ., Պետրոսյան Ա.Ա., Կարապետյան Վ.Վ.** Այրումինային հակաշփական փոշեհամաձուլվածքների կառուցվածքադրստացման սկզբունքները // ՀՀ ԳԱԱ և ՀԱՊՀ Տեղեկագիր. ՏԳ սերիա.- Երևան, 2015.- Հատ. LXVIII, N2.- էջ 138-148:
27. Антифрикционные материалы и изделия на основе металла / **Ս.Գ. Ագբալյան, Բ.Բ. Ալալյան, Բ.Բ. Օհանյան, Բ.Բ. Ստրոյան, Բ.Բ. Արտյունյան** // Вестник НПАУ: Металлургия, материаловедение, недропользование.- Ереван, 2023.- N1.- С. -36.
28. **Вульф Б.К.** Термическая обработка титановых сплавов. - М.: Металлургия, 1969. - 374 с.
29. Методика расчетной оценки износостойкости поверхностей трения деталей машин. - М.: Изд-во “Стандарты”, 1979.- 232 с.
30. **Ագբալյան Ս.Գ., Կարապետյան Գ.Մ., Ստրոյան Բ.Բ., Ագբալյան Բ.Բ.** Механизм образования вторичных структур в процессе трения и износа // Изв. НАН РА и ГИУА. Сер. ТН.- Ереван, 2010.- Том LXIII, N2.- С. 139-147:
31. **Աղբալյան Ս.Գ., Պետրոսյան Ա.Ա., Կարապետյան Վ.Վ.** Այրումինային հակաշփական փոշեհամաձուլվածքներում շփման և մաշման ժամանակ երկրորդային կառուցվածքի առաջացման մեխանիզմը // ՀՀ ԳԱԱ և ՀԱՊՀ Տեղեկագիր. ՏԳ սերիա.- Երևան, 2015.- Հատ. LXVIII, N4.- էջ 397-404:
32. Patent US005792288A. Inventors / **R. Masih, N Manoukian.**-1998.

*Поступила в редакцию 05.05.2025.
Принята к опубликованию 04.06.2025.*

**ԼՈՒԾՈՒՅԹԱՅԻՆ ԵՎ ՄԻՋՄԵՏԱՂԱԿԱՆ ԱՄՐԱՑՄԱՄԲ՝ ՏԻՏԱՆԱՅԻՆ
ՀԱՄԱՁՈՒՎԱԾՔՆԵՐԻ ՍՏԱՑՄԱՆ ՏԵԽՆՈԼՈԳԻԱՅԻ ՄՇԱԿՈՒՄԸ**

Ա.Գ. Աղբալյան, Գ.Ա. Վասիլյան, Ա.Ռ. Սարգսյան, Ա.Ս. Աղբալյան

Ձևակերպվել են հակաշփական նյութերի ստեղծման սկզբունքները, որոնց կառուցվածքային մոդելը համապատասխանում է մաշվածության մոլեկուլային-մեխանիկական տեսությանը, այն է՝ մայրակի (հիմքի) պինդ լուծույթային և միջմետաղական մեխանիզմներով ամրացման ապահովումը՝ կոմպոզիտային նյութի բաղադրության մեջ պինդ քսանյութերի ներառմամբ: Չի բացառվում դիսպերս մասնիկների (կարբիդներ, բորիդներ, նիտրիդներ, սիլիցիդներ, օքսիդներ և այլն) օգտագործումը որպես ամրացնող ֆազ:

Կոնստրուկցիոն նշանակությամբ մեքենամասերի համար մշակվել է «Ti-Al-Cu» համակարգի համաձուլվածքների նոր դաս՝ պինդ լուծույթային $[\alpha\text{-Ti (Al)}]$ և միջմետաղական $[\text{Ti}_2\text{Cu}]$ ֆազերով ամրացմամբ: Լուծույթային և միջմետաղական ամրացման մեխանիզմների համադրությունը և պինդ քսանյութերի (օրինակ՝ MoS_2 , WSe_2 և այլն) ներմուծումը ազդում են կաշրտունակության երևույթի վրա, որը բնութագրական է տիտանին և նրա համաձուլվածքներին, հետևաբար, հնարավորություն են տալիս՝ ստանալու տիտանի սկզբունքորեն նոր համաձուլվածքներ («TiAl-Ti₂Cu-MoS₂»)՝ բարձր շփատեխնիկական հատկություններով:

Համալիր ամրացման մեխանիզմն ապահովում է մայրակի և պինդ մասնիկների միջև մետաղական հպումը, հետևապես՝ կանխում է կաշուն զանգվածի նյութատեղափոխությունը շփվող զույգերի շփման փոխազդեցության ընթացքում: Պինդ քսանյութերի առկայությունը շփվող մակերեսների վրա ձևավորում է երկրորդային կառուցվածքներ, որոնք բարձրացնում են նյութի մաշակայունությունը և փոքրացնում շփման գործակիցը:

Լավագույն լեգիրումը, օրինակ՝ V-ով և Mo-ով, դժվարահալ մասնիկներով լրացուցիչ ամրացումը և ստացման տեխնոլոգիայի կատարելագործումը հնարավորություն են տալիս զգալիորեն բարելավելու «Ti-Al-Cu» բազային հիմքով համաձուլվածքի մեխանիկական և հակաշփական հատկությունները:

Առանցքային բաներ. տիտան, ալյումին, պղինձ, հակաշփական նյութ, շփում, մաշում, պինդ լուծույթ, միջմետաղական ֆազ, մոլիբդենի դիսուլֆիդ, եռակալում, մխում, ձերացում:

DEVELOPING A TECHNOLOGY FOR PRODUCING TITANIUM ALLOYS WITH SOLUTION AND INTERMETALLIC HARDENING

S.G. Agbalyan, G.A. Vasilyan, A.R. Sargsyan, A.S. Agbalyan

The principles of creating antifriction materials, whose the structural model corresponds to the molecular-mechanical theory and wear, are formulated, namely: ensuring solution and intermetallic mechanisms of strengthening the matrix (base); inclusion of solid lubricants in the composition. The use of dispersed particles (carbides, borides, nitrides, silicides, oxides, etc.) as a strengthening phase is not excluded.

A new class of “Ti-Al-Cu” alloys with solution [α -Ti (Al)] and intermetallic [Ti₂Cu] hardening for machine parts for structural purposes has been developed. The combination of solution and intermetallic strengthening mechanisms and the introduction of solid lubricants (e.g. MoS₂, WSe₂, etc.) suppress the seizure phenomena characteristic of titanium and its alloys, and, therefore, allow obtaining fundamentally new titanium alloys (“TiAl – Ti₂Cu – MoS₂”) with high tribotechnical properties.

The complex strengthening mechanism ensures the metallic contact between the matrix and solid particles, and therefore prevents the adhesive mass transfer during the frictional interaction of the friction pairs. The presence of solid lubricants forms secondary structures on the mating surfaces, which increase the wear resistance of the material and reduce the friction coefficient.

Optimal alloying, for example V and Mo, additional strengthening with refractory particles and improvement of the production technology make it possible to significantly improve the mechanical and antifriction properties of the base “Ti – Al -Cu” alloy.

Keywords: titanium, aluminum, copper, antifriction material, friction, wear, solid solution, intermetallic phase, molybdenum disulfide, sintering, hardening, aging.