

Р. Киффер
Ф. Бенезовский

ТВЕРДЫЕ СПЛАВЫ

Перевод с немецкого
Е. И. ЕЧЕИСТОВОЙ и Г. С. ЧЕРИКОВЕРА

под редакцией
докт. техн. наук В. И. ТРЕТЬЯКОВА



ИЗДАТЕЛЬСТВО «МЕТАЛЛУРГИЯ»

Москва 1971

УДК 669.018.25

Твердые сплавы. Киффер Р., Бенезовский Ф.
Перев. с нем. Изд-во «Металлургия», 1971, с. 392.

Подробно рассмотрены структура и прочностные свойства металлокерамических твердых сплавов. Приведены данные о твердых сплавах с присадкой TaC в связи с их широким применением. Дано подробное описание новых коррозионностойких, окалиностойких твердых сплавов. Рассмотрены возможности применения боридов, нитридов, силицидов и т. д. в качестве высокотемпературных материалов. Отдельная глава посвящена режущей керамике.

Предназначена для инженерно-технических и научных работников твердосплавной промышленности, а также для работников отраслей народного хозяйства, широко применяющих твердосплавные инструменты (горнорудная промышленность, машиностроение и т. п.). Может быть полезна студентам, аспирантам и преподавателям вузов. Илл. 159. Табл. 75. Библ. 1432 назв.

3-10-4

130—70

HARTMETALLE

VON

DR. PHIL. NAT. R. KIEFFER UND DR. ING. F. BENESOVSKY

O. PROFESSOR AN DER
TECHNISCHEN HOCHSCHULE, WIEN
UND HON. PROFESSOR AN DER
UNIVERSITÄT, WIEN

DIREKTOR DER VERSUCHSANSTALT
DER METALLWERK PLANSEE A. G.,
REUTTE TIROL



SPRINGER-VERLAG
WIEN · NEW YORK

ОГЛАВЛЕНИЕ

	Стр.
Предисловие к русскому изданию	7
Предисловие к немецкому изданию	8
Глава I. Технология твердых сплавов	9
1. Введение	9
2. Исходные материалы для изготовления твердых сплавов	11
Оксиды, металлы и неметаллы	11
Карбиды и твердые растворы карбидов	18
3. Производство твердых сплавов	24
Подготовка исходных материалов	24
Холодное прессование и механическая обработка	31
твёрдосплавных пластинок	31
Спекание твёрдосплавных прессовок	35
Горячее прессование (спекание под давлением)	40
Литература	42
Глава II. Свойства твердых сплавов	45
1. Введение	45
2. Промышленные марки твердых сплавов	46
Твердые сплавы WC—Co	46
Твердые сплавы WC—TiC—Co	48
Твердые сплавы WC—TaC(NbC)—Co	48
Твердые сплавы WC—TiC—TaC(NbC)—Co	52
Специальные марки твердых сплавов	62
3. Нестандартные и безвольфрамовые твердые сплавы	71
WC с различными связками	71
Твердые сплавы WC—TiC—Co	73
Твердые сплавы WC—TaC(NbC)—Co	75
Твердые сплавы WC—TiC—TaC(NbC)—Co	77
Твердые сплавы WC—HfC(TiC)—Co	79
Твердые сплавы WC—Mo ₂ C—TiC—Ni(Co)	80
Сплавы на основе WC—ZrC	81
Твердые сплавы на основе WC—VC, WC—Cr ₃ C ₂	82
и WC—NbC	83
Безвольфрамовые твердые сплавы	83
Литература	103

	Стр.
Глава III. Твердые сплавы в качестве износостойких материалов	109
1. Общие вопросы износа	109
Факторы, определяющие износ	110
Регулирование факторов, определяющих износ	116
Методы испытания твердых сплавов на износостойкость	118
2. Твердосплавные волокна	122
История развития и общие сведения	122
Изготовление твердосплавных волокон	123
Применение твердосплавных волокон и уход за ними	127
3. Твердые сплавы в горном деле	132
Общие сведения	132
Инструменты для вращательного бурения и врубных машин	133
Инструменты для ударного бурения	142
4. Твердосплавные сердечники снарядов	162
5. Износостойкие твердосплавные детали в машиностроении и приборостроении	167
Литература	183
Глава IV. Применение твердых сплавов для обработки резанием	198
1. Значение твердых сплавов для развития техники резания	198
2. Основы резания с учетом особенностей твердосплавного инструмента	200
Основные понятия	202
Сопротивление резанию	208
Температура резания	219
Стойкость резца	223
Твердые сплавы и металлорежущие станки	241
3. Изготовление твердосплавных инструментов	244
Изготовление инструментов, оснащенных твердыми сплавами	245
Заточка твердосплавных инструментов	252
Обработка твердых сплавов	258
4. Применение твердосплавного инструмента для обработки резанием	260
Литература	267
Глава V. Высокотемпературные материалы	277
1. Введение	277
2. Требуемые характеристики высокотемпературных материалов	285
3. Карбиды как высокотемпературные материалы	293
Горячепрессованные, не содержащие связки карбиды титана, циркония и гафния	298
Сплавы на основе карбида титана со связкой	300
Композиционные материалы, содержащие карбид титана	328
Высокотемпературные материалы на основе карбидов других металлов	330

	Стр.
Тугоплавкие карбиды и другие твердые материалы в качестве защитных покрытий	332
Итоги и перспективы	333
4. Нитриды	335
5. Бориды	336
6. Силициды	339
7. Карбид бора, карбид кремния, графит	347
Композиционные материалы, содержащие бор, кремний, графит	347
Литература	351
Глава VI. Режущая керамика	363
1. Исторический очерк	363
2. Получение режущей керамики	368
3. Состав и физико-механические свойства режущей керамики	370
4. Производительность резания режущей керамикой в сопоставлении с твердыми сплавами	376
5. Резцы с керамическими пластинками	383
6. Станки для успешного применения режущей керамики	384
7. Экономические соображения при применении режущей керамики	385
Литература	387

ПРЕДИСЛОВИЕ К РУССКОМУ ИЗДАНИЮ

Предлагаемая читателю книга Р. Киффера и Ф. Бензовского «Твердые сплавы» представляет собой по существу новое издание второй части книги Р. Киффера и П. Шварцкопфа, вышедшей в Вене на немецком языке в 1953 г. и затем в русском переводе под названием «Твердые сплавы» (Металлургиздат, 1957 г.). Новое издание первой части указанной книги «Твердые материалы» выпущено на русском языке издательством «Металлургия» в 1968 г.

Настоящая книга должна представлять определенный интерес для читателей, поскольку она знакомит с зарубежной технологией твердых сплавов и их применением, а также содержит новые данные по сравнению с первым изданием.

Книга издается в сокращенном виде: опущены введение, освещающее историю развития твердых сплавов, главы «Процессы спекания» и «Методы испытания сплавов», а также часть главы «Свойства сплавов», касающаяся стандартных сплавов WC—Co и WC—TiC—Co. Исключение именно этих глав обуславливается наличием отечественной литературы (В. И. Третьяков. Металлокерамические твердые сплавы. Metallurgizdat, 1962, Г. С. Креймер. Прочность твердых сплавов. Изд-во «Металлургия», 1966 г.), в которой аналогичный материал содержится в более полном объеме.

Докт. техн. наук В. И. ТРЕТЬЯКОВ

ТЕХНОЛОГИЯ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ

ПРЕДИСЛОВИЕ К НЕМЕЦКОМУ ИЗДАНИЮ

Изданная в 1963 г. книга «Твердые материалы»¹ пополнена теперь книгой «Твердые сплавы». В то время как книга «Твердые материалы» нуждалась в многочисленных изменениях и дополнениях, в настоящей книге это требуется в меньшей степени, так как технология твердых сплавов за истекший промежуток времени развивалась эволюционным путем.

В основном получила дальнейшее развитие теория структуры и прочностных свойств многофазных материалов, к которым относятся твердые сплавы. В связи с широким применением многокарбидных твердых сплавов, содержащих TaC (NbC), потребовались многочисленные дополнения именно по этому вопросу.

Кроме того, в книге более подробно сообщается о коррозионностойких, окалиностойких и улучшаемых твердых сплавах. Что касается области применения твердых сплавов, то авторы в основном ограничились некоторыми дополнениями. В IV главе пополнена библиография и более подробно освещены современные способы обработки твердых сплавов. Поскольку надежды, возлагавшиеся на твердые сплавы, как на высокотемпературные материалы, оправдались не полностью, в соответствующей главе пополнены ссылки на библиографию, текст же несколько сокращен. При этом упомянуто о возможном и перспективном применении боридов и силицидов, а также других комбинированных твердых материалов. Специальная глава посвящена вопросу развития режущей керамики.

Р. КИФФЕР, Ф. БЕНЕЗОВСКИЙ, Г. РЕЙТТЕ (Тироль), 1965 г.

¹ Переведена и выпущена издательством «Металлургия» в 1968 г.
Прим. перев.

1. Введение

Несмотря на то что промышленность твердых сплавов существует лишь 35 лет (большинство заводов твердых сплавов — только 10—20 лет), производство твердых сплавов в настоящее время находится на достаточно высоком уровне [1—17].

Твердый сплав является типичным изделием порошковой металлургии. Чтобы получить материал с нужными свойствами, необходимо применить метод спекания, так как при плавлении происходит распад WC. На рис. 1 показана схема процесса изготовления твердосплавных пластинок. Основными исходными материалами для изготовления твердых сплавов являются трехокись вольфрама (или вольфрамовая кислота), паравольфрамат аммония, вольфрамовый порошок, двуокись титана, танталовый порошок (или пятиокись тантала, или ферротантал-ниобий), окись кобальта (или кобальтовый порошок) и сажа. Карбиды получают либо непосредственно из окисных соединений тяжелых металлов, либо из металлического порошка, являющегося промежуточным продуктом. Карбиды отдельных металлов или сложные карбиды смешивают с кобальтовым порошком и подвергают мокрому размолу до образования тонкодисперсной смеси. Полученную смесь сушат, в случае необходимости восстанавливают, прессуют в различные изделия и спекают. Изделия специальной формы изготавливают методом двойного спекания, т. е. предварительно спекают прессовки при 800—1000°С с последующей обработкой резанием или шлифованием. Полученные таким образом фасонные изделия подвергают высокотемпературному спеканию в печах сопротивления с уголь-

ной трубой, в печах с молибденовыми нагревателями в атмосфере водорода, а также в вакуумных печах (высокочастотных или с молибденовыми нагревателями).

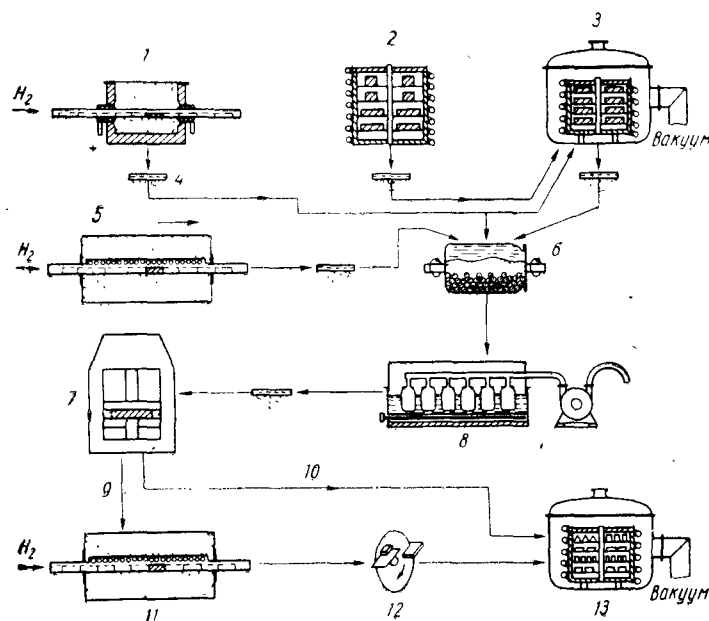
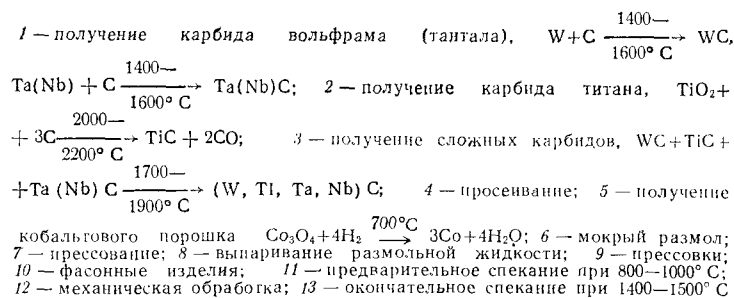


Рис. 1. Схема процесса изготовления металлокерамических твердых сплавов:



Твердосплавными изделиями оснащают режущие инструменты, волокнистые, штампы, пескоструйные сопла и т. д.

2. Исходные материалы для изготовления твердых сплавов

Окислы, металлы и неметаллы

Вольфрам и соединения вольфрама

Важнейшими исходными материалами для производства твердых сплавов являются трехокись вольфрама, вольфрамовая кислота и паравольфрамат аммония, получению которых из вольфрамовых руд посвящена обширная литература [15, 18—22]. Эти промежуточные

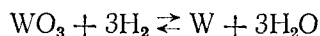


Рис. 2. Печи непрерывного действия с молибденовыми нагревателями для получения вольфрамового порошка (завод «Металльверк Планзее», Австрия)

продукты, к которым предъявляются особые требования, предприятия — изготовители твердых сплавов получают преимущественно с химических заводов, некоторые же заводы твердых сплавов имеют собственные химические цехи для переработки вольфрамитов или шеелитов. Восстановление соединений вольфрама в большинстве случаев проводят сами изготовители твердых сплавов по методу Кулиджа преимущественно водородом в электрических или газовых методических печах (рис. 2).

Слегка прокаленную трехокись вольфрама WO_3 (зеленовато-желтого цвета), вольфрамовую кислоту H_2WO_4 (оранжевого цвета) или паравольфрамат (белого цвета)

та) насыпают тонким слоем в лодочки из никеля, молибдена или нержавеющей стали и продвигают в печи навстречу току водорода при 800—1000°С. Образующиеся водяные пары удаляются сушильной установкой, и осушенный водород вновь поступает в печь. На практике важно, чтобы даже во влажном водороде (содержание воды около 25 г/м³) при атмосферном давлении и температуре 900°С равновесие реакции



было полностью смещено вправо. Подробные данные по равновесию реакций между различными окислами вольфрама, водородом и водяным паром, а также по кинетике процесса восстановления приведены в работах [23—34].

Трехокись вольфрама проходит различные стадии восстановления [28], причем промежуточные продукты восстановления характеризуются фиолетовой (W_4O_{11}), коричневой (WO_2) или смешанной желто-зеленой окраской этих окислов, характерной для WO_3 . В табл. 1 приводится окраска продуктов различных стадий восстановления WO_3 и их примерный химический состав.

Таблица 1

Стадии восстановления трехоксида вольфрама

Температура, °С	Окраска	Примерный состав	Температура, °С	Окраска	Примерный состав
400	Зеленовато-синий	$\text{WO}_3 + \text{W}_4\text{O}_{11}$	650	Черно-коричневый	$\text{WO}_2 + \text{W}$
500	Синий	$\text{WO}_3 + \text{W}_4\text{O}_{11}$	700	Серо-черный	W
			800	Серый	W
550	Фиолетовый	W_4O_{11}	900	Серый с металлическим оттенком	W
575	Красновато-коричневый	$\text{W}_4\text{O}_{11} + \text{WO}_2$			
600	Темно-коричневый (бурый)	WO_2	1000	Металлический	W

Величина зерна полученного порошка вольфрама зависит от температуры восстановления, содержания влаги в водороде и скорости его потока, а также от состояния исходной трехоксида вольфрама [35]. Как правило, она тем больше, чем больше размер зерна воль-

фрамовой кислоты, выше температура восстановления и содержание влаги в водороде и ниже скорость потока водорода. В табл. 2 приведены данные зависимости величины зерна металлического порошка вольфрама от температуры восстановления, содержания влаги в водороде и массы утряски трехоксида вольфрама.

Таблица 2

Условия получения порошка вольфрама различной зернистости

Размер зерна порошка вольфрама, мкм	Температура восстановления, °С	Содержание влаги в водороде	Масса утряски трехоксида вольфрама, г/см³
0,5	800	Сухой	0,05
2	830	»	0,5
4	900	»	1,0
8	1130	Насыщенный влагой при 75°С	1,5
10	1200	Насыщенный влагой при 85°С	2,0

Для получения мелкозернистого порошка вольфрама применяют также печи с вращающейся трубой [36] (рис. 3 и 4). Перемешивание восстанавливаемого мате-

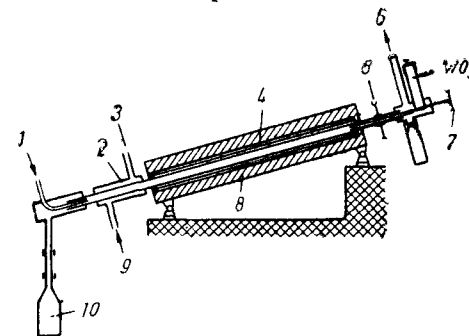


Рис. 3. Печь с вращающейся трубой для восстановления трехоксида вольфрама:

1 — подвод H_2 ; 2 — охлаждающая камера; 3 — отвод охлаждающей воды; 4 — нагреватель; 5 — привод вращающейся трубы; 6 — сгорание H_2 ; 7 — привод загрузочного шнека; 8 — теплоизоляция; 9 — подвод охлаждающей воды; 10 — восстановленный вольфрам

риала в газовом потоке увеличивает контакт водорода с отдельными частицами окислов и облегчает отвод образующихся водяных паров. Благодаря этому можно

проводить полное восстановление при несколько более низких температурах и избежать роста кристаллов вольфрама. Недостатком печей с вращающейся трубой является их относительно низкая производительность. Применение больших печей связано со значительными

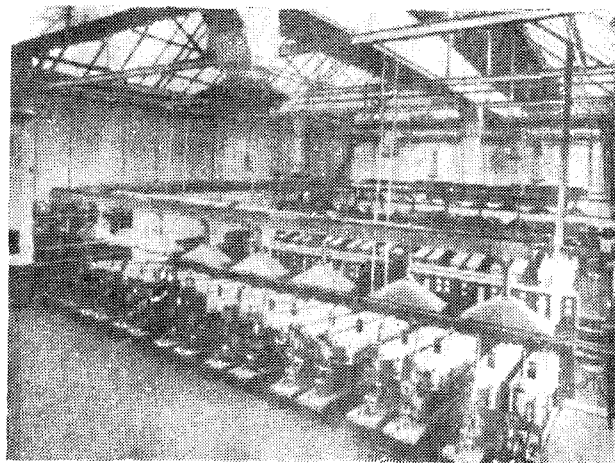


Рис. 4. Батарея печей с вращающейся трубой для восстановления трехокси вольфрама (Ф. Крупп, завод «Видиа»)

производственными трудностями из-за налипания порошка к поверхности трубы.

Восстановление соединений вольфрама (окислов, галогенидов и т. п.) во взвешенном состоянии проводят в настоящее время лишь в лабораторных масштабах.

Технический вольфрамовый порошок для сталелитейной промышленности получают так же, как и шведский губчатый порошок, восстановлением трехокси вольфрама углем или углеродсодержащими веществами в керамических тиглях с газовым обогревом. Применяя, например, сажу в качестве восстановителя и обеспечивая ее тщательное распределение в трехокси вольфрама, можно получить металлический вольфрам с низким содержанием углерода для производства твердых сплавов [37].

Кобальт

Металлический порошок кобальта для производства твердых сплавов получают восстановлением окиси или оксалата кобальта (или муравьинокислого кобальта) водородом в тех же электрических печах с непрерывным продвижением, что и для получения металлического порошка вольфрама. Температура восстановления составляет 500—700°С. Слишком низкая температура восстановления приводит к образованию пирофорного металла.

Большинство предприятий — изготовителей твердых сплавов предпочитает получать кобальтовый порошок с химических заводов [38—40].

Тантал и пятиокись тантала

Исходным материалом для изготовления карбида тантала является металлический порошок тантала. Более дешевым способом является изготовление TaC из пятиокиси тантала, так как ее легко получить в чистом виде. Получение металлического порошка тантала неоднократно описывалось в литературе. В настоящее время чаще всего применяют восстановление тантала щелочными металлами или электролиз расплавленного фторотанталата калия [41—43]. Пятиокись тантала получают также из фторотанталата калия путем гидролиза или осаждения аммиаком.

Поскольку в настоящее время для изготовления твердых сплавов используют чаще всего не чистый карбид тантала, а TaC—NbC или твердые растворы титана, вольфрама, тантала и ниобия, можно использовать и техническую тантал-ниобиевую кислоту или ферротантал-ниобий, избежав таким образом дорогостоящего разделения тантала и ниобия.

Порошок тантала также в большинстве случаев поставляют химические предприятия [44—46].

Двуокись титана

Получением двуокиси титана для изготовления карбида титана заводы твердых сплавов почти не занимаются. Двуокись титана соответствующей чистоты

Свойства исходных материалов и промежуточных продуктов, применяемых для изготовления твердых сплавов (Ф. Крупп, завод «Видиа»)

Материал	Насыпной объем, $\text{см}^3/100 \text{ г}$	Объем утряски, $\text{см}^3/100 \text{ г}$	Величина зерна μ	Привес при прокаливании на воздухе, %	Примерный химический состав, %
Паравольфрамат аммония	55—70	40—50	0,5—65. Главная фракция 0,5—3 и 10—30	—	70,2W, 0,01S, 0,01Fe, <0,04Si, 0,01C, щелочи — 0,03
Вольфрамовая кислота	200—220	120—140	0,5—11. Главная фракция 3—4,5	—	73,5W, 0,01S, <0,05Fe, <0,04Si, 0,01C, щелочи — 0,05
Трехокись вольфрама	120—160	60—80	0,5—15. Главная фракция 1,5—4,5	—	78,6W, 0,03Si, <0,05Fe, <0,06S, 0,01C, щелочи — 0,1
Металлический вольфрам из вольфрамовой кислоты	100—150	60—90	0,5—3. Главная фракция 0,5—2	18—21 (5 мин, 350° С)	0,2—0,4 O ₂ . Примеси примерно такие же
Металлический вольфрам из трехокиси вольфрама	60—80	30—50	0,5—5. Главная фракция 0,5—2,5	10—18 (5 мин, 350° С)	0,1—0,35 O ₂ . Примеси примерно такие же
Металлический вольфрам, восстановленный углеродом	30—40	15—25	0,5—10. Главная фракция 1—4	2,3 (30 мин, 400° С)	99,2W, 0,06C, 0,09Fe, 0,4 O ₂ , 0,03 Si
Двуокись титана	200—220	100—110	Не определялась	—	59,8Ti, 0,04S, 0,02C, 0,08Fe, 0,02Si, поте-

Металлический титан	90—100	60—70	»	»	ри при прокаливании 0,2—0,5
Пятиокись тантала	Не определяется	Не определяется	»	»	96,5Ti
Металлический тантал	То же	То же	»	»	99,8 Ta ₂ O ₅
Ферротантал	»	»	»	»	99,85Ta, 0,1C, 0,001Fe. Хлорный остаток — 0,02
Трехокись молибдена	420—520	200—240	»	»	21Nb, 26Fe, 47Ta. Остальное Ti, Mn, Cu, Al, Sn, S, Si
Молибден	70—80	40—45	2—10	—	0,003 Fe. Хлорный остаток — 0,03.
Кобальт	80—100	50—60	1—3	28 (30 мин, 400° С)	99,92 Mo, 0,03 Fe. Хлорный остаток — 0,04
Никель	50—60	30—40	1—5	Не определялся .	98,6 Co, 0,05 Si, 0,08Fe, 0,05Zn, 0,1Mn, 0,1C, 0,1 Ni, щелочи — 0,08, 0,6 O ₂ , 99,6 Ni, 0,15 O ₂ , 0,08 C
Графитовые блоки из мельчиные	По степени размола	По степени размола	Не определялась	Не определялся	98,2 C, 0,2 S, зола — 0,6, летучие — 0,9, влага — 0,2
Сажа	500—1000	400—700	Не определялась	»	97,9 C, 0,3—0,5 S, зола — 0,05, летучие — 1, влага — 0,1—2
Сахарный уголь	260—300	110—160	»	»	94,7 C, 0,3 S, зола — 0,7, летучие — 2,6, влага — 1,4

является дешевым продуктом производства неорганических красителей [47—49]. Двуокись титана, полученная из рутила или ильменита, содержит характерные примеси серы, фосфора, мышьяка, SiO_2 и щелочей. Для получения карбида титана сумма этих примесей не должна превышать 0,1%.

Сажа

Для карбидизации металлов и окислов обычно применяют прессованную, прокаленную или непрокаленную ламповую сажу. Содержание золы в саже не должно превышать 0,2%. Иногда применяют сахарный уголь и порошкообразный электрографит с низким содержанием золы.

В табл. 3 приведены характерные свойства (в частности содержание примесей) металлических и окисных исходных материалов [49].

Карбиды и твердые растворы карбидов

Основы получения карбидов и твердых растворов для твердосплавного производства подробно описаны в книге «Твердые материалы». Ниже приводятся лишь некоторые технологические и производственные подробности.

Карбид вольфрама

При изготовлении карбида вольфрама используют в большинстве случаев металлический порошок вольфрама. Порошок подвергают сухому смешению с необходимым количеством сажи в смесительных барабанах или шаровых мельницах. Обычно добавляют 5—10% сажи сверх теоретически необходимого количества. Вследствие большой разности плотности, в частности это относится к крупнозернистому вольфрамовому порошку, следует следить за тем, чтобы не наступило расслаивание смеси. Смесь металлического порошка и сажи в прессованном или непрессованном состоянии загружают в графитовых лодочках в графитовые трубчатые печи сопротивления непрерывного действия, которые применяются также для спекания твердых сплавов WC—Co (см. спекание твердосплавных прессовок).

Диаметр графитовой трубы составляет обычно 70—130 мм при длине 1200—1600 мм и мощности печи 50—200 кВт. Для массового производства применяют также печи с диаметром трубы 150—300 мм при длине 1600—2000 мм. Температура карбидизации колеблется от 1375 до 1600°С в зависимости от требуемой величины зерна карбида, которая возрастает, конечно, с повышением

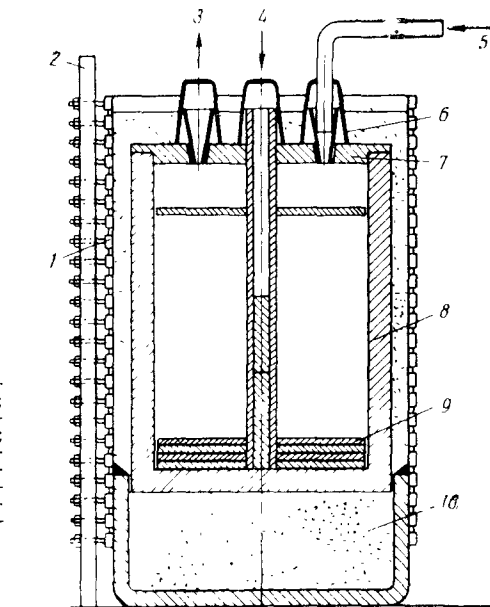


Рис. 5. Высокочастотная печь для получения карбида вольфрама:

1 — индукционная катушка; 2 — твердый асбест; 3 — водород; 4 — смотровая труба; 5 — водород; 6 — фитинг из силманита; 7 — графитовая крышка; 8 — графитовый тигель; 9 — перфорированные графитовые пластины; 10 — засыпка ZrO_2

температуры. Наряду с горизонтальными графитовыми трубчатыми печами сопротивления в настоящее время применяют вертикальные печи или трехфазные вертикальные электродные печи.

Большие однородные партии получают в открытых высокочастотных печах (рис. 5). Карбидизируемая смесь находится в графитовом тигле, закрываемом крышкой с отверстиями. Теплоизоляцией для высокочастотной катушки, окружающей тигель, служит, например, окись циркония.

Газовые печи, применяемые для получения технического вольфрамового порошка, можно использовать

также для изготовления карбида вольфрама в больших количествах. Применяются также печи непрерывного действия с молибденовыми нагревателями [50].

Более или менее прочно спекшиеся куски карбида дробят в винтовых прессах и дробилках, размалывают в молотковых, вихревых, стержневых или шаровых мельницах и просеивают на виброситах.

Целью карбидизации является получение продукта с содержанием связанного углерода, близким к теоретическому, и с возможно низким содержанием свободного углерода, кислорода и азота.

Технический карбид, отвечающий этим требованиям, содержит 6,1—6,15% $C_{общ}$, в том числе 0,05—0,1% $C_{своб}$. Если карбид содержит слишком мало связанного углерода, процесс карбидизации повторяют, добавляя недостающее количество сажи.

Карбид титана

При изготовлении карбида титана, так же как и в случае карбидов циркония, ванадия и ниобия, из-за высокой стоимости порошков соответствующих металлов применяют всегда более дешевые окислы.

Смесь окисла и сажи (например 68,5—69% двуокиси титана и 31,5—31% сажи) подвергают сухому смешению или лучше, мокрому размолу с последующей сушкой в соответствующих смесителях. Затем смесь брикетируют и карбидизируют при 2100—2300°С. Кроме горизонтальных и вертикальных графитовых трубчатых печей, для карбидизации окислов с успехом применяют высокочастотные вакуумные печи. В горизонтальных методических печах применяют графитовые лодочки, в вертикальных — свободную засыпку из графитовой крупки.

Куски карбида титана (чаще всего более твердого, чем карбид вольфрама) измельчают также в щековых дробилках, размалывают в шаровых или вибрационных мельницах и просеивают. Для измельчения TiC , полученного дуговой плавкой, могут быть использованы толчен и шаровые мельницы [51].

Получение в производственных условиях карбидов вольфрама, молибдена и тантала с содержанием углерода, отличающимся от теоретического лишь на 0,02%,

несложно, а карбидов титана и ванадия сопряжено со значительными трудностями. Технический карбид титана в большинстве случаев содержит 19,0—20,5% $C_{общ}$ и 0,5—2% $C_{своб}$. Соответственно дефициту углерода содержание кислорода и азота в таких продуктах является довольно высоким. Вследствие стабильности фаз Me (C, N, O) окончательную очистку в большинстве случаев проводят при получении сложных карбидов, содержащих карбид титана [бедные по кислороду и азоту фазы ($Me1, Me2, Me3$) C].

Карбид тантала (ниобия)

Получение карбида тантала (ниобия) из танталового (ниобиевого) металлического порошка аналогично получению карбида вольфрама. Однако чистый танталовый порошок является относительно дорогим, поэтому целесообразно карбидизировать танталовые отходы или пятиокись тантала в печах описанных типов. Поскольку карбид ниобия, содержащийся в карбиде тантала, в большинстве случаев не мешает, карбидизируют непосредственно тонкоизмельченный ферротантал-ниобий, получая затем твердый раствор карбид тантала — карбид ниобия путем обработки кислотой.

Карбид молибдена

Карбид молибдена, так же как и карбид вольфрама, получают в обычных печах из смеси металлического молибденового порошка и сажи. Температура карбидизации на 100—200°С ниже.

Карбиды ванадия, циркония, ниобия, хрома и гафния

При изготовлении этих карбидов лучше всего исходить из соответствующих окислов (для получения чистых препаратов — из чистых отходов металлов, металлических порошков или гидридов металлов), которые карбидизируют с сажей при температурах, составляющих 50—75% температуры плавления карбидов. Достижение теоретического содержания углерода, особенно у карбида ванадия, сопряжено с такими же трудностями, как и для карбида титана.

Таблица 4

Свойства важнейших карбидов, применяемых для изготовления твердых сплавов (Ф. Крупп, завод «Видиа»)

Карбид	Насыпной объем, см ³ /100 г	Объем утрачки, см ³ /100 г	Примерный химический состав, %
Карбид вольфрама из паравольфрамата аммония	25—30	15—17	6,0—6,15 C _{общ} , 0,05—0,1 C _{своб}
Карбид вольфрама из трехокси вольфрама	30—35	18—20	
Карбид вольфрама из вольфрамовой кислоты	35—40	20—23	
Карбид вольфрама из вольфрама, восстановленного углеродом	30—35	18—20	
Карбид титана из двуокиси титана	70—90	40—50	19—20,5 C _{общ} , 0,5—2 C _{своб} , 0,5—1 O, 0,2—0,5 N
Карбид тантала из чистого тантала	22—25	14—16	6,0—6,1 C _{общ} , 0,05—0,1 C _{своб}
Карбид молибдена из металлического молибдена	50—60	30—40	6,0—6,1 C _{общ} , 0,05—0,15 C _{своб}
Карбид ванадия из пятиокиси ванадия	80—90	45—50	17—19 C _{общ} , 0,1—1 C _{своб} , 0,4—1 O, 0,2—0,4 N
Карбид хрома Cr ₃ C ₂ из Cr ₂ O ₃	60—70	45—50	13,4 C _{общ} , 0,05—0,15 C _{своб}
Карбид гафния из двуокиси гафния	35—40	20—25	6,1—6,25 C _{общ} , 0,05—0,15 C _{своб}

Характерные свойства карбидов вольфрама, титана, тантала, молибдена и др. приведены в табл. 4.

Сложные карбиды

Существуют шесть способов получения сложных карбидов путем взаимодействия окислов, металлов и карбидов (см. ниже).

Способы производственного получения сложных карбидов

- Способ 1. Взаимодействие окислов с окислами + С.
Например ZrO_2-TiO_2 , $WO_3-TiO_2-Ta_2O_5$,
 MoO_3-TiO_2 , $V_2O_5-TiO_2$, WO_3-TiO_2 , WO_3-NiO_2 .
- Способ 2. Взаимодействие окислов с металлами + С.
Например TiO_2-W , NiO_2-W .
- Способ 3. Взаимодействие окислов с карбидами + С.
Например MoO_3-TiC , TiO_2-WC .
- Способ 4. Взаимодействие металлов с металлами + С.
Например $Mo-W$, $Ti-Zr$, $W-Ta$, $Ta-Nb$.
- Способ 5. Взаимодействие металлов с карбидами + С.
Например $W-TiC$, $Mo-TiC$, $TaC-VC$, $Cr-TiC$.
- Способ 6. Взаимодействие карбидов с карбидами.
Способ позволяет получить все двух- или многокомпонентные сложные карбиды.
Например $WC-TiC$, $WC-TiC-TaC$, $VC-TiC$, Mo_2C-TiC , $TiC-Cr_3C_2$, $NiC-WC$.

Наиболее часто применяемыми являются способы 1 и 6. Здесь не рассматриваются методы плавления, электролиза, осаждения из газовой фазы и выделения из ферросплавов и расплавов металлов, так как они подробно изложены в книге «Твердые материалы».

Получение сложных карбидов карбидизацией смесей окислов (способ 1) позволяет значительно (на 300—500°С) снизить температуру образования твердых растворов. Этот метод успешно применяют при получении безвольфрамовых твердых сплавов, например сплавов $MoC-TiC$ и $VC-TiC$. Балльхаузен [52] с успехом применял этот способ для изготовления твердых сплавов $WC-TiC$. По способу 6 (образование твердых растворов совместным прокаливанием готовых карбидов) получают продукты, наиболее однозначные по составу. При этом образование твердых растворов и «самоочищение» от свободного углерода, кислорода и азота проходит наиболее успешно, если для облегчения диффузии добавить 0,3—0,5% кобальта.

Менее распространенные способы 2 и 3 (введение одного компонента в виде окисла, а другого в виде металла или карбида) известны как методы Кникка [53]. И в этом случае стремятся снизить температуру карбидизации карбида титана с 2100—2300 до 1700°С.

Способ 3 позволяет удалить избыточный свободный графит из высокоуглеродистого карбида титана путем

добавки окислов, так же как способ 5 — путем добавки металлов.

Способ 4 (карбидизация порошкообразных смесей металлов) в настоящее время применяют лишь в случае тантала и ниобия; однако этот способ может приобрести большее значение при снижении стоимости порошков титана и циркония, что возможно в ближайшем будущем благодаря интенсивному развитию металлургии титана и циркония.

Для облегчения диффузии исходных материалов и промежуточных продуктов (помимо добавки кобальта или его соединений) необходим очень интенсивный размол; целесообразно применять мокрый размол компонентов. Большей частью для этого пользуются мельницами-смесителями, шаровыми и вибрационными мельницами. Твердые растворы получают в тех же печах, что и карбиды. Продолжительность прокаливания при образовании твердых растворов составляет от 2 до 4 ч в зависимости от окончания самоочищения карбидов, на что указывает прекращение выделения окиси углерода. Твердые растворы карбидов спекаются обычно прочнее чистых карбидов. Получение тонкого порошка аналогично получению порошка карбида титана.

Довольно трудно определить точный состав сложных карбидов по углероду. Если твердый раствор является готовым продуктом, то содержание свободного углерода должно быть менее 0,2%. Если же твердый раствор используют в качестве основного порошка, в который примешивают затем другие карбиды, например WC, допускается значительно более высокое содержание свободного углерода, например 0,5—1%.

3. Производство твердых сплавов

Подготовка исходных материалов

В настоящее время для изготовления твердых сплавов возможно большей твердости и плотности тонкодисперсную смесь из карбидов и твердых растворов карбидов с кобальтом получают только мокрым размолом [17, 54]. Размол можно вести в воде, дихлорэтилене, трихлорэтилене, четыреххлористом углероде, бензоле, бензине, тетралине, спирте или ацетоне и т. д. Наряду с преимуществом, т. е. получением тонкого распределения,

этот способ обладает недостатком — тонкодисперсные материалы шихты, особенно кобальт, реагируют с размольной средой и атмосферой размола, образуя окислы. При сушке и последующей обработке под водородом может произойти дальнейшее окисление и неизбежная потеря углерода [55]. На практике с этими недостатками можно бороться путем сушки в вакууме с последующим непосредственным восстановлением в абсолютно сухом водороде.

В табл. 5 приведены данные Майера и Айлендера о влиянии различных размольных средств на загрязнение железом и окисление [35] смесей WC—Co [56], а в табл. 6 — данные этих же авторов, характеризующие зависимость измельчения зерна от продолжительности размола и его влияние на насыпной объем и на объем утряски смесей WC—Co. В то время как при сухом размолу металлов насыпной объем и объем утряски обычно уменьшаются, при мокром размолу эти величины возрастают, т. е. многокомпонентные смеси разрыхляются и становятся более объемистыми.

Таблица 5

Влияние размольной среды на содержание железа и кислорода в смесях WC—Co

Размольная среда	Увеличение содержания железа, % Fe (кг/ч)	Потеря в массе при восстановлении водородом при 700° C, %
Вода	0,35	0,10
Бензол	0,12	0,045
Воздух	0,070	0,033
Водород	0,030	0,015
Вода и водород	0,10	0,04

При хранении тонкоразмолотых твердосплавных исходных материалов на влажном воздухе [54] или во влажном водороде [55] в готовом продукте может быть недостаток углерода до 0,2%. Поэтому рекомендуется изготавливать карбиды и их смеси в помещениях с кондиционированной атмосферой.

В настоящее время для мокрого размола применяют в основном стальные мельницы или размольные агрегаты со стеллитовой или твердосплавной футеровкой и

Таблица 6

Влияние продолжительности размола на насыпной объем
и объем утряски смеси WC—Co [92% WC, 8% Co]

Продолжитель- ность размола*, ч	Распределение зерен по размеру (мкм)** под микроскопом. %	Насыпной объем, см ³ /100 г	Объем утряски, см ³ /100 г
6	30 5,0 50 3,0 20 1,0	9,3	7,1
12	30 4,0 40 2,0 30 1,6	8,4	7,5
24	15 2,5 50 1,1 35 0,8	10,6	7,3
48	20 1,5 70 0,8 10 0,6	17,2	12,0
96	10 2,0 50 1,0 40 0,6	20,5	15,6

* Размол в воде. ** Правая колонна.

твердосплавными шарами, менее подверженные износу. На рис. 6 показан размольный агрегат с восемью стальными барабанами. Обычно в барабаны загружают 10—12 кг твердосплавных шаров (диаметром 10—30 мм), 5 кг твердосплавной шихты и 1,5 л размольной жидкости. Скорость вращения барабана составляет 50—60 об/мин, продолжительность размола от 3 до 8 суток в зависимости от марки твердого сплава. На рис. 7 показаны большие шаровые мельницы. Емкость каждой мельницы составляет 45 л; загрузка состоит приблизительно из 80 кг твердосплавных шаров, 50 кг твердосплавной шихты и 25 л размольной жидкости.

За последние годы для тонкого размола все в большей степени применяют вибромельницы. На рис. 8 показан внешний вид небольшой вибромельницы.

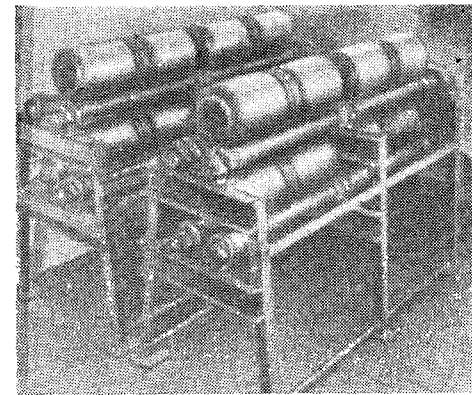


Рис. 6. Размольный агрегат с барабанами из стали V2A для размола твердосплавных смесей (завод «Металльверк Планзее», Австрия)

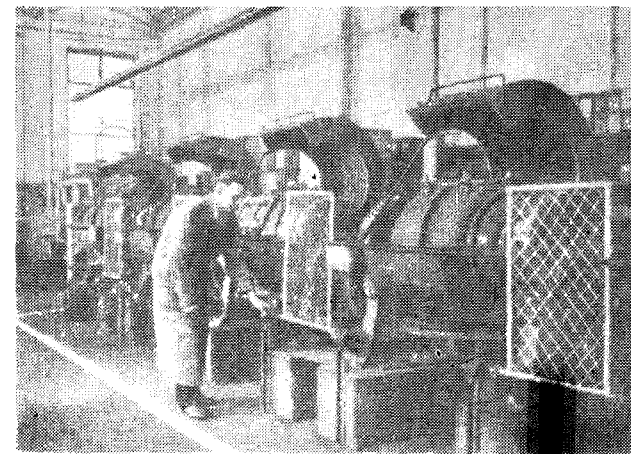


Рис. 7. Шаровые мельницы для размола твердосплавных смесей (Ф. Крупп, завод «Видиа»)

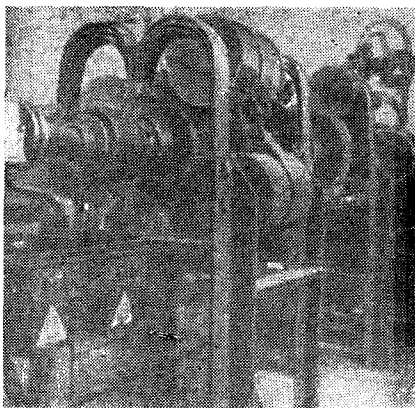


Рис. 8. Небольшие вибромельницы для размола твердосплавных смесей

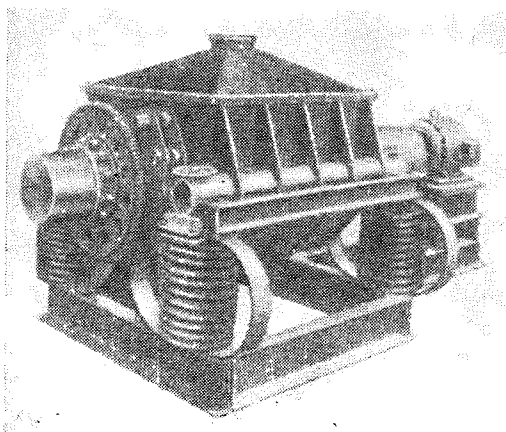


Рис. 9. Крупная вибромельница для размола твердосплавных смесей

Размельные агрегаты состоят в большинстве случаев из двух или четырех стальных барабанов емкостью около 5 л. Загрузка состоит приблизительно из 30 кг твердосплавных шаров (диаметром 10—15 мм), 5—7 кг твердосплавной смеси и 1,5 л размельной жидкости. Продолжительность размола в этих мельницах состав-

ляет 1—2 суток. Применяют также большие вибромельницы (рис. 9) со следующей технической характеристикой: загрузка твердосплавных шаров составляет 300—500 кг, твердосплавной смеси в зависимости от содержания карбида титана 150—250 кг, продолжительность размола 1—2 суток.

Кроме значительного снижения продолжительности размола, в вибромельницах меньше изнашиваются твердосплавные шары. Износостойкость последних можно увеличить спеканием под давлением, в результате чего намного повышается плотность и твердость.

При сухом размоле твердосплавной смеси в стальных мельницах со стальными или твердосплавными шарами в смесь попадает лишь незначительное количество железа. При мокром размоле стальными шарами за сутки в смесь попадает 0,2—0,5% железа, при использовании же твердосплавных шаров такое количество железа проникает в смесь лишь после 4—6-дневного размола. Об износе твердосплавных шаров в литературе отсутствуют точные данные. По данным авторов, в зависимости от качества поверхности, плотности и твердости шаров в размалываемую смесь попадает 1—3% материала шаров при 2—8-дневном размоле.

Процесс мокрого размола смесей WC—Co исследовали неоднократно, причем определяли оптимальное число оборотов мельницы в зависимости от величины мельницы, размера шаров и шихты [57]. На основе электронномикроскопических исследований и измерений поверхности, по Бернару и Давуану [58], при размоле происходят два процесса:

дробление частиц на несколько частей, которые хорошо наблюдаются в электронном микроскопе;

взаимное истирание частиц, причем на частицах образуется очень мелкая пыль, которая не поддается ультрамикроскопическому изучению [59, 60].

После окончания мокрого размола избыток размельной жидкости удаляют декантацией. Отжатием или центрифугированием также удаляют размельную жидкость. Затем влажную смесь загружают в лодочки и высушивают в печи или одновременно с сушкой прокалывают при 650—750°С в восстановительной атмосфере. Небольшие мельничные барабаны можно поместить в песчаную или водяную баню для отгонки размельной

жидкости. Особенно экономична вакуумная дистилляция, поскольку она протекает быстрее и при более низких температурах.

На рис. 10 показана вакуумная дистилляционная установка для сушки твердосплавной смеси непосредственно в размольных барабанах при 80°С. Экономично

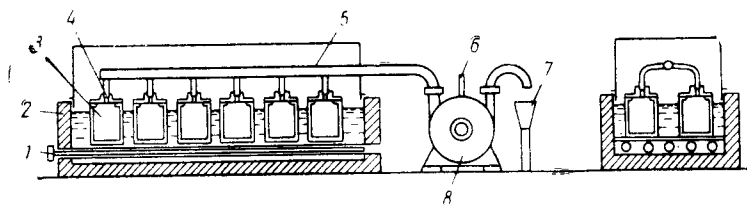


Рис. 10. Вакуумный дистиллятор для сушки твердосплавных смесей:

1 — электронагрев; 2 — теплоизоляция; 3 — резервуары с шарами и пульпой; 4 — вакуумный шаровой затвор; 5 — коллектор; 6 — приток охлаждающей воды; 7 — сток; 8 — холодильник вакуумного насоса

также применять вакуумную сушилку с мешалкой [16] (рис. 11). Предложена также сушка смеси с помощью инфракрасных лучей [50]. Высушенную в вакууме смесь можно непосредственно прессовать, однако при этом (в особенности при высоком содержании кобальта) рекомендуется дополнительное восстановление водородом.

Обезуглероживание смеси WC—Co при прокаливании в водороде при температурах 650—1050°С исследовали Майер и Айлендер [56]:

Температура восстановления*, °С	Содержание углерода**, %
650	5,12
700	5,10
750	5,05
850	4,85
950	4,65
1050	4,08

* Продолжительность прокаливания 3 ч. ** Исходное содержание углерода 5,15%.

Из приведенных данных следует, что применять температуру восстановления выше 750°С нецелесообразно.

но. Обычно высоких потерь углерода, которые еще более увеличиваются вследствие недостаточной осушки защитных газов, избегают в дальнейшем путем спекания в условиях науглероживания.

После сушки или дополнительного восстановления смесь просеивают через тонкие металлические сита и шелковую ситоткань, удаляя кобальтовые блески, агломераты кобальт — карбид и всевозможные загрязнения [17].

Несколько просеянных партий объединяют в одну массу от 200 до 1000 кг. От каждой такой партии берут пробу для исследования.

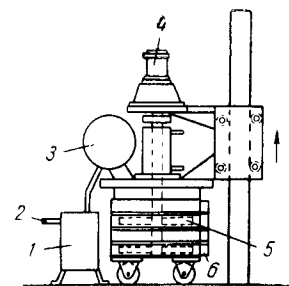


Рис. 11. Вакуумная сушилка с мешалкой:

1 — сборник; 2 — вакуум; 3 — конденсатор; 4 — привод мешалки; 5 — мешалка; 6 — наружный электронагрев

Холодное прессование и механическая обработка твердосплавных пластинок

Классическим способом изготовления пластинок из твердосплавной смеси является метод двукратного спекания¹. Смесь прессуют в брикеты или пластины на гидравлических прессах всухую или с добавками, облегчающими прессование. В зависимости от марки твердого сплава и содержания кобальта прессовки подвергают предварительному спеканию при 900—1150°С в печах непрерывного действия. Достаточно прочные заготовки обрабатывают карборундовыми фасонными дисками (диаметр диска 150—100 мм, 8000 об/мин). Изделия круглой формы изготавливают на небольших токарных станках с быстровращающимися карборундовыми кругами. Все в большей степени в качестве обрабатываемого инструмента применяют специальные твердосплавные фрезерные головки и алмазные инструменты [61].

Процесс изготовления твердосплавных пластинок или фасонных изделий из предварительно спеченных заготовок показан на рис. 12, а большой цех, где производят все эти операции, — на рис. 13.

¹ Патент (герм.) № 481212, 1925.

В настоящее время стандартные пластинки нужной формы прессуют на гидравлических и механических (рис. 14) прессах. Инструменты, применяемые при этом, подробно описаны Балляхаузенем [16]. Чтобы избежать

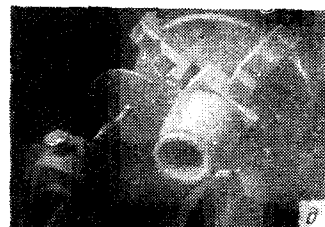
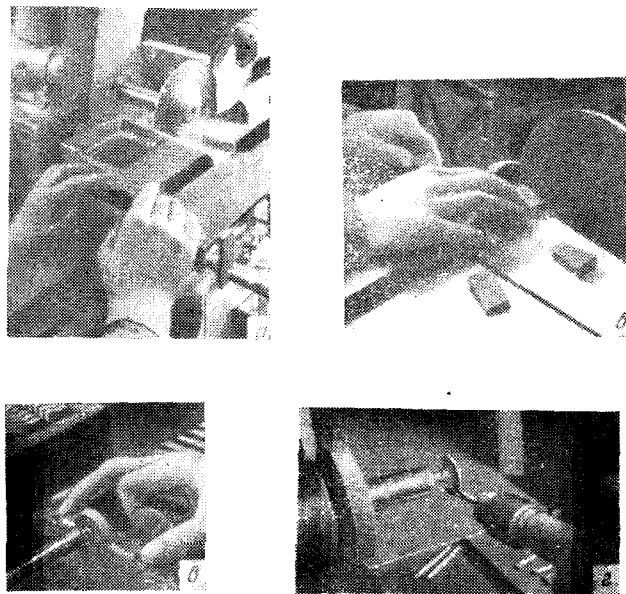


Рис. 12. Процесс изготовления твердосплавных пластинок:

а — разрезка предварительно спеченных заготовок; *б* — заточка углов; *в* — профильное шлифование; *г* — точение твердосплавного фасонного изделия; *д* — фрезерование цельнотвердосплавного инструмента

дефектов прессования и расслойных трещин, применяют присадку (камфору, растворенную в эфире или легком бензине, растворы парафина в бензине, гликоль в спирте, растворы каучука и т. д.). Обычно в твердосплавную смесь добавляют такое количество 5—10%-ного раство-

ра, чтобы после испарения растворителя в смеси осталось 1—2% пластификатора.

Плотность прессовок зависит от давления прессования и величины зерна порошка [12, 62]. Свойства спеченных изделий, как правило, не зависят от плотности пресс-

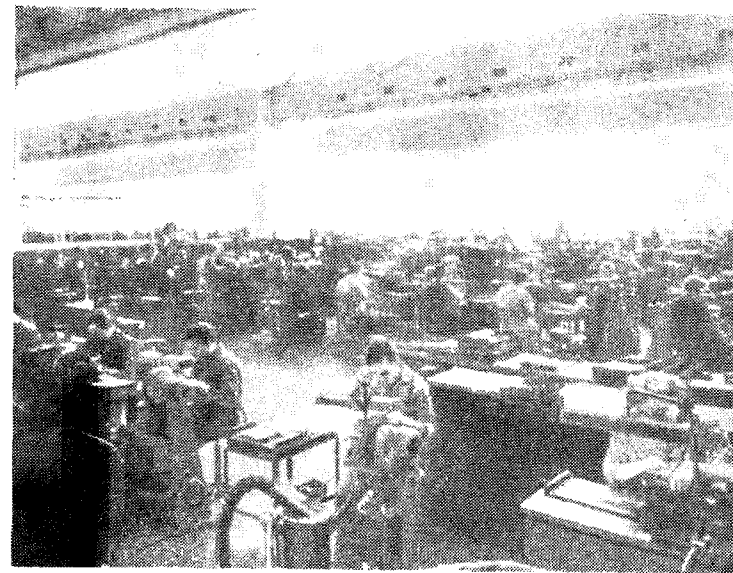


Рис. 13. Общий вид крупного цеха обработки твердосплавных пластинок (Ф. Крупп, завод «Видна»)

совок, поскольку спекание в присутствии жидкой фазы сопровождается большой усадкой, которую необходимо учитывать при изготовлении фасонных твердосплавных изделий точных размеров [63, 64].

В настоящее время при прессовании стандартных пластинок на ручных или механических прессах с объемным (а не весовым) наполнением матриц применяют большей частью гранулированную твердосплавную шихту. В целях гранулирования в шихту добавляют, например, ~1% гликоля или парафина, прессуют брикеты и измельчают их гранулятором до размера зерен 0,2—0,6 мм [17]. Отсеянный тонкий порошок прибавляют к свежей смеси.

При серийном прессовании стандартных пластинок рекомендуется футеровать матрицы твердым сплавом или применять массивные твердосплавные матрицы, полученные спеканием под давлением. Конструкция необходимых при этом инструментов описана Балляхаузен [16].

Особым видом формования из твердосплавных смесей круглых, трехгранных и четырехгранных прутков, а так-

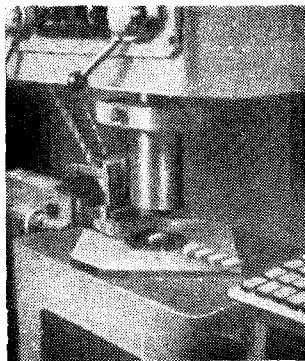


Рис. 14. Механический пресс для изготовления твердосплавных пластинок

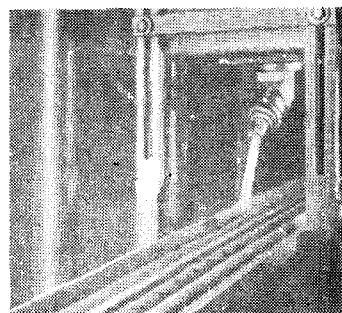


Рис. 15. Мундштучное прессование твердосплавных смесей (фирма «Карболой», Детройт)

же труб и фасонных прутков всех видов является выпрессовывание смеси с пластификаторами на соответствующих мундштучных прессах, применяемых обычно для обмазки сварочных электродов. В качестве пластификаторов применяют агар-агар, каучуковый раствор, трагант, раствор крахмала, твердые углеводороды и синтетические смолы [65—68]. Прутки, а также трубы [69] и фасонные изделия, получаемые мундштучным прессованием, поддаются гибке и скручиванию, что дает возможность изготавливать формы, подобные спиральным пружинам или спиральным сверлам. Сушить такие прессовки перед предварительным или окончательным спеканием необходимо очень медленно, целесообразно даже в вакууме, чтобы избежать усадочных трещин. Тогда при окончательном спекании уже не нужны особые меры. Для твердых сплавов, полученных мундштучным прессованием, характерна некоторая незначительная микропористость.

На рис. 15 показан мундштучный пресс, твердосплавный прутко, выходящий из мундштука, и готовые прутки.

Для изготовления крупных твердосплавных фасонных деталей (трубы, сопла, турбинные лопатки и т. д.) в последнее время применяют гидростатическое прессование [1, 70] и прессование взрывом [71, 72], а также комбинированный способ, при котором порошок помещают в оболочку из резины или пластмассы и затем в камере высокого давления подвергают всестороннему уплотнению взрывной волной или жидкостью под давлением.

Полученные прессовки отличаются равномерной плотностью. Если добавить в твердосплавную смесь пластификатор, можно изготовить методом прокатки ленту [67].

Спекание твердосплавных прессовок

Для спекания твердосплавных прессовок обычно применяют печи трех типов:

1. Графитовые трубчатые печи сопротивления (рис. 16 и 17), работающие по принципу непрерывного

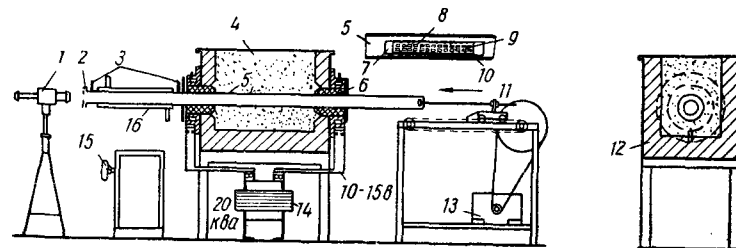


Рис. 16. Графитовая трубчатая печь сопротивления для спекания:

1 — оптический пирометр; 2 — смотровое окошко; 3 — подвод водорода; 4 — засыпка из древесного угля; 5 — графитовая труба; 6 — графитовые колодки; 7 — графитовая пробка; 8 — графитовая крупка; 9 — пластины; 10 — графитовая лодочка; 11 — подача; 12 — теплоизоляция; 13 — коробка скоростей; 14 — трансформатор высокого напряжения; 15 — регулировочный трансформатор; 16 — водоохлаждение

продвижения изделий в атмосфере водорода, и вакуумные печи периодического действия с графитовыми нагревателями (рис. 18).

2. Печи сопротивления с открытыми молибденовыми нагревателями (рис. 19) или молибденовой обмоткой на

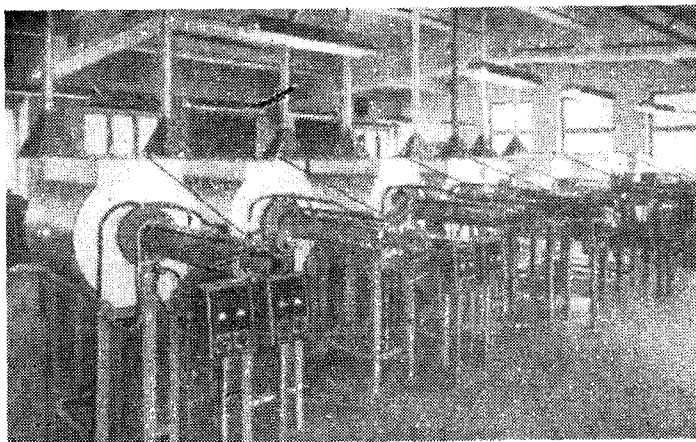


Рис. 17. Графитовые трубчатые печи сопротивления для спекания в атмосфере водорода (завод «Металльверк Планзее», Австрия)

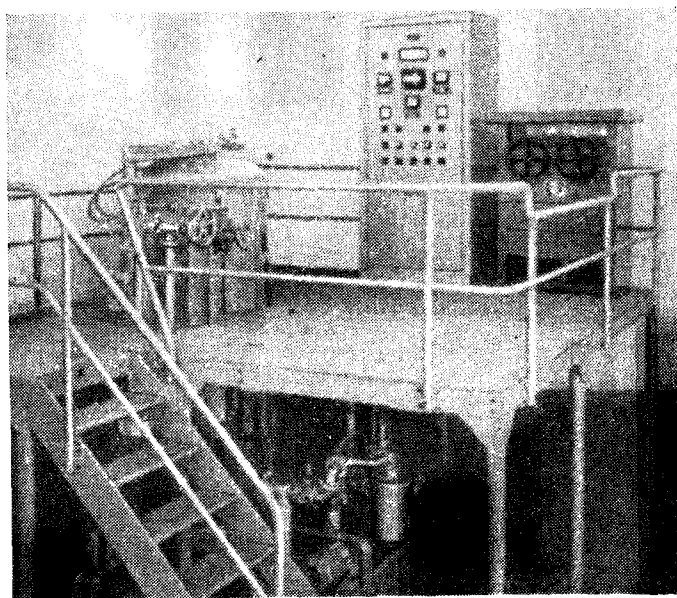


Рис. 18. Вертикальная вакуумная графитовая трубчатая печь (фирма «Дегусса»)

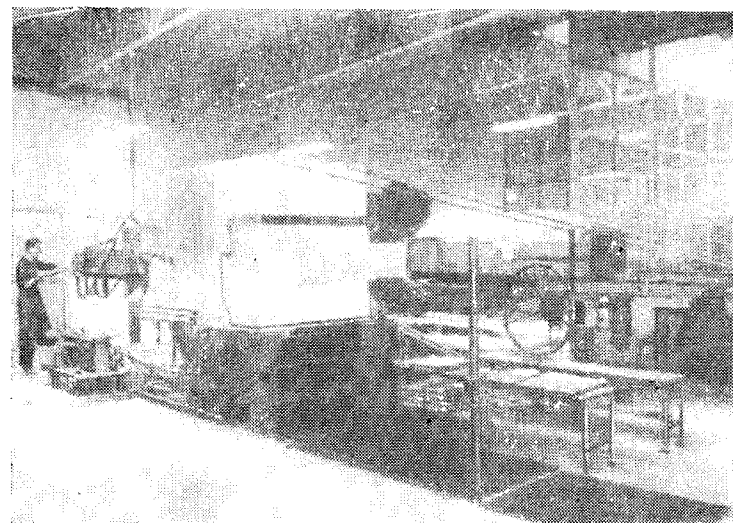
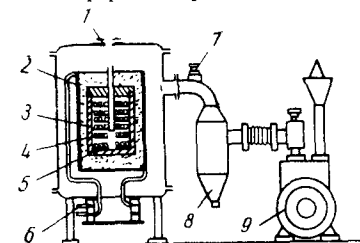


Рис. 19. Печь непрерывного действия с молибденовыми нагревателями для спекания в атмосфере водорода

Рис. 20. Высокочастотная вакуумная печь для спекания:

1 — смотровое окошко; 2 — катушка; 3 — графитовый тигель; 4 — пластинки; 5 — графитовый диск; 6 — подвод тока и воды; 7 — выпуск воздуха; 8 — отстойник; 9 — вакуумный насос



огнеупорных трубах, а также молибденовые вакуумные печи.

3. Высокочастотные вакуумные печи (рис. 20—22).

При спекании в печах с непрерывным продвижением изделий прессованные пластинки загружают в графитовые лодочки, закрывающиеся крышкой. В зависимости от того, требуется ли обезуглероживание или науглероживание, твердосплавные пластинки загружают без засыпки или засыпают гранулированной сажей или плавленой окисью алюминия. В вакуумных печах спекание проводят, как правило, без засыпки. Пластинки плотно устанавливают на графитовые плиты. Твердые сплавы, со-

Таблица 7

**Режимы производственного спекания твердых сплавов
[Ф. Крупп, завод «Видиа»]**

Состав сплава, %	Температура спекания, °C	Продолжительность спекания (мин) при толщине пластинок, мм	
		2	15
94 WC, 6 Co	1420	20	100
89 WC, 11 Co	1400	20	100
85 WC, 15 Co	1380	17	60
94 WC, 6 Co (мелкозернистый)	1420	17	60
91,5 WC, 1 TaC, 0,5 VC, 7 Co	1500	66	220
78 WC, 16 TiC, 6 Co	1600	20	100
78 WC, 14 TiC, 8 Co	1550	20	100
88 WC, 5 TiC, 7 Co	1500	20	100
69 WC, 25 TiC, 6 Co	1550	66	220
34 WC, 60 TiC, 6 Co	1700	66	200

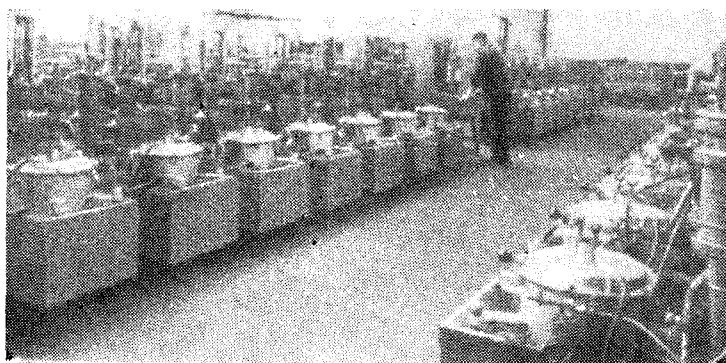


Рис. 21. Крупная установка inductionных вакуумных печей (Ф. Крупп, завод «Видиа»)

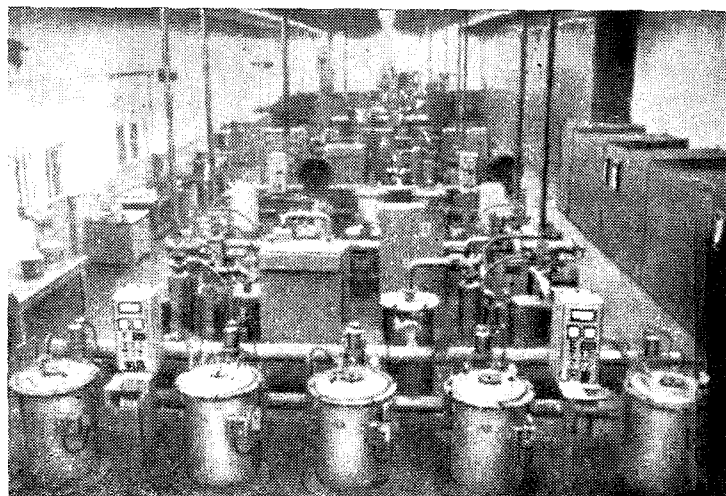


Рис. 22. Печь с inductionными вакуумными печами (завод «Титанит»)

держашие карбид титана, спекают при более высокой температуре, чем сплавы WC—Co. С увеличением содержания кобальта температура спекания снижается. Продолжительность спекания снижается с уменьшением толщины пластинок (табл. 7).

Необходимо отметить, что чувствительные к кислороду твердые сплавы, содержащие карбиды титана и

тантала, целесообразно спекать в вакуумных печах [73—76]. Свойства твердых сплавов улучшаются, если последние спекать в графитовых трубчатых печах сопротивления или в молибденовых печах в атмосфере водорода [54, 77]. Стоимость высокочастотной вакуумной установки значительно выше стоимости печей других типов; это компенсируется, однако, более низкими издержками производства.

Индукционную печь впервые применил в 1930 г. Балльхаузен для спекания твердых сплавов в атмосфере водорода или в вакууме [16].

Измерение температуры лучше всего проводить оптическими пирометрами, в печах для спекания в защитной атмосфере температуру можно регулировать радиационными пирометрами. Неравномерная плотность и различные примеси, а также слишком быстрый разогрев прессовок при спекании способствуют появлению трещин и короблению изделий [53, 78—80]. Искривленные и деформированные пластины можно выправить спеканием под давлением.

В производстве твердых сплавов необходимы определенные мероприятия для защиты от попадания пыли в легкие [81, 82]; однако используемые в производстве порошки не токсичны.

Горячее прессование (спекание под давлением)

Горячее прессование (спекание под давлением), т. е. одновременное воздействие давления и температуры на твердосплавную смесь¹, применяется относительно давно [83—93]. Наиболее успешно этот метод используют при изготовлении волок, волоочильных матриц, размольных шаров, валков и сердечников снарядов, так как он позволяет получить почти беспористые, очень твердые и износостойкие изделия.

Порошкообразную твердосплавную смесь загружают в графитовые формы и при 1300—1600°С подвергают воздействию давления 70—150 кг/см². Матрицу нагревают прямым пропусканием тока или при помощи токопроводящих пуансонов. На рис. 23 показаны установки для горячего прессования с различными способами нагрева, на рис. 24 — пресс и прессформа для спекания под давлением. Целесообразно применять гидравлическое давление или при небольших партиях — пневматическое.

При нагревании твердосплавных матриц пуансоны входят в матрицу при температурах спекания кобальта; окончательное уплотнение происходит при появлении жидкой фазы. При слишком высоких температурах спекания и давления прессования часть жидкой фазы выдавливается через зазоры прессформы. Контролируя температуру и продолжительность спекания, а также уплотнение (измерение движения пуансона), можно довольно точно установить степень спекания. Чтобы не применять слишком высокие матрицы, рекомендуется утряской или предварительным прессованием более плотно загрузить форму. Соотношение плотности прессовки к плотности спеченного изделия составляет от 2,5:1 до 2:1.

Для изготовления волок и шаров применяют 5—10-т прессы, большие же матрицы, волоочильный инструмент и валки прессуют на 50—100-т установках горячего прессования мощностью 200—400 кв. Продолжительность спекания зависит от размера прессовок: для небольших волок (10×8 или 8×6 мм) достаточно 1,5—3 мин, для изделий весом в несколько килограммов требуется 10—30 мин. Температура спекания снижается с 1550—1600°С для сплавов с 3% Со до 1350—1400°С для сплавов с 6—8% Со.

¹ Патенты (герм.) № 289864, 1913; № 307764, 1917; № 504484, 1926.

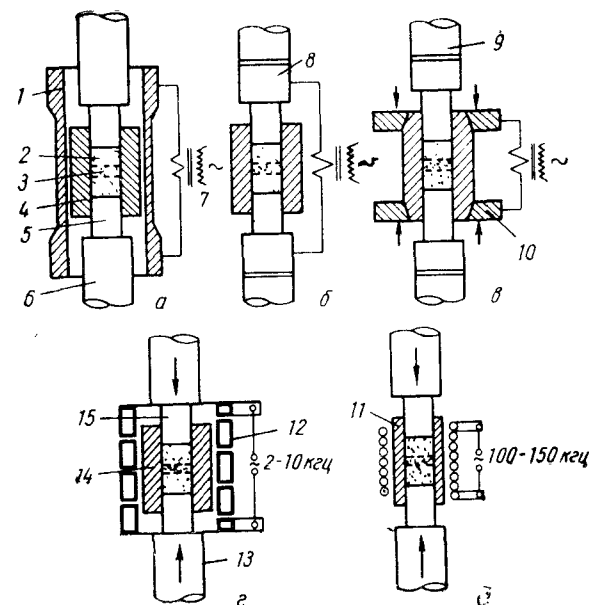


Рис. 23. Установки для горячего прессования с различными способами нагрева:

а — нагрев через угольную трубу; б, в — пропускание тока через пуансоны или прессформу; г, д — индукционный нагрев; 1 — угольная или графитовая форма; 2 — порошковая набивка; 3 — прессовка; 4 — графитовая форма; 5 — графитовый пуансон; 6 — пуансон, передающий давление; 7 — трансформатор; 8 — контактирующий пуансон; 9 — пуансон (изолированный); 10 — графитовый контакт; 11 — керамические пуансон и форма; 12 — индукционная катушка; 13 — керамические части, передающие давление; 14 — графитовая форма; 15 — графитовый пуансон

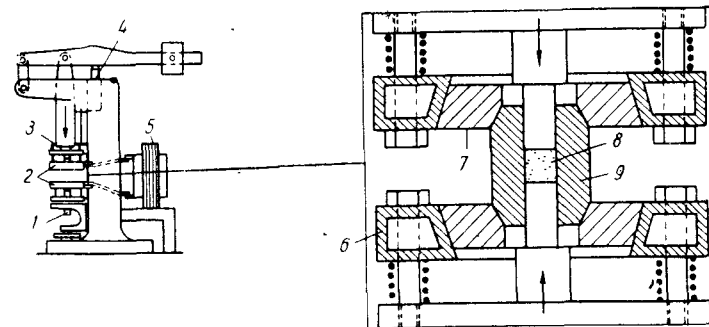


Рис. 24. Пресс и прессформа для спекания под давлением:

1 — нижний пуансон; 2 — водоохлаждаемый контакт; 3 — верхний пуансон; 4 — гидравлический поршень; 5 — трансформатор 75 кв; 6 — водоохлаждаемая контактная головка; 7 — графитовое контактное кольцо; 8 — прессовка; 9 — графитовая форма

Горячее прессование значительно дороже обычного спекания главным образом из-за большого расхода графита и электроэнергии. Поэтому пытались перейти к использованию многоместных прессформ. Однако по сравнению с прессованием в одноместной прессформе при этом получают менее удовлетворительные результаты по однородности изделий.

Для изготовления некоторых инструментов твердосплавные фасонные изделия можно нагревать до высоких температур и путем изгиба и скручивания придавать им нужную форму [94]. Однако этот способ можно лишь условно назвать горячим прессованием.

Литература

1. Skaupy F. Metallkeramik, 3. Aufl., Verlag Chemie, Berlin 1949, S. 172.
2. Kieffer R., Hotop W. Pulvermetallurgie und Sinterwerkstoffe, 2. Auflage, Springer-Verlag, Berlin (Göttingen) Heidelberg, 1948.
3. Goetzel C. G. Treatise on Powder Metallurgy, v. 11, Interscience Publ., N. Y., 1950.
4. Agte C., Petrdlik M. Hartmetalle, Prag, 1951.
5. Dawidl W. A Handbook of Hard Metals. Her Stat. Majesty Off., L., 1955.
6. Раковский В. С. и др. Основы производства твердых сплавов. Металлургиздат, М., 1960.
7. Comstock G. J. Trans. Amer. Soc. Steel Treat., 1930, v. 18, p. 993—1008.
8. Burden H. J. Inst. Prod. Engr., 1940, v. 19, p. 391—407.
9. Engle E. W. Powder Metallurgy, Amer. Soc. Met., Cleveland, 1942, p. 436—453.
10. Comstock G. J. Iron Age, 1945, v. 156, № 9, p. 36A—36L.
11. Trapp G. J. c. a. Iron and Steel Inst., Spec. Rep., L., 1947, № 38, p. 92—98.
12. Burden H. Iron and Steel Inst., Spec. Rep., L., 1947, № 38, p. 78—83.
13. Trent E. M. Inst. Prod. Engr., 1947, v. 28, p. 349—358.
14. Franssen H. Metall, 1950, Bd 4, S. 484—486.
15. Berry B. E. Murex Rev., 1951, v. 1, № 8, p. 165—183.
16. Ballhausen C. Stahl und Eisen, 1951, Bd 71, S. 1090—1097.
17. Trent E. M. Powder Metallurgig., 1958, № 1/2, p. 65—72.
18. Alterthum H. Wolfram, Vieweg und Sohn, Braunschweig, 1925.
19. Knepper F. Die Fabrikation von Wolframdrähten für elektrische Glühlampen und Radioröhren, Hachmeister und Thal, Leipzig, 1930.
20. Smithells C. J. Tungsten, 3. Auflage, Chapman und Hall, L., 1952.
21. Li K. C., Wang C. Y. Tungsten, Reinhold Publ. N. Y., 1947.
22. Agte C., Vacek J. Wolfram und Molybdän, Akademie-Verlag, Berlin, 1959.
23. Chaudron C. Compt. Rend., 1920, v. 170, p. 1056; Ann. Chimie, 1921, p. 221—281.

24. Liempt van I. A. Z. anorg. allg. Chem., 1922, Bd 120, S. 267—276.
25. Kopelman B. Am. Inst. Min. Met. Eng., Techn. Publ., № 2100, 1946.
26. Kopelman B., Gregg V. Am. Inst. Min. Met. Eng., Techn. Publ., № 2434, 1948.
27. Gollenberg O., Sandberg B. Svens. Kem. Tid., 1941, Bd 53, S. 192.
28. Glemser O., Sauer H. Z. anorg. Chem., 1943, Bd 252, S. 144—159.
29. Hougén J. a. o. Ing. Engng. Chem., 1956, v. 48, p. 318—320.
30. Petrdlik M. Chem. Listy, 1957, sv. 51, s. 1300—1303; Coll. Czechoslov. Chem. Commun., 1958, sv. 23, s. 372—375.
31. Spier H., Wanmaker W. Philips Res. Rep., 1958, v. 13, p. 149—156.
32. Griffiths R. J. Electrochem. Soc., 1958, v. 105, p. 398—402.
33. Austin L. Ind. Engng. Chem., 1961, v. 53, p. 659—661.
34. Ahn Y. J. Japan Soc. Powder Met., 1961, v. 8, p. 253—258, 1962, v. 9, p. 93—101.
35. Hendus H. u. a. Z. Metallkunde, 1957, Bd 48, S. 615—624.
36. Мельников В. Н. и др. Порошковая металлургия, 1963, № 1, с. 93—103.
37. Hegedüs A., Gado P. Z. anorg. allg. Chem., 1960, Bd 305, S. 227—235.
38. Perrault R. Le Cobalt, Dunod, Paris, 1946.
39. Young R. Cobalt, Reinhold Publ., N. Y., 1960.
40. Piedeboeuf Ch. Kobalt Inf., Düsseldorf, 1961.
41. Balke C. Industr. Engng. Chem., 1929, v. 21, p. 1002—1007; 1935, v. 27, p. 1166.
42. Driggs F., Lilliendahl W. Industr. Engng. Chem., 1931, v. 23, p. 634—637.
43. Titterington R., Simpson A. Symposium on Powder Metallurgy, 1954, Iron and Steel Inst., Spec. Rep. № 58, 1956, p. 11—18.
44. Miller G. Tantalum and Niobium, Butterworth Sci. Publ., L., 1959.
45. Sisco F., Epremian E. Columbium and Tantalum. J. Wiley, N. Y., 1963.
46. Kieffer R., Braun H. Vanadin, Niob und Tantal. Springer-Verlag, Berlin (Göttingen) Heidelberg, 1963.
47. Barksdale J. Titanium, Ronald Press Co., N. Y., 1949.
48. Gmelins—Handbuch der anorg. Chem., System № 41, Titan, Verlag Chemie, Weinheim, 1951.
49. B.I.O.S., Final Rep., № 1385, p. 18—20. (F. Krupp, Widia-Fabrik).
50. Крапухин В. В. и др. Цветные металлы, 1957, т. 30, № 9, с. 67—73; № 11, с. 76—78.
51. Imai Y., M. Kumazawa. Nippon Kinzoku Gakkai Si. 1960, v. 24, p. 312—315.
52. Ballhausen C. B.I.O.S., Final Rep., № 1385, 1945, p. 86—87; B.I.O.S. Final Rep., № 925, App. II.
53. Franssen H. Arch. Eisenhüttenwes., 1948, Bd 19, S. 79—84, S. 91—92.
54. Hinnüber J., Kinna W. Techn. Mitt. Krupp, 1961, Bd 19, S. 130—153; Stahl und Eisen, 1962, Bd 82, S. 31—46.
55. Spriggs G. Powder Metallurgy, 1961, № 7, p. 296—311.

56. Meyer O., Eilender W. Arch. Eisenhüttenwes., 1938, Bd 11, S. 545—562.
57. Ивсен В. А. и др. Твердые сплавы, Металлургиздат, 1959, т. I, с. 7—40.
58. Bernard R., Davoine F. Optik, 1953, Bd 10, S. 150—155.
59. Missol W. Prace Inst. Hutn., 1960, sv. 12, s. 295—304.
60. Mader W. J., Blaha Radex-Rdsch., 1962, S. 25—32.
61. Swenson H., Amer. Machinist, 1951, v. 95, p. 131—133.
62. Самойлов А. Г. Изв. АН СССР, ОН, Металлургия и топливо, 1957, № 2, с. 159—162.
63. Lennon F. Iron Age, 1953, v. 171, № 6, p. 153—156.
64. West J. Cermet, Reinhold Publ., N. Y., 1960, p. 86—96.
65. Bruzda E. Techn. Zpravy, Vestec, 1960, № 3, s. 46—52.
66. Брохин И. С. и др. Твердые сплавы. Металлургиздат, 1959, т. I, с. 100—111.
67. Dübel W., Warkentien W. Neue Werkstoffe durch pulvermetallurgische Verfahren. Akademie Verl., Berlin, 1964, S. 98—108.
68. Clough G. Machinery, 1963, v. 102, p. 655—658.
69. Самсонов Г. В., Кислый П. С. ДАН УССР, 1959, № 1, с. 46—47; Порошковая металлургия, 1962 № 3, с. 31—48.
70. Kawashima C. a. o. J. Japan Soc. Powder, Met., 1958, v. 5, p. 18—25.
71. Steel, 1952, v. 29, p. 76—77.
72. Wambold J. Cermet, Reinhold Publ., N. Y., 1960, p. 86.
73. Zscherpe E. Z. VDI, 1955, Bd 97, S. 1167—1168.
74. Donovan M. Powder Metallurgie, 1958, № 1/2, p. 104—113.
75. Cox F. Murex Rev., 1960, v. 2, № 22, p. 41—61.
76. Yoshida K. Kikai to Kogu, 1961, v. 5, № 6, p. 93—97.
77. Norton J. J. Metals, 1956, v. 8, p. 49—53.
78. Oliver A. Vortrag IPT, Graz, 1948, Ref. № 11.
79. Dawihl W. Z. Metallkunde, 1952, Bd. 42, S. 193—197.
80. Андерс Н. Р. Твердые сплавы, Металлургиздат, 1960, № 2, с. 46—56.
81. Kitzer W. Staub, 1961, Bd. 21, S. 530—532.
82. Салиходжаев С. С., Венгерская Х. И. Порошковая металлургия, 1962, № 2, с. 106—110.
83. Hayt S. Trans. Amer. Inst. Min. Met. Eng., 1930, v. 89, p. 9—58.
84. Мальков Л. П., Хохлова А. В. Редкие металлы, 1935, т. 4, № 1, с. 10—23.
85. Меерсон Г. А., Шабалин В. И. Цветные металлы, 1940, № 3, с. 77—85.
86. Rietveld J. Metall, 1952, Bd 6, S. 81—82.
87. Kuzmick J. Materials and Methods, 1952, v. 36, № 1, p. 84—87; Proc. 8th Ann. Meeting, Metal Powder Assoc., Chicago, 1952, p. 6—19.
88. Ellis J. Tooling and Production, 1955, v. 20, p. 67—68.
89. Cotter P., a. o. US Bur. Mines Rep. Inv., № 5100, 1955.
90. Бружак Е., Missol W. Fertigungstechnik, 1957, Bd 7, S. 557.
91. Ковальченко М. С., Самсонов Г. В. ФММ, 1961, т. 12, с. 145; Порошковая металлургия, 1961. № 2, с. 3—13; № 5, с. 4.
92. Найгуц Н. И., Мильштейн Д. С. Порошковая металлургия, 1962, № 3, с. 89—96.
93. Самсонов Г. В., Ковальченко М. С. Горячее прессование, Киев, 1962.
94. Kauffmann D. Tool Eng., 1950, v. 25, № 4, p. 24—26.

Глава II

СВОЙСТВА ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ

1. Введение

Из большого ассортимента твердых сплавов можно выделить две группы сплавов:

- промышленные твердые сплавы;
- нестандартные твердые сплавы.

Группа промышленных твердых сплавов может быть разделена в свою очередь на две большие подгруппы в зависимости от области применения. Первая из них включает твердые сплавы, предназначенные преимущественно для обработки материалов, дающих стружку надлома (чугун, стекло, фарфор и т. д.). К ним относятся вольфрамокобальтовые сплавы, содержащие небольшие добавки других карбидов. Эти же сплавы используют для изготовления подверженных износу деталей (волоки, матрицы и т. д.). Вторая подгруппа включает многокомпонентные твердые сплавы, предназначенные для обработки материалов, дающих сливную стружку, например сталей. Сюда относятся сплавы WC—TiC—Co, WC—TaC(NbC)—Co и WC—TiC—TaC(NbC)—Co.

При малом и среднем содержании TiC (или TaC/NbC) эти сплавы могут быть использованы и для обработки материалов, дающих стружку надлома. Таким образом, можно изготавливать универсальные твердые сплавы для обработки материалов, дающих как сливную стружку, так и стружку надлома.

Среди нестандартных твердых сплавов наибольший интерес представляют, как и прежде безвольфрамовые твердые сплавы, поскольку вольфрам является относительно дорогим и дефицитным сырьем на мировом рынке.

2. Промышленные марки твердых сплавов

Твердые сплавы WC—Co

Как уже указывалось выше, твердые сплавы WC—Co были первыми металлокерамическими твердыми сплавами, которые получили большое промышленное применение. Они предназначаются преимущественно для обработки материалов, дающих стружку надлома, и для изготовления быстро изнашивающихся деталей [1—4]. В табл. 8 наглядно показано изменение физических и механических свойств сплавов WC—Co при увеличении содержания кобальта [3]. Для сравнения приведены также свойства чистых WC и Co. Вязкий кобальт характеризуется удлинением до 20% в отожженном состоянии и очень высокой ударной вязкостью (750 смкг^1). Сплавы WC—(6—11%) Co имеют 40—90 смкг . Прочностные характеристики сплавов с содержанием от 30% Co до чистого кобальта, представляющие интерес лишь с теоретической точки зрения, приведены в работе Нишимацу и Гёрленда [5].

Большая часть данных, приведенных в табл. 8 — это средние значения; лишь данные по плотности, твердости и пределу прочности при изгибе указаны в пределах, характерных для большинства твердых сплавов. Твердость сплавов WC—Co при одинаковом составе увеличивается с уменьшением размера карбидных зерен, в то время как крупнозернистая карбидная фаза способствует снижению твердости и повышению вязкости сплавов. Отмечено, что снижение содержания $\text{C}_{\text{общ}}$ (η -фаза) повышает твердость сплавов, а увеличение содержания $\text{C}_{\text{своб}}$ снижает твердость и повышает вязкость. Поэтому имеется много металлургических средств и технологических возможностей для варьирования сортов твердых сплавов WC—Co и получения свойств, необходимых для специальных областей применения. Так, например, крупнозернистый, вязкий сплав WC—Co с 5,5% Co применяют для обработки нормального, мягкого и среднетвердого чугуна, тогда как этот же сплав, но мелкозернистый, бо-

¹ Имеется в виду работа, затраченная на разрушение образца определенного сечения. Так как это сечение конкретно не указывается, то данные цифры не могут сравниваться с обычными цифрами, характеризующими величину работы, отнесенной к единице площади сечения образца ($\text{кг} \cdot \text{м}/\text{см}^2$). Прим. перев.

Таблица 8

Состав и свойства твердых сплавов WC—Co

Расчетный состав, %	Плотность, $\text{г}/\text{см}^3$		Твердость по Роквеллу HRA	Твердость по Виккерсу, $\text{кг}/\text{мм}^2$	Предел прочности при изгибе, $\text{кг}/\text{мм}^2$	Предел прочности при сжатии*, $\text{кг}/\text{мм}^2$	Модуль упругости†, $\text{кг}/\text{мм}^2$	Темперопроводность, $\text{кал}/(\text{см} \cdot \text{сек} \cdot \text{град})$	Термический коэффициент линейного расширения $\beta \cdot 10^6$	Удельное электрическое сопротивление, $\text{мком} \cdot \text{см}$
	WC	Co								
100	—	—	15,7	1800—2000	30—50	300	72 200	—	5,7—7,2	53
97	3	—	15,1—15,2	1600—1700	100—120	590	67 000	0,21	—	—
95,5	4,5	—	15,0—15,1	1550—1650	120—140	580	64 000	0,20	0—300° C 300—600° C	—
94—94,5*	5,5—6	—	14,8—15,0	1500—1600	160—180	500	62 000	0,19	3,4 4,1 3,6 4,6	20
94—94,5**	5,5—6	—	14,8—15,0	1600—1700	140—160	550	63 000	0,19	5	21
91	9	—	14,5—14,7	1400—1500	150—190	480	59 000	0,18	—	—
90	10	—	14,3—14,5	1350—1450	155—195	470	58 500	0,17	—	—
89	11	—	14,0—14,3	1300—1400	160—200	460	58 000	0,16	0—300° C 300—600° C	18
87	15	—	14,0—14,2	1250—1350	170—210	450	56 000	0,14	3,8 4,8	—
85	15	—	13,8—14,0	1150—1250	180—220	390	54 000	—	6	—
80	20	—	13,1—13,3	1050—1150	200—260*3	340	50 000	—	0—300° C 300—600° C	—
75	25	—	12,8—13,0	900—1000	200—280*3	320	47 000	—	4,7 6,2 5,0 6,7	—
70	30	—	12,3—12,5	850—950	180—300*3	300	44 000	—	—	—
—	100	—	8,7	125—250	70—120	—	18 000	0,17	5,1	14

*1 Крупнозернистая фаза WC 2—4 мкм . *2 Мелкозернистая фаза WC 0,5—2 мкм . *3 Зависит в сильной степени от размера зерна и колебаний в содержании углерода. *4 Средние значения.

более твердый, применяют для обработки твердого и особо твердого чугуна, а также для рифления и прецизионного сверления чугуна. В большинстве случаев высокая твердость сплава сочетается с более низкими значениями предела прочности при изгибе и с хрупкостью и, наоборот, низкая твердость — с более высокими значениями предела прочности при изгибе и с большей вязкостью. По сравнению с твердыми сплавами, содержащими TiC и TaC (NbC), сплавы WC—Co при одинаковом содержании кобальта обладают более высокой вязкостью и пределом прочности при изгибе, а также лучшей тепло- и электропроводностью. Однако стойкость этих сплавов против окисления и коррозии значительно ниже, что влечет за собой большую склонность к привариванию стружки при точении.

В последнее время наблюдается явная тенденция к введению в сплавы WC—Co с 4,5—18% Co присадок 0,5—3% TaC+TiC, которые препятствуют росту зерна и повышают твердость, однако лишь в небольшой степени влияют на все остальные свойства твердых сплавов.

Твердые сплавы WC—TiC—Co

«Легирование» металлокерамических сплавов WC—Co карбидом титана или, еще лучше, TiC — WC-твердым раствором существенно улучшает их стойкость против окисления, твердость и жаропрочность, что позволяет обрабатывать материалы, дающие сливную стружку, особенно стали [2—4, 6—8]. Благоприятно сказывается также пониженная теплопроводность и меньшая склонность к привариванию стружки при обработке стали и других материалов, дающих сливную стружку. Сплавы с небольшими добавками TiC можно применять в качестве универсальных, а также для обработки материалов, дающих стружку надлома.

Физические и механические свойства сплавов WC—TiC—Co в зависимости от содержания TiC приведены в табл. 9 [3, 8, 9].

Твердые сплавы WC—TaC(NbC)—Co

Присадка TaC к твердым сплавам WC—Co, аналогично присадке TiC, уменьшает затупление фаски, износ

Таблица 9

Состав и свойства твердых сплавов WC—TiC—Co

Расчетный состав, %		Плотность, г/см ³	Твердость по Роквеллу HRA	Твердость по Виккерсу, кг/мм ²	Предел прочности при изгибе, кг/мм ²	Предел прочности при сжатии, кг/мм ²	Модуль упругости, кг/мм ²	Теплопроводность, ккал/(см·сек·град)	Термический коэффициент линейного расширения β·10 ⁶	Удельное электро-сопротивление, мком·см
WC	TiC									
94	1	14,5—14,7	90—91	1500—1600	140—160	560	63000	0,19	5	20
87,5	2,5	14,0—14,2	89—90	1400—1500	160—180	460	57000	0,16	—	—
84,5	2,5	13,7—13,8	87—89	1300—1400	180—200	450	55000	0,15	5,5	23
86	5	13,2—13,4	89—91	1450—1550	150—160	460	59000	0,15	5,5	25
82	5	12,8—13,0	88—90	1350—1450	160—180	—	—	—	—	—
82	10	11,8—12,0	90—91	1500—1600	150—170	—	—	0,079	—	—
78	14	11,1—11,3	90—91	1550—1650	130—140	420	54000	0,08	6,2	44
78	16	11,0—11,2	90—91,5	1600—1700	110—125	430	52000	0,09	6	43
76	16	10,9—11,1	90—91	1550—1650	120—130	—	—	0,069	6	—
69	25	9,6—9,8	91—92	1650—1750	90—110	—	—	0,05	7	65
61	32	8,7—9,0	92—93	1650—1750	80—100	410	42000	0,04	—	—
34	60	6,5—6,8	92—93	1750—1850	70—80	380	38000	0,03	7,5	77
10	84	5,2—5,4	92—93	1850—1900	60—70	360	36000	—	7,9	85

* Средние значения.

по передней поверхности режущего инструмента, а также склонность к свариванию со стружкой при обработке материалов, дающих сливную стружку. Поскольку, однако, TaC¹ обладает меньшей твердостью, чем TiC, производительность твердых сплавов WC—TaC(NbC)—Co с содержанием 5—30% TaC(NbC) ниже, чем у сплавов WC—TiC—Co или WC—TiC—TaC(NbC)—Co при аналогичном содержании второго и третьего карбидов [8]. По этой же причине не нашли применения чистые сплавы TaC—Co и TaC—Ni, которые изготавливали в США под названием «Рамет».

Небольшие добавки TaC к твердым сплавам WC—Co способствуют уменьшению размера зерен, затормаживая таким образом рекристаллизацию карбидной фазы и делая эти сплавы, как правило, более мелкозернистыми и твердыми, чем соответствующие сплавы без присадок TaC. Кроме того, такие сплавы можно спекать в более широком температурном интервале и, следовательно, они менее чувствительны к пережогу.

Твердые сплавы WC—Co с 0,75—3,5% TaC и 0,1—1,5% VC и/или TiC особенно пригодны для обработки специального отбеленного чугуна. Сплавы с содержанием до 5% TaC и 20—30% Co обладают хорошим сопротивлением ударной нагрузке; из них изготавливают матрицы для высадки болтов, штампы и другие инструменты, подверженные ударной нагрузке.

Сплав WC—TaC(NbC) с 6% Co и 5—10% TaC(NbC) является универсальным твердым сплавом и применяется для обработки чугуна и стали. При содержании 9% Co им обрабатывают стали низкой и средней твердости; для обработки же чугуна мягкой и средней твердости этот сплав пригоден лишь относительно.

Сплавы с 20—30% TaC, так же как и сплавы WC—Co с 10—16% TiC, применяют в США для обработки стали, в частности низкой и средней твердости.

В табл. 10 приведены свойства промышленных твердых сплавов WC—TaC(NbC)—Co. Подробные данные об этих сплавах приведены в литературе [1, 7, 10—15].

¹ Технический TaC в большинстве случаев содержит значительное количество NbC, который обладает аналогичными свойствами, но несколько тверже чистого TaC; поэтому в целях упрощения пользуются выражением TaC (NbC).

Таблица 10
Состав, свойства и области применения сплавов WC—TaC (NbC)—Co

Расчетный состав, %		Плотность, г/см ³	Твердость по Роквеллу HRA	Твердость по Виккерсу HV, кг/мм ²	Предел прочности при изгибе, кг/мм ²	Области применения
WC	TaC (NbC)					
93	0,7+(0,3VC)*	14,6—14,8	91—91,5	1600—1700	140—160	Обработка твердого чугуна
91,5	1+(0,5VC)	14,5—14,7	91,5—92	1650—1750	135—150	
92	2,5+(0,5—1TiC)	14,7—14,9	91—92	1600—1700	140—160	Обработка твердого чугуна
75	5	13,1—13,3	84—86	1100—1200	210—240	Изнашивающиеся детали
70	5	12,8—13,0	82—84	950—1050	200—230	
84	10	14,5—14,7	89—90	1500—1600	140—160	Обработка чугуна, а также сталей низкой и средней твердости
81	10	14,3—14,5	88—90	1400—1500	160—180	
74	20	14,4—14,6	88—89	1450—1550	150—170	Обработка сталей низкой и средней твердости
60	27	13,7—13,9	86—88	1200—1300	180—210	

* Возможна замена карбидом титана.

Систематические исследования о влиянии присадок TaC или TaC(NbC) на твердые сплавы WC—Co проведены Киффером [3].

Таким образом, небольшие и средние количества TaC с одновременной добавкой NbC, VC, HfC и в особенности с TiC оказывают благоприятное влияние на сплавы WC—Co.

Твердые сплавы WC—TiC—TaC(NbC)—Co

Комшток предложил заменить твердые сплавы WC—TaC—Co и WC—TiC—Co четырехкомпонентными сплавами WC—TiC—TaC—Co¹. Эти сплавы, содержащие в более широких пределах 35—80% WC, 5—45% TaC, 0,5—30% TiC и 1—30% связующего металла из группы железа и в более узких пределах 50—70% WC, 10—35% TaC, 3—10% TiC и 5—15% связующего металла, имеют несколько большую вязкость, чем чистые сплавы WC—TiC—Co, и более высокую стойкость при резании, чем сплавы WC—TaC—Co. Необходимо отметить также их меньший износ по передней поверхности инструмента при обработке стали. Сплавы WC—TiC—TaC—Co нашли широкое применение в США, где они почти полностью вытеснили сплавы WC—TiC—Co и WC—TaC—Co; в течение последних десяти лет эти сплавы с успехом применяют и в Европе. Правда, сплавы WC—TiC—TaC(NbC)—Co дороже сплавов WC—TiC—Co из-за высокой стоимости сырья. Особенно это относится к сплавам с высоким содержанием TaC. Аналогичное явление наблюдается и при полной или частичной замене TaC пока еще дорогим HfC [16].

Систематические исследования влияния TaC или TaC—NbC на твердые сплавы WC—TiC—Co провел Киффер [3, 17].

Из сопоставления сплавов WC—TiC—Co без добавок карбида тантала и с добавками его (причем принимает, что по производительности резания 1% TaC соответствует 0,5% TiC) следует, что TaC(NbC) повышает предел прочности при изгибе на 5—15% (табл. 11). Киффер полагает, что это объясняется способностью TaC образовать

твердые растворы и препятствовать росту зерна карбидных фаз. Данное явление обнаружили в твердых сплавах WC—TaC—Co и WC—Co с присадками 1—2% TaC—TiC или TaC—VC-твердых растворов. Исследование системы WC—TiC—TaC [18] показало, что добавка TaC снижает растворимость WC в TiC, увеличивая, таким образом, количество вязкой матрицы WC—Co; однако производительность резания при этом не по-

Таблица 11

Влияние добавок TaC на свойства сплавов WC—TiC—Co

TiC, %	TaC—NbC*, %	Co, %	Твердость HRA	Предел прочности при изгибе, кг/мм ²	TiC, %	TaC—NbC*, %	Co, %	Твердость HRA	Предел прочности при изгибе, кг/мм ²
40,5	0	6,5	92—93	80—90	13	4	8,5	90	155—165
38	5	6,5	92	95—105	7,5	0	9	89	150—160
20,5	0	7,5	91,5	115—125	5	5	9	89	175—190
18	5	7,5	91	130—140	7	0	6,5	91	130—140
15	0	8,5	90	130—145	4	6	6,5	91,5	150—170

* WC — остальное

вышается. Ее можно повысить, увеличивая содержание TiC—TaC и тем самым повышая предел прочности при изгибе. Следует иметь в виду, что по производительности резания комплексные сплавы WC—TiC—TaC—Co приближаются или превосходят твердые сплавы WC—TiC—Co (состоящие из твердых растворов WC—TiC в основной массе WC—Co) лишь в том случае, если присадочные карбиды TiC и TaC находятся в виде твердых растворов WC—TiC—TaC, насыщенных при 1500°С или пересыщенных при более высокой температуре [17].

В производственных условиях сплавы WC—TiC—TaC—Co можно получить путем спекания, применяя, например, следующие исходные материалы:

смеси отдельных карбидов WC, TiC и TaC с Co;

смеси отдельных карбидов WC и TaC с твердым раствором WC—TiC и Co;

¹ Патент (США) № 1973428, 1932; патент (герм.) № 662058, 1932.

смеси карбида WC с твердым раствором TiC—TaC и Co;
 смеси карбида WC с твердыми растворами TiC—WC и TaC—WC и Co;
 смеси карбида WC с твердым раствором TiC—TaC—WC и Co;
 псевдотройной твердый раствор WC—TiC—TaC с Co. Здесь перечислены не все варианты получения

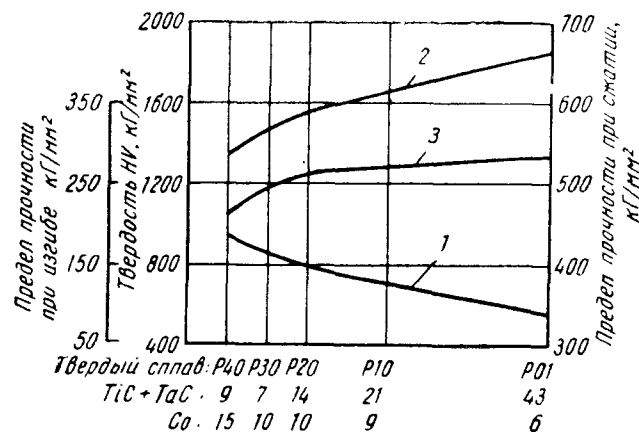


Рис. 25. Зависимость предела прочности при изгибе (1), твердости (2) и предела прочности при сжатии (3) твердых сплавов WC—TiC—TaC(NbC)—Co от состава

сплавов WC—TiC—TaC—Co и твердых растворов. Следует отметить, что для получения сплавов с оптимальными свойствами, соответствующими современной твердосплавной технике, необходимо знание не только бинарных систем WC—TiC, TiC—TaC и WC—TaC, но и псевдотройной системы WC—TiC—TaC [18], пределов растворимости карбидов и способов получения твердых растворов.

Химический состав и физические свойства промышленных сплавов WC—TiC—TaC (NbC)—Co (американских и европейских марок) приведены в табл. 12 и 13*

*1 Балльхаузен. Частное сообщение, 1951.

[6—8, 17, 19—27] и графически представлены на рис. 25 [19].

Количество TaC в присадочных твердых растворах TiC+TaC составляет: в сплавах группы K (по классификации ISO) 50—75%, группы M—30—50%, в вязких сплавах группы P—30—50%, в сплавах с высокой твердостью группы P—15—40%. При малых добавках TaC большей частью применяют безниобиевый TaC, при больших — с 5—40% NbC (преимущественно с 10—25% NbC). Некоторые европейские сплавы промежуточных марок фирмы твердых сплавов производят, варьируя величину зерна WC, а также содержание кобальта и (TiC+TaC) или руководствуясь химическим составом американских сплавов с более высоким содержанием TaC и Co. В табл. 13 приведены также еще не нормированные ISO сплавы группы G, содержащие наряду с WC 6—30% Co и 1—2% (TiC+TaC). Эти сплавы применяются преимущественно для изнашивающихся деталей и инструментов для бесстружковой обработки.

Для определения зависимости свойств сплавов WC—TiC—TaC—Co от химического состава Балльхаузен*1 построил пространственную диаграмму, по которой, взяв за основу свойства сплавов WC—Co, TiC—Co и TaC—Co, можно определять свойства сплавов WC—TiC—TaC—Co определенного состава.

Плотность

Плотность сплавов WC—TiC—TaC(NbC)—Co вследствие более высокой плотности TaC выше, чем у сплавов WC—TiC—Co при замене TiC карбидом тантала (табл. 12 и 13).

Твердость

Значения твердости по Роквеллу и Виккерсу сплавов промышленных марок приведены в табл. 13, 14 и 15, а также на графике (см. рис. 25). Твердость повышается с увеличением содержания TiC+TaC(NbC) и уменьшением содержания связки.

*1 Балльхаузен. Частное сообщение, 1951.

Таблица 13

Таблица 12
Состав и свойства американских твердых сплавов WC—TiC—TaC (NbC)—Co

Расчетный состав, %		Плотность, г/см ³	Твердость по Роквеллу HRA	Твердость по Виккерсу HV, кг/мм ²	Предел прочности при изгибе кг/мм ²	Предел прочности при сжатии кг/мм ²	Модуль упругости, кг/мм ²	Темперопроводность, кал/(см·сек·град)	Коэффициент температурного расширения
WC	TiC								
85	4	10	89—90	1350—1450	170—190	—	55000	0,134	—
80,5	5	9	90—91	1400—1500	170—200	—	56000	—	—
77	6,5	7,5	91—92	1550—1650	140—160	—	—	0,127	5,5
59	7	12	89—90	1300—1400	160—180	—	—	—	—
76	7,5	10	89—90	1350—1450	170—200	450	52000	0,113	6,0
73,5	10	8,5	90,5—91,5	1450—1550	140—160	—	—	—	—
72,5	10	9,5	90—91	1400—1500	150—175	—	—	—	—
71,5	10	10,5	89—90	1350—1450	160—190	—	—	—	—
62	12	8	91—92	1600—1700	120—140	510	63000	—	—
59	12	11	90—91	1400—1500	130—150	400	56000	—	—
69,5	12,5	10	90,5—91,5	1450—1550	140—170	—	—	—	—
70,5	13,5	8,5	91—92	1500—1600	130—150	470	50000	0,068	5
62	20	10	91—92	1500—1650	110—130	400	—	—	—
50	30	9,5	91—92	1600—1700	100—120	380	40000	0,04	—

Свойства сплавов WC—TiC—TaC (NbC)—Co
для обработки резанием (группы применения P, M и K по ISO),
а также для бесстружковой обработки и
изнашивающихся деталей (группа G)

Группа и подгруппа применения ¹	Состав ² , %			Плотность, г/см ³	Твердость HV, кг/мм ²	Предел прочности при изгибе, кг/мм ²	Предел прочности при сжатии, кг/мм ²	Модуль упругости, кг/мм ² ·10 ³	Коэффициент линейного расширения, 10 ⁻⁶ /°C	Темперопроводность, кал/(см·сек·град)
	WC	TiC+TaC ³	Co							
P01.2	30	64	6	7,2	1800	75	350	—	—	—
P01.3	51	43	6	8,5	1750	90	420	46	7,5	0,04
P01.4	62	33	5	10,1	1750	100	410	48	7,5	0,04
P05	77	18	5	12,2	1700	110	430	—	6,0	—
P10	63	28	9	10,7	1600	130	460	53	6,5	0,07
P20	76	14	10	11,9	1550	150	480	54	6,0	0,08
P25	71	20	9	12,4	1450	175	480	55	6,0	0,10
P30	82	8	10	13,1	1500	170	500	56	5,5	0,14
P40	75	12	13	12,7	1400	190	490	55	5,5	0,14
P50	68	15	17	12,5	1300	210	400	52	—	0,13
M10	74	10	6	13,1	1750	135	500	58	5,5	0,12
M20	72	10	8	13,4	1550	160	500	57	5,5	0,15
M30	71	10	9	14,4	1450	180	480	55	5,5	0,15
M40	79	6	15	13,6	1300	210	440	54	6,0	0,16
K01	92	4	4	15,0	1800	120	590	67	4,5	0,20
K05	91	3	6	14,5	1750	140	590	65	5,0	0,19
K10	92 ⁴	2	6	14,8	1600	150	570	63	5,0	0,19
K20	93	1	6	14,8	1550	170	520	62	5,0	0,19
K30	90	1	9	14,4	1450	190	470	58	5,3	0,17
K40	87	1	12	14,2	1300	210	450	57	5,5	0,16
05 ⁵	92 ⁴	2	6	14,8	1600	150	570	63	5,0	0,19
10	93	1	6	14,8	1550	170	520	62	5,0	0,19
15	90	1	9	14,4	1450	190	470	58	5,3	0,17
20	88	1	12	14,2	1300	210	450	57	5,5	0,16
30	85	1	15	13,7	1200	240	410	54	6,0	0,14
40	80	1	20	13,5	1100	260	380	50	6,5	0,13
50	75	1	25	13,1	1000	270	330	47	7,0	—
60	70	1	30	12,8	950	280	300	45	7,5	—

¹ По ДИН 4990, апрель 1959 г. ² Примерные состав и свойства европейских марок твердых сплавов. ³ В большинстве случаев TaC содержится 5—40% NbC. ⁴ Включая VC. ⁵ Пока не стандартизованное обозначение марок сплавов для бесстружковой обработки и изнашивающихся деталей.

Амман и Хиннюбер [9] отмечают, что твердость по Виккерсу сплавов WC—TiC—TaC—Co при повышенных температурах на 50—100 единиц выше, чем у сплавов WC—TiC—Co. Этого можно достигнуть и при более высоком содержании кобальта [28].

Предел прочности при изгибе

Как указывалось выше, сплавы WC—TiC—TaC(NbC)—Co превосходят по прочности бестанталовые сплавы на 5—15%, что является их главным преимуществом.

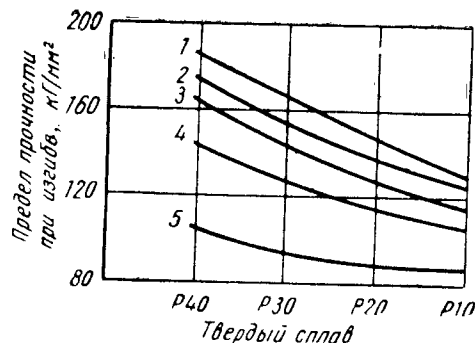


Рис. 26. Горячая прочность твердых сплавов WC—TiC—TaC (NbC)—Co:
1 — 20°С; 2 — 400°С; 3 — 600°С; 4 — 800°С;
5 — 1000°С

Значения предела прочности при изгибе даны в табл. 12 и 13; зависимость прочности от состава приведена на графике (рис. 25).

В настоящее время на современных высокопроизводительных станках твердые сплавы для обработки стали подвергают нагрузке вплоть до предела термостойкости. Поэтому большое значение имеет знание таких свойств сплавов, как горячая прочность и термостойкость. Хиннюбер [20, 29] изучил горячую прочность сплавов WC—TiC—TaC—Co. С повышением температуры предел прочности при изгибе сплавов с более высоким содержанием TiC—TaC снижается значительно слабее, чем у сплавов с малым содержанием TiC—TaC и с большим содержанием кобальта (рис. 26).

Предел прочности при сжатии

Данные о пределе прочности при сжатии сплавов WC—TiC—TaC(NbC)—Co при обычной температуре приведены в табл. 13 и на рис. 25 и 27.

При нагреве способность сплавов к осадке изменяется, согласно Хиннюберу [20, 29, 30], аналогично пределу

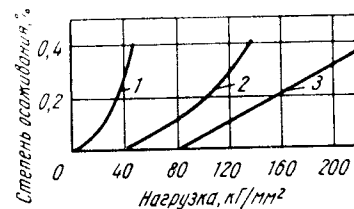


Рис. 27. Осаживаемость твердых сплавов WC—TiC—TaC(NbC)—Co и быстрорежущей стали:
1 — быстрорежущая сталь; 2 — P40;
3 — P10

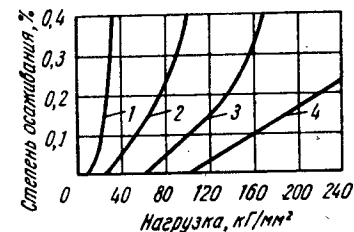


Рис. 28. Осаживаемость сплава P40 (WC—TiC—TaC(NbC)—Co) при повышенных температурах:
1 — 1000°С; 2 — 800°С; 3 — 600°С;
4 — 400°С

прочности при изгибе (рис. 28). Следует особо подчеркнуть превосходство твердых сплавов над быстрорежущей сталью.

Теплопроводность и термостойкость

Теплопроводность сплава с 9% TiC+TaC и 15% Co в два раза выше, чем у сплава с 21% TiC+TaC и 9% Co; кроме того, предел прочности при изгибе первого сплава на 50% выше, чем у второго; этим и объясняется, что термостойкость, определяемая многократным охлаждением в воде, в 3,5 раза выше для более вязкого сплава [19, 20, 29].

Изменение теплопроводности в зависимости от состава сплава приведено в табл. 13 и на рис. 29.

Тепловое расширение

Данные о тепловом расширении в зависимости от состава сплава приведены в табл. 12 и 13, а также на графике (рис. 29).

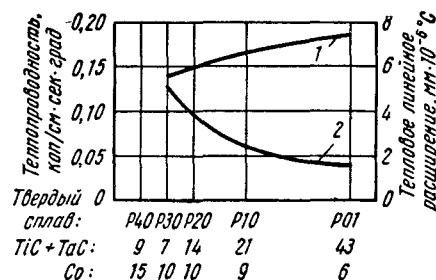


Рис. 29. Зависимость теплопроводности (1) и теплового линейного расширения (2) твердых сплавов WC—TiC—TaC(NbC)—Co в зависимости от состава

Удельная теплоемкость

Удельная теплоемкость сплава WC—TiC—TaC—Co (73/5/7/15) составляет 0,047 кал/г·град [31].

Электросопротивление

Небольшие присадки TaC значительно повышают электросопротивление сплавов WC—Co, очевидно, за счет малой растворимости TaC в WC и Co. Однако в сплавах WC—TiC—Co это влияние незначительно [17].

Магнитные свойства

По данным Хинньюбера и сотрудников [25], коэрцитивная сила сплавов с 6% Co, 2% TiC+TaC или 9% Co, 26% TiC+TaC, остальное WC составляет 220—223 и 128—136 э соответственно, причем эти величины зависят от дисперсности кобальтового порошка [26].

Структура

Из металлографических исследований сплавов WC—TiC—TaC—Co (значительное большинство промышленных сплавов содержит 2—18% TiC, 2—15% TaC и 5—18% Co) следует, что наряду с фазой связующего металла (γ) всегда присутствуют два карбидных скелета, проникающих друг в друга — скелет WC (α -фаза в виде α_1 или α_2) и скелет твердого раствора TiC—TaC—WC (β -фаза) [17, 20, 23, 25, 32—34]. Скелет WC характеризуется блестящими белыми угловатыми кристаллами;

скелет твердого раствора выявляется травлением при нагреве и состоит из округлых, окрашенных в желто-коричневый цвет зерен. При увеличении содержания в сплаве TiC+TaC скелет WC растворяется, и α -фаза выявляется лишь в виде макро- и микродисперсных включений в основной β — γ -массе.

В сплавах, предназначенных для прецизионного сверления с 40% TiC+TaC, и в высокожаропрочных сплавах с 60% (и более) TiC+TaC α -фаза полностью исчезает и остается структура двухкомпонентного сплава (β/γ).

Окалиностойкость

Согласно Хинньюберу и сотрудникам [35, 36], присадка TaC к твердым сплавам WC—TiC—Co повышает окалиностойкость. Петрдлик и Дуфек [17] подтверждают это и полагают, что наиболее действенной является добавка до 5% TaC.

Режущие свойства

В многочисленных сравнительных исследованиях сплавов WC—TiC—Co, содержащих TaC (NbC) [4, 17, 23, 25, 37—39], единодушно отмечается значительное улучшение режущих свойств, повышение периода стойкости, а также меньшая склонность к лункообразованию и разрушению (см. гл. IV).

Области применения

Твердые сплавы WC—TiC—TaC—Co нашли широкое применение и в Европе и в значительной степени вытеснили сплавы WC—TiC—Co. По сравнению с последними они отличаются прежде всего меньшей чувствительностью к выкрашиванию. Промышленное внедрение процесса легирования твердыми растворами TaC и TaC—NbC несколько замедлилось из-за дефицита сырья в военное время. Области применения новых марок сплавов, содержащих TaC, аналогичны областям применения сплавов WC—TiC—Co.

Некоторые сплавы с соответствующей структурой могут применяться в качестве универсальных для обработ-

ки материалов со сливной стружкой и стружкой надлома. В определенных случаях эти сплавы при обработке чугуна даже несколько превосходят сплавы WC—Co, предназначенные для резания чугуна. Таким образом, речь идет о сплавах, которые обладают большим сопротивлением лункообразованию на передней поверхности резца и истиранию задней поверхности [3, 4, 9, 23, 29, 37, 39—41].

Специальные марки твердых сплавов

За последние годы разработаны новые твердые сплавы, которые применяются не только для обработки резанием, но и в качестве материалов, обладающих хорошей износостойкостью и высокой коррозионной стойкостью. Эти сплавы можно разделить на три группы:

- а) коррозионностойкие твердые сплавы;
- б) окислостойкие твердые сплавы;
- в) термически обрабатываемые твердые сплавы.

Коррозионностойкие твердые сплавы

Основным карбидом современных коррозионностойких твердых сплавов является дешевый легко получаемый карбид хрома [42] (см. книгу «Твердые материалы» [18]).

Cr_3O_2 ($C_{\text{теор}} = 13,33\%$) можно получить, например, карбидизацией смеси Cr_2O_3 и сажи в угольных трубчатых печах сопротивления при 1600°C или карбидизацией тонкого порошка электролитического хрома при $1400—1500^\circ\text{C}$.

Получаемые таким способом карбиды содержат $13—13,4\%$ $C_{\text{общ}}$ и $0,1—0,4\%$ $C_{\text{своб}}$.

О пригодности карбида хрома Cr_7C_3 , твердых растворов хрома и двойных карбидов хрома пока нельзя сделать окончательных выводов.

Твердые сплавы на основе карбида хрома, полученные при обычном спекании [43—46], обладают достаточной плотностью; практически же беспористые сплавы получают горячим прессованием [46—50]. Сплавы с никелевой связкой отличаются высокой износостойкостью наряду с очень хорошей химической устойчивостью и окислостойкостью. Их рекомендуется применять для

деталей, которые одновременно с износом подвергаются действию коррозии [51—54]. Однако необходимо учитывать, что твердые сплавы на основе карбида хрома являются относительно хрупкими [55—58] при ударных нагрузках.

По данным Хинньюбера [19], свойства твердого сплава на основе насыщенного углеродом Cr_3C_2 с 12% Ni следующие:

Плотность, г/см^3	6,9
Коэффициент теплового линейного расширения	$11,1 \times 10^{-6}/^\circ\text{C}$
Теплопроводность, $\text{кал/см} \cdot \text{сек} \cdot \text{град}$	0,03
Предел прочности при изгибе, кг/мм^2	75
Предел прочности при сжатии, кг/мм^2	380
Модуль упругости, кг/мм^2	34 000
Твердость HV, кг/мм^2 :	
при 20°C	1300
при 800°C	900
Удельное электросопротивление, $\Omega \cdot \text{мм}^2/\text{м}$	0,7
Удельное магнитное насыщение	Немагнитный

Физические свойства американских сплавов на основе карбидов хрома приведены в табл. 14. Для сравнения в табл. 15 приведены свойства сплавов WC—Co и WC—Ni—Cr, а также коррозионностойкой хромоникелевой стали 18/8. В отличие от твердых сплавов WC—Co сплавы карбид хрома — никель являются немагнитными.

Таблица 14

Физические свойства американских карбидохромовых сплавов [сплавы «Фертсайт»]

Состав, %			Плотность, г/см^3	Твердость HRA	Предел прочности при изгибе, кг/мм^2	Предел прочности при растяжении, кг/мм^2		Линейное расширение, %		Предел прочности при сжатии, кг/мм^2	
Cr_3C_2	TiC	Ni				20°C	600°C	20°C	600°C	20°C	600°C
89	—	11	6,97	89,0	70	25,5	22,4	—	0,1	340	290
84	—	16	7,00	86,5	84	26,0	31,4	—	0,2	300	210
70	15	15	6,50	87,5	70	—	—	—	—	—	—

Таблица 15

**Сравнение химической устойчивости коррозионноустойчивых
твердых сплавов и хромоникелевой стали 18/8 Cr—Ni**

Сплав	Потеря в массе (г/м²/сутки) в среде					
	HCl		H₂SO₄		HNO₃	
	концент- рирован- ная	10%-ная	концент- рирован- ная	10%-ная	концент- рирован- ная	10%-ная
Твердый сплав на основе карбида хрома с никелевой связкой	70	5	1	0,6	8	20
Твердый сплав на основе карбида вольфрама со связкой никель—хром	2	3	0,3	1,5	0,1	0,1
Твердый сплав WC— Co 96/6	70	10	3	6	20	170
Хромоникелевая сталь 18/8	—	—	70	—	4	3

На рис. 30 показана микроструктура сплава на основе карбида хрома с 15% Ni. Относительно крупные карбидные кристаллы окружены никелевой связкой, содержащей около 6% карбида хрома в твердом растворе [35, 56, 59—61]. Так как под действием кислоты растворяется только фаза связующего металла, а кристаллы карбида хрома при этом не затрагиваются, устойчивость твердых сплавов на основе карбида хрома снижается с увеличением содержания никеля [46, 60].

По окалиностойкости твердые сплавы карбид хрома — никель значительно превосходят сплавы WC—Co, но уступают сплавам, содержащим TiC [29, 36].

Относительно небольшая вязкость и низкая термостойкость исключают применение твердых сплавов на основе карбида хрома в качестве высокотемпературных

материалов. Попытки частичной замены Cr_3C_2 карбидами молибдена, вольфрама, титана и тантала, а также никеля — кобальтом, медью, железом или молибденом не привели к существенному улучшению свойств. Чешскими учеными [62, 63] получены интересные данные о факторах, влияющих на рост зерна.

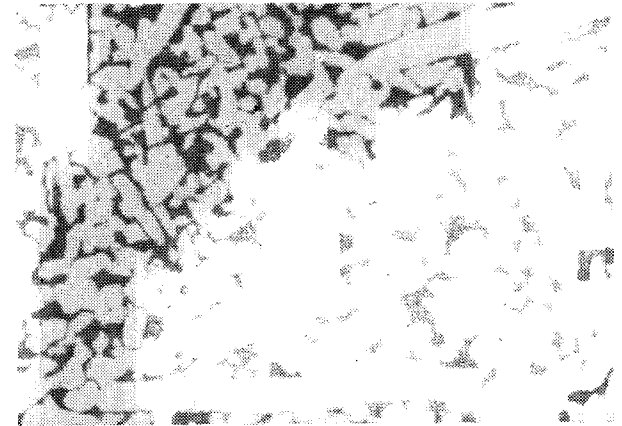


Рис. 30. Микроструктура сплава 85% Cr_3C_2 и 15% Ni ($\times 300$).

Представляющие в этом отношении интерес системы Cr_3C_2 —Co и Cr_3C_2 —Ni были подвергнуты Н. М. Зарубиным и Р. А. Трубниковым [59] подробным металлографическим исследованиям.

Имеется и другая возможность получения коррозионноустойчивых твердых сплавов: замена кобальта в сплавах WC—TiC—Co коррозионноустойчивым связующим сплавом. Так, например, применяя в качестве связки сплавы никель — хром 80/20 или 70/30, получают твердые сплавы высокой стойкости и со значительно более высоким пределом прочности при изгибе, чем сплавы карбид хрома — никель. На практике применяют 6—20% (преимущественно 8—10%) связующего сплава. При плотности $14,2 \text{ г/см}^3$ такие твердые сплавы имеют твердость 1360 кг/мм^2 , предел прочности при изгибе 130 кг/мм^2 и коэффициент линейного расширения $5 \cdot 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}$. Кор-

розионные свойства сплавов WC—Ni—Cr приведены в табл. 15 в сравнении со сплавами карбид хрома — никель и WC—Co и нержавеющей сталью.

Фирма «Кеннаметал» разработала сплав на основе WC с платиновой связкой, плотность которого составляет 15,1 г/см³, твердость 91 HRA и предел прочности при изгибе около 88 кг/мм². Этот сплав исключительно коррозионностойкий; он не разрушается при семидневном кипячении в азотной и серной кислотах [64].

Твердые сплавы с платиновой связкой, аналогично сплавам WC—Co, обрабатываются только путем шлифования алмазными кругами или из карбида кремния; качество полированной поверхности может быть очень высоким.

Твердые сплавы WC—Pt рекомендуется применять в реакторостроении, где происходят сильные нейтронные излучения [65]. В отличие от кобальтовых изотопов период полураспада платиновых изотопов составляет максимум 3—4 дня. По-видимому, для подобных областей применения пригодны твердые сплавы с никелевыми и железными связками.

В тех случаях, когда коррозии или износу подвержена связка, применяют фасонные изделия из сплава WC—TaC без связующего металла (или с небольшим содержанием): уплотняющие кольца в клапанах, шаровые затворы, пресс-матрицы и т. п. Однако более высокая стойкость против коррозии и износа достигается в результате снижения вязкости.

Окалиностойкие твердые сплавы

Свойства жаропрочных и окалиностойких твердых сплавов на основе карбида титана приведены в главе V. В данном разделе приведены лишь обобщающие данные для окалиностойких твердых сплавов на основе карбида титана, имеющих ограниченную область применения [29, 36, 66—83].

TiC является единственным карбидом, который в сочетании со связующими металлами (никель, кобальт, хром) имеет не только высокую стойкость против окисления и жаропрочность, но и удовлетворительную термостойкость. Однако, несмотря на перспективность, твердые сплавы на основе TiC пока не могут успешно кон-

курировать с металлическими жаропрочными сплавами на основе Ni—Co—Cr. Типичные составы окалиностойких TiC-твердых сплавов промышленных марок приведены в табл. 16, а их физические свойства — в табл. 17 и 18.

Таблица 16

Состав жаропрочных TiC-твердых сплавов промышленных марок

Марка сплава	Состав, %						
	TiC	NbC*1	Ni	Co	Cr	Mo	Al
K152B*2	64	6	30	—	—	—	—
K162B	64	6	25	—	—	5	—
K175B	34	6	40,5	—	—	15,25	4,25
FS8*3	61,6	—	22,2	7,4	7,4	1,4	—
FS12	33,6	—	39,0	13,0	13,0	1,4	—
FS26	55,1	—	40,0	—	4,9	—	—
WZ12a*4	75	—	15	5	5	—	—
WZ12b	60	—	24	8	8	—	—
WZ12c	50	—	30	10	10	—	—
WZ12d	35	—	39	13	13	—	—

*1 В виде твердого раствора TiC—NbC—TaC с ~ 90% NbC. *2 Сплавы «Кеннаметал» (США). *3 Сплавы «Фертсайт» (США). *4 Сплавы «Тицит» (Австрия).

Таблица 17

Свойства сплавов WZ*

Марка сплава	Плотность г/см ³	Твердость HV, кг/мм ²	Предел прочности при изгибе, кг/мм ²		Ударная вязкость, смкг		Длительная прочность при 100 ч, кг/мм ²	
			20 °C	900 °C	20 °C	900 °C	800 °C	1000 °C
WZ12a	6,0	1070	120—130	—	39	40	—	—
WZ12b	6,25	960	135—150	—	42	—	—	10,8
WZ12c	6,55	820	160—180	70	64	80	32	8,7
WZ12d	6,95	600	175—190	67	97	120	26	6,7

* Состав сплавов приведен в табл. 72.

Окалиностойкость различных карбидов (в частности, TiC) подробно исследована Киффером и Кельблем [81]; отмечается благоприятное действие связок Ni—Cr,

Таблица 18

Свойства американских жаропрочных TiC-твердых сплавов

Свойства	Марка сплава					
	K125B	K162B	K175B	FS5	FS12	FS26
Плотность, г/см ³ . . .	6,0	6,0	6,7	6,1	6,98	6,25
Твердость HRA:						
при 20°С	85	89	84	87,5	79	82,6
при 815°С	—	71	—	68,5	—	63
Модуль упругости, кг/мм ²	38000	40000	31500	39300	32300	37100
Предел прочности при сжатии, кг/мм ²	280	315	245	255	—	230
Длительная прочность 100 ч, 980°С, кг/мм ²	4,6	9,1	11,2	8,8	8,2	6,6
Ударная вязкость, см·кг	66	116	144	18	70	62
Коэффициент линейного расширения, 10 ⁻⁶ /°С	9,5	9,5	9,5	10,8	11,7	10,8
Теплопроводность, кал/(см·сек·град)	0,077	0,072	—	—	—	—
Электропроводность, мком·см	—	—	—	92	—	—

Co—Cr и Ni—Co—Cr. Хиннюбер и Кинна [29] провели систематическое исследование механизма окисления твердых сплавов на основе TiC и влияния добавок Cr₃C₂, TaC и WC. На основании рентгенографических и микроскопических исследований авторы полагают, что повышению окалинотойкости способствует образование Cr₂O₃ или комплексных окислов Ti—Ta—Co со структурой рутила.

Ударная вязкость сплавов на основе TiC выше, чем у «керметов», но значительно ниже, чем у металлических сплавов; однако более высокая длительная прочность допускает более высокую рабочую температуру сплавов. Увеличивая содержание связующего металла, например, до 60—70% и применяя соответствующие исходные материалы и методы изготовления [76—78], можно в известных пределах повысить ударную вязкость, причем повышается также и предел прочности при изгибе при комнатной температуре. При этом снижаются длительная прочность и усталостная прочность [75].

Несмотря на то что жаропрочные и окалинотойкие твердые сплавы на основе TiC вследствие хрупкости непригодны для изготовления турбинных лопаток, их с успехом применяют в тех случаях, когда требуются материалы высокой жаропрочности, например для изготовления державок и подложек в машинах для испытания прочности при высоких температурах, матриц для горячего прессования, высокотемпературных клапанов и подшипников, напорных резервуаров и т. п.

*Термообрабатываемые твердые сплавы
и карбидсодержащие спеченные стали*

При появлении первых твердых сплавов WC—Co (1922—1930 гг.) к ним пытались применить те же методы термической обработки, что и для сталей. Для сплавов с низким содержанием связки эти попытки оказались безрезультатными. Аналогичными были и опыты по цементации сплавов с высоким содержанием вольфрама¹ и попытки замены кобальтовой связки стеллитами или сталями².

Первые положительные результаты получили Давиль и Шрётер³ при закалке сплавов на основе TiC—WC с высоким содержанием связки железо—хром. Для сплава с 30—50% железа, 2—10% Cr и 68—40% TiC/WC (отношение 1/2—1/0,5) рекомендуется закалка при 1000—1200°С в масле.

Проблема термической обработки твердых сплавов успешно разрешена также Хайссом и Киффером⁴, которые предложили использовать легированные спеченные стали с добавками 20—30% сложных карбидов (преимущественно TiC—WC, TiC—Mo₂C, TiC—VC, VC—WC) и температуру закалки 1100—1350°С. Хорошо зарекомендовали себя металлокерамические сплавы с 80% Fe, 0,5% графита и 19,5% TiC—Mo₂C, а также с 74% Fe, 1% графита и 25% TiC—VC. Для изготовления бойков успешно применяют высоколегированные металлокерамические стали, состоящие, например, из

¹ Патенты (США) № 1343976, 1917; № 1343977, 1917.

² Патент (герм.) № 521785, 1928; патент (франц.) № 685640, 1929; патент (англ.) № 380941, 1931.

³ Патент (герм.) № 739427, 1937.

⁴ Патент (австр.) № 163611, 1946.

28% Mo_2C , 2% TiC , 10% Cr , 3% V , 2% Mo , 54,5% Fe и 0,5% графита.

Заслугой Гётцеля и сотрудников¹ [84—88] является внедрение в практику термообработываемых и закаливаемых титанокарбидных сплавов со стальной связкой. Исследование пропитанных твердых сплавов на основе TiC [76, 89] с различными связками (см. главу V) показало, что твердость сплавов можно повысить с 38—42 до 68—71 HRC путем их отжига и закалки в воде или масле. По данным Элліса [84, 85, 90], область применения одинакова как для стеллитов, так и для указанных твердосплавных инструментов с содержанием около 50% (по объему) TiC . Оптимальное соотношение твердости и предела прочности при изгибе можно получить путем отпуска закаленных титанокарбидных сплавов.

Типичная термическая обработка твердого сплава с 26% Ti , 7% C , 2% Cr , 2% Mo , остальное Fe (около 33% TiC) заключается в следующем: после отжига в течение 1 ч при 950—970°С в нейтральной атмосфере следует закалка в масле (с данной температуры) и отпуск при 190—220°С в течение 15 мин. На результаты обработки оказывает существенное влияние недостаточная воспроизводимость свойств этой группы твердых сплавов, обусловленная технологией изготовления, например пропиткой или обычным спеканием компонентов в присутствии жидкой фазы. Следует стремиться к постоянному содержанию углерода как в карбидной, так и в сталеподобной связующей фазах; кроме того, высокая плотность не должна быть связана с нежелательным ростом зерна.

Попытки улучшить состав стальной связки заменой, например, TiC полностью или частично другими карбидами (VC , TaC или NbC) пока не дали однозначных положительных результатов [91].

Термообработанные титанокарбидные сплавы со стальной связкой являются промежуточным звеном между твердыми сплавами и спеченными сталями. Эта новая группа сплавов является перспективной с точки зрения бесстружковой обработки (матрицы, штампы, рубные инструменты и т. п.) [92].

¹ Патенты (США) № 2753261, 1952; № 2828202, 1954.

3. Нестандартные и безвольфрамовые твердые сплавы

Твердые сплавы, изготовленные в многочисленных вариантах в лабораторных условиях и частично введенные на практике, но не получаемые в настоящее время в производственном масштабе, можно разделить по составу и областям применения на следующие группы:

WC с различными связками (твердые сплавы из других карбидов и твердых материалов рассматриваются в разделе безвольфрамовых твердых сплавов);

твердые сплавы WC—TiC—Co ;

твердые сплавы WC—TaC(NbC)—Co ;

твердые сплавы $\text{WC—TiC—TaC(NbC)—Co}$;

твердые сплавы WC—HfC—TiC—TaC—Co ;

твердые сплавы $\text{WC—Mo}_2\text{C—TiC(Co)}$;

твердые сплавы WC—ZrC—Co(Ni) ;

твердые сплавы WC—VC , $\text{WC—Cr}_3\text{C}_2$ и WC—NbC—Co(Ni) ;

безвольфрамовые твердые сплавы.

WC с различными связками

Попытки замены кобальтовой связки железом, никелем или сплавами Ni—Cu , Ni—Fe , Ni—Cr , Ni—Mo , Ni—Fe—Mo , Co—W , Co—Cu , Co—Mo [93, 94], Co—Cr [93, 94], Co—Al [93, 94], Co—Mo—Cu , Fe—Ni—Cr и т. п. [3, 14, 23, 59, 95—108] в качестве связующих металлов не привели к заметному техническому улучшению (табл. 19). Прочность вольфрамокарбидных сплавов с железной и никелевой связками составляет лишь 40—60% и со связками Fe—Ni и Fe—Ni—Mo 60—90% прочности сплавов с кобальтовой связкой. Причиной снижения прочности является большая способность железа и никеля растворять карбид вольфрама в твердом состоянии [102, 109], а также склонность к образованию хрупких двойных карбидов типа $\text{Ni}_x\text{W}_x\text{C}_y$ или $\text{Fe}_x\text{W}_x\text{C}_y$. Давиль [101], исследовавший влияние Co , Ni и Fe в качестве связующего металла при спекании карбида вольфрама, полагает, что преимуществом кобальта является его способность тонко размалываться и образовывать поверхностные диффузионные слои на зернах карбида вольфрама, препятствующие росту кристаллов WC .

Таблица 19

Свойства WC-твердых сплавов с различными связками

Состав, %	Твердость по Роквеллу HRA	Предел прочности при изгибе, кг/мм ²
94 WC, 6 Co	90—91	140—170
94 WC, 6 Ni	89	90—110
94 WC, 6 Fe	90	80—100
92 WC, 8 Co/W (50/50)	92	100—130
92 WC, 8 Co/Mo (50/50)	92	80—100
92 WC, 8 Co/Cr (50/50)	92	120—140
92,5 WC, 5,5 Co, 2 Fe	91	120—150
93 WC, 5 Co, 2 Ni	90,5	130—160
84 WC, 6 Ni, 10 Mo	89	80
93 WC, 6 Ni, 1 Cu	88,5	90—105
90 WC, 8 Ni, 2 Cu	88	95—115
93 WC, 3,5 Ni, 1 Co, 2,5 Fe	91	120—150
90 WC, 6Ni, 2Mo, 2Fe	90,5	110—120
90WC, 8Ni, 2Cr	90,5	110—120
90WC, 7Fe, 1Ni, 2Cr	90,5	90—110

Частичная замена кобальта (до 30%) железом или никелем приводит к образованию более твердых и хрупких сплавов в первом случае или несколько менее твердых сплавов во втором. Однако прочность в обоих случаях несколько снижается. Частичная замена кобальта или никеля хромом, молибденом или вольфрамом приводит к уменьшению содержания вязкого цементирующего металла и приводит к полному связыванию свободного углерода и образованию менее вязкого цементирующего сплава, содержащего Cr, Mo или W.

Техническое значение имеют коррозионностойкие связки на основе Ni—Cr или Pt, а также (с точки зрения сырья) связки Ni—Fe [23, 104, 105]. В то время, как в твердых сплавах WC—TiC—Co связка Ni—Fe (1:3) по своим свойствам примерно аналогична кобальту в твердых сплавах WC—Co, свойства связки иные [105].

Магнитные и физические свойства вольфрамокарбидных сплавов с никелевой связкой исследованы А. Короткоручко и Б. Лившицем [103]. Наивысшие показатели твердости (85HRA) и предела прочности при изгибе (90 кг/мм²) получили при содержании никеля 10% и температуре спекания 1450°С.

Добавки меди к связующей фазе не способствуют заметному повышению твердости и пределу прочности при изгибе, однако значительно снижают активность сплавов к спеканию. С чисто медными и серебряными (или другими благородными металлами) связками сплавы получают методом пропитки [81, 110, 111].

В патентной литературе¹ [7] имеется много сообщений о различных связующих сплавах, однако ни один из этих сплавов по своим свойствам не может полностью заменить кобальт.

В последнее время в качестве уплотнительных материалов предложили вольфрамокарбидные (титанокарбидные) твердые сплавы со связками из олова, свинца, висмута, цинка, магния, алюминия или кадмия, которые можно изготавливать обычным спеканием или методом пропитки [112].

Твердые сплавы WC—TiC—Co

В табл. 20 приведены свойства сплавов WC—TiC—Co (изготовленных Киффером [3] опытным путем) с различным содержанием карбида титана и кобальта (1—75% TiC, 5—15% Co). Из данных этой таблицы следует, что с увеличением содержания кобальта предел прочности при изгибе сплавов с низким содержанием TiC возрастает сильнее, чем сплавов с высоким содержанием TiC. Лишь для безвольфрамовых титанокарбидных твердых сплавов с содержанием связующего металла выше 20% можно получить предел прочности при изгибе 150 кг/мм² и более.

Агте с сотрудниками [23, 39, 113] описывает высокоэффективные твердые сплавы с малым содержанием связующего металла (1—3% Co), а также со связкой Ni—Fe. Применяя WC с незначительным недостатком углерода и связку Fe—Ni (3:1), можно при вакуумном спекании избежать появления η-фазы и получить сплавы, аналогичные сплавам WC—TiC—Co. По твердости и пределу прочности при изгибе эти сплавы почти одинаковы; интенсивность износа этих сплавов меньше, чем у сплавов с кобальтовой связкой (табл. 21) [39].

¹ Патенты (США) № 1815613, 1928; № 1826455, 1928.

Таблица 20

Свойства твердых сплавов WC—TiC—Co

Состав, %			Твердость по Роквеллу HRA *2	Предел прочности при изгибе, *2 кг/мм ²	Плотность, г/см ³
WC*	TiC	Co			
94	1	5	90,5	150	14,6
92,5	2,5	5	90,5	140	14,2
91,5	2,5	6	90,5	150	—
87,5	2,5	10	89,5	180	14,0
84,5	2,5	13	88	200	13,9
82,5	2,5	15	87	210	—
90,5	4,5	5	91	130	13,5
85,5	4,5	10	89,5	160	13,4
82,5	4,5	13	89	170	—
80,5	4,5	15	87,4	180	—
85	8	7	90	140	12,9
79	8	13	89	160	—
82	12	6	90,5	115	12,2
80	12	8	90	130	—
78	12	10	89,5	140	12,0
73	12	15	88,5	150	—
79	16	5	91	100	11,2
78	16	6	91	108	11,2
77	16	7	90,5	110	11,1
76	16	8	90,5	120	—
75	16	9	90	120	10,9
74	16	10	89,5	125	—
71	16	13	89,5	135	—
69	25	6	92,5	80	9,9
62	25	13	91	85	—
45	45	10	92	85	7,9
30	60	10	92	80	—
11	75	14	92,5	80	6,9

*1 Исходная величина зерна 1—8 мкм. *2 При благоприятных условиях изготовления можно повысить твердость на 0,5—1HRA и предел прочности при изгибе на 10—20%.

Небольшие добавки Cr_3C_2 (<1%) к сплавам WC—TiC(TaC)—Co оказывают благоприятное влияние на образование структуры, твердость и устойчивость против окисления [24, 63, 114]. Аналогичные результаты получали на сплавах WC—Co с добавками до 5% Cr_3C_2 [63, 115].

Таблица 21

Свойства титановольфрамовых твердых сплавов с различными связками

Состав, %				Плотность, г/см ³	Твердость HRA	Предел прочности при изгибе, кг/мм ²
WC	TiC	Co	Fe—Ni			
100	—	—	—	15,07	92,5	63
99	—	1	—	15,0	92	60
85	15	—	—	11,74	93	48
84	15	1	—	11,61	92,5	91
73,5	24	2,5	—	10,23	92	81
97,5	—	2,5	—	15,0	92,5	80
78	16	—	6	—	91,5	113
78	14	—	8	—	90,5	124
88	5	—	7	—	90	134

Твердые сплавы WC—TaC(NbC)—Co

Киффер [3] исследовал влияние увеличения содержания TaC (или TaC—NbC) на твердость и предел прочности при изгибе сплавов WC—Co, а также на их работоспособность при обработке резанием материалов, да-

Рис. 31. Зависимость предела прочности при изгибе и твердости сплавов WC—TaC(NbC)—Co от содержания TaC(NbC):

1—предел прочности при изгибе; 2—твердость; 3—8—9%Co; 4—5—6%Co; 5—6%Co

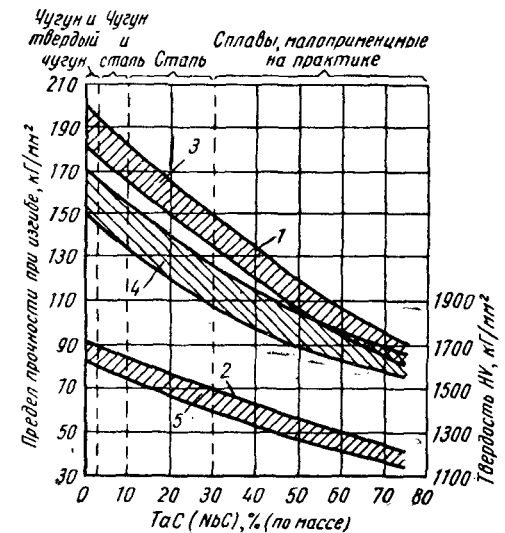


Таблица 22

Свойства сплавов WC—TaC—Co и WC—TaC—NbC—Co

Состав, %			Твердость по Роквеллу HRA	Предел прочности при изгибе, кг/мм ²	Плотность, г/см ³	Обрабатываемые материалы
WC*	TaC или TaC/NbC*	Co				
94	1TaC, NbC	5	—90,5	160	14,6	Твердый чугун
91,5	2TaC, NbC	6,5	90,5	180	14,4	
92	3 TaC, NbC	5	90,5	160	14,2	
84	10TaC	6	89,5	160	14,5	Чугун и сталь
81	11TaC/NbC	8	—90	145	13,7	
79	15TaC	6	—90	150	14,4	Все виды сталей
74	20TaC/NbC	6	—90	100	13,2	
67	25TaC	8	89	120	14,3	
62	25TaC/NbC	13	88	130	13,0	
64	30TaC	6	89,5	120	14,3	Мягкие стали
54	40TaC, NbC	6	89	100	11,9	
19	75TaC NbC	6	88	80	10,3	
0	94TaC	6	82,5	90	13,8	
94	0	6	91	180	14,9	Чугун

*¹ Исходная величина зерна 1—8 мкм. *² TaC : NbC ≈ 3 : 2.

ющих сливную стружку и стружку надлома. Результаты исследования приведены в табл. 22 и на графике (рис. 31), где нанесена кривая для сплава с 8—9% Co. В пределах заштрихованных областей возможно промышленное изготовление таких сплавов. Сплавы с 1—3% TaC—NbC особенно пригодны для обработки чугуна, в том числе твердого чугуна. За последнее время наблюдается тенденция улучшения сплавов WC—Co с низким содержанием Co путем присадки 1—3% TaC(NbC) или при известных условиях в сочетании с 0,5—2% TiC.

В пределах между 3 и 10% TaC—NbC лежат сплавы, которые (особенно при малом содержании Co) применяют в качестве универсальных для обработки мягких чугуна и стали, а между 10 и 30% TaC—NbC — промышленные сплавы для обработки стали. При большем со-

держании TaC или TaC—NbC твердость сплавов недостаточна для экономичной обработки даже мягких сталей. Для резания чугуна теплопроводность этих сплавов слишком мала.

Таким образом, сплавы WC—TaC(NbC)—Co по своему техническому значению, в частности по пригодности к обработке материалов, дающих сливную стружку, уступают сплавам WC—TiC—Co или WC—TiC—TaC(NbC)—Co. Добавки 0,5—20% TaC(NbC) (предпочтительно 2—10%) представляют интерес с точки зрения универсальных сплавов и твердых сплавов для обработки материалов, дающих стружку надлома [116].

Твердые сплавы WC—TiC—TaC(NbC)—Co

В табл. 23 приведены данные систематического исследования влияния твердых растворов TaC и особенно TaC—NbC на сплавы WC—TiC—Co, проведенного Киффером [3]. При постоянном содержании 5% TiC, 9,5% TiC

Таблица 23

Влияние добавки TaC (NbC) на свойства твердых сплавов WC—TiC—Co

Состав, %				Твердость по Роквеллу HRA	Предел прочности при изгибе, кг/мм ²	Плотность, г/см ³
WC	TaC/NbC	TiC	Co			
94	0	—	6	91	180	14,9
85	5	5	6	89,5	130	13,0
79	10	5	6	90	120	12,63
69	20	5	6	90+	110	12,25
49	40	5	6	89,5	90	11,26
24	65	5	6	88,5	70	12,29
79,5	5	9,5	6	89,5	125	11,8
74,5	10	9,5	6	90	115	11,5
64,5	20	9,5	6	90	100	11,0
44,5	40	9,5	6	90	90	10,6
24,5	60	9,5	6	89,5	65	9,7
74	5	15	6	90,5	120	10,98
69	10	15	6	90,5	110	10,75
64	15	15	6	90,5	100	10,59
59	20	15	6	90,5	95	10,03
54	25	15	6	90	95	9,80
24	55	15	6	89,5	70	8,96

и 15% TiC, а также 6% Co содержание TaC—NbC варьировалось от 5 до 65%. С увеличением содержания TaC—NbC (особенно выше 20%) сильно снижается предел прочности при изгибе, тогда как твердость уменьшается лишь умеренно. При оптимальных условиях из-

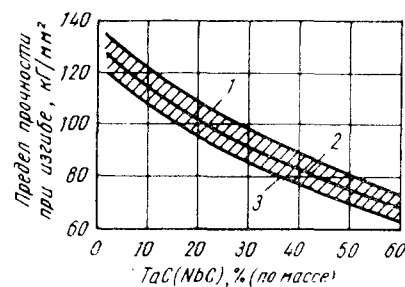
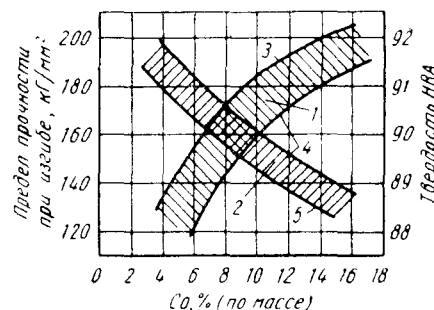


Рис. 32. Полусхематическая зависимость предела прочности при изгибе сплавов WC—TiC—TaC(NbC)—Co от содержания TiC и TaC(NbC):
1 — 5% TiC; 2 — 9,5% TiC;
3 — 15% TiC

готовления для определенного сплава данной серии можно повысить твердость на 0,5—1 HRA и предел прочности при изгибе на 5—10%. Последний можно дополнительно повысить на 5—25%, увеличивая содержание

Рис. 33. Зависимость предела прочности при изгибе и твердости по Роквеллу сплавов WC—TiC—TaC(NbC)—Co от TiC — TaC(NbC) — Co TaC(NbC) и Co:

1 — предел прочности при изгибе; 2 — твердость;
3 — 5TiC+5TaC; 4 — 15TiC+5TaC; 5 — 5TiC+5TaC



кобальта с 6 до 18%, причем твердость соответственно сильно снижается.

На рис. 32 показано влияние увеличения содержания TaC—NbC для сплавов с 5, 9,5 и 15% TiC при постоянном содержании 6% Co, а на рис. 33 — влияние изменения содержания кобальта от 5 до 18%, причем использованы результаты работ [116, 117].

Твердые сплавы WC—HfC(TiC)—Co

После того как подробно исследовали влияние добавок TiC, ZrC, VC, NbC, TaC, Cr₃C₂ и Mo₂C к твердым сплавам WC—Co(Ni), осталось не изученным еще поведение HfC. Применение карбида гафния стало доступным лишь в последние годы, когда окись гафния явилась продуктом отходов при получении чистого циркония для ядерной техники.

Таблица 24

Состав и свойства твердых сплавов, содержащих карбид гафния

Состав, %				Плотность, г/см³	Твердость, кг/мм²	Предел прочности при изгибе*, кг/мм²	Магнитное насыщение 4тс
WC	HfC	TiC	Co				
87	5	—	8	14,50	1450	150	150
83	10	—	7	14,40	1520	150	135
79,5	12,5	—	8	14,14	1450	150	149
89	15	—	6	14,35	1560	130	110
68	25	—	7	13,83	1500	140	128
84,5	5	4,5	6	13,60	1750	180	115
69	8	16	7	13,52	1670	140	115

* ±10 кг/мм².

Киффер, Бенезовский и Мессмер [16] провели подробные исследования по замене карбидом гафния карбида титана в классических сплавах WC—TiC—Co, а также карбида тантала в некоторых промышленных сплавах WC—TiC—TaC—Co. В табл. 24 приведены состав и свойства исследованных сплавов. Несмотря на то что содержащие HfC твердые сплавы изготовляли в неблагоприятных производственных условиях, при точении стали и чугуна получили хорошие результаты в сравнении со стандартными высококачественными сплавами. Хотя HfC и не является пока с экономической точки зрения заменителем карбида титана, он может полноценно заменить TaC, так как превосходит его по твердости и вязкости (см. табл. 22). Техническое значение добавки HfC к сплавам WC—TiC—TaC—Co Киффером, Бенезовским и Мессмером подробно не изучено.

С точки зрения структуры содержащие NiC твердые сплавы не отличаются от обычных многокарбидных твердых сплавов WC—TiC . Наблюдаются округлые зерна фазы твердого раствора NiC—WC или NiC—TiC—WC наряду с угловатыми кристаллами WC и связующей кобальтовой фазой.

Твердые сплавы $\text{WC—Mo}_2\text{C—TiC—Ni(Co)}$

Технически большее значение, чем сплавы $\text{WC—Mo}_2\text{C—Ni(Co)}$ ¹ [3, 98, 118, 119] и $\text{Mo}_2\text{C—TiC—Ni(Co)}$ (см. раздел «Безвольфрамовые твердые сплавы»), имеют сплавы, состоящие из всех трех карбидов [3, 118]. В табл. 25 приведены свойства некоторых таких сплавов. Добавки Mo_2C к сплавам WC—TiC—Co повышают твердость за счет прочности. При большом содержании Mo_2C можно повысить вязкость сплава, применяя в качестве связки вместо кобальта никель. Сплавы на основе $\text{Mo}_2\text{C—WC—TiC}$ хорошо зарекомендовали себя при обработке стали, однако, они менее прочны и вязки, чем соответствующие сплавы, не содержащие Mo_2C .

Таблица 25

Свойства твердых сплавов $\text{WC—Mo}_2\text{C—TiC}$ с различными связками

Номер сплава	Состав, %					Твердость по Роквеллу HRA	Предел прочности при изгибе, кг/мм^2
	WC^*	Mo_2C	TiC	Ni	Co		
1	76	1	16	1	6	91	120
2	76	2	16	—	6	91	115
3	73	5	16	3	3	91	100
4	60	16	16	8	—	91	100
5	60	16	16	—	8	91,5	85
6	30	30	25	15	—	91	85
7	15	30	45	5	5	91	90
8	15	30	40	10	5	91	100
9	15	15	55	5	5	91	100
10	18	10	65	2	5	92	95

* Исходная величина зерна 1—8 мкм .

¹ Патент (США) № 1959879, 1929.

Сплавы № 1, 2 и 4, приведенные в табл. 25, сыграли определенную роль в 1931—1933 гг., однако были вытеснены позднее сплавами сходного состава, не содержащими Mo_2C . Сплавы № 5, 6, 7 применяли во время второй мировой войны в целях экономии WC . В настоящее время эти сплавы вновь начинают применять при обработке стали на высоких скоростях резания.

Сплавы на основе WC—ZrC

Пригодность твердых сплавов WC—ZrC—Co к обработке материалов, дающих сливную стружку, очень подробно исследована Киффером [120]. В табл. 26 приведены свойства этих сплавов и эффективность их применения, полученная при точении стали, в сравнении со сплавами WC—TiC—Co .

Таблица 26

Свойства и стойкость при резании твердых сплавов WC—ZrC—Co и обычных сплавов WC—TiC—Co

Состав, %	Твердость по Роквеллу HRA	Предел прочности при изгибе, кг/мм^2	Плотность, г/см^3	Стойкость при резании стали SM^*	
				ширина площадки износа, мм	скорость резания, м/мин
78WC, 16ZrC, 6Co	Не более 90	95	11,3	0,300	140
78WC, 16TiC, 6Co	Не менее 91	110	11,2	0,205	140
75,5WC, 16ZrC, 8,5Co	89	100	11,3	0,395	120
75,5WC, 16TiC, 8,5Co	90,5	120	10,9	0,255	120
87,5WC, 4ZrC, 8,5Co	89	125	13,0	0,250	85
87,5WC, 4TiC, 8,5Co	89,5	155	13,4	0,185	85

* $\sigma_B = 85 \text{ кг/мм}^2$, $a = 5 \text{ мм}$, $s = 0,8 \text{ мм}$, $t = 10 \text{ мин}$.

Замена карбида титана карбидом циркония в том же количестве приводит к получению вполне пригодных сплавов, но более низкого качества, чем промышленные твердые сплавы WC—TiC—Co . При добавке же к твердым сплавам WC—Co вместо TiC в обычном количестве карбида циркония в 1,7—2-кратном количестве в виде

готового твердого раствора $ZrC-WC$ получают вполне равноценные твердые сплавы почти с такой же производительностью резания (табл. 27). Влияние ZrC в твердых сплавах $WC-TiC-Co$ и $WC-TiC-TaC(NbC)-Co$ заслуживает обстоятельного изучения.

Таблица 27

Свойства и стойкость при резании сплавов $WC-ZrC-Co$ в сравнении со сплавами $WC-TiC-Co$

Состав, %	Твердость по Роквеллу HRA	Предел прочности при изгибе, кг/мм ²	Плотность, г/см ³	Стойкость при резании стали SM	
				ширина планочки износа, мм	скорость резания, м/мин
69WC, 25ZrC, 6Co	Не менее + 91	90	10,9	0,205	140
78WC, 16TiC, 6Co	Не менее + 91	110	11,2	0,200	140
83,5WC, 8ZrC, 8,5Co	89,5	125	12,9	0,180	83
86,5WC, 5TiC, 8,5Co	89,5	155	13,4	0,180	85

Твердые сплавы на основе $WC-VC$, $WC-Cr_3C_2$ и $WC-NbC$

Карбиды VC и Cr_3C_2 редко применяют на практике в качестве присадок к WC . Небольшие добавки повышают твердость, большие вызывают охрупчивание сплавов. Нередко Cr (или Cr_3C_2) в количестве 0,1—0,5% встречается в виде примеси в твердых сплавах $WC-Co$, так как при размоле он легко натирается из стальных (18/8— $Cr-Ni$) мельниц или из стеллитообразной футеровки. VC применяют в количестве до 1% в сочетании с TaC в сплавах $WC-Co$, предназначенных, например, для обработки особо твердого чугуна.

Представляет интерес легирующая присадка NbC к сплавам $WC-Co$, оказывающая влияние, аналогичное влиянию твердых растворов $TaC-NbC$. В табл. 28 приведены свойства и области применения экспериментально изготовленных твердых сплавов на основе $WC-VC$, $WC-NbC$ и $WC-Cr_3C_2$.

Свойства твердых сплавов $WC-VC-Co$, $WC-NbC-Co$ и WC — карбид хрома — Co

Состав, %					Твердость по Роквеллу HRA	Предел прочности при изгибе, кг/мм ²	Обрабатываемый материал
WC	VC	NbC	карбид хрома	Co			
94	1	—	—	5	91,5	140—160	Чугун и твердый чугун
89	5	—	—	5	92	120—140	Чугун (охрупчивание)
79	10	—	—	5	92	100—120	Чугун (возрастающее охрупчивание)
94	—	1	—	5	91,5	160—180	Чугун и твердый чугун
93	—	2	—	5	91,5	155—175	Чугун и твердый чугун
90	—	5	—	5	91	145—170	Чугун и твердые стали
85	—	10	—	5	90,5	140—160	Чугун и сталь
75	—	20	—	5	Не более 90	120—140	Мягкие стали
94,5	—	—	0,5	5	91,5	150—160	Чугун, волокнистые, пескоструйные сопла
94	—	—	1	5	92	130—140	Охрупчивание
90	—	—	5	5	93	80—100	Сильное охрупчивание

Безвольфрамовые твердые сплавы

Патентные соображения, экономический расчет, временные недостатки сырья и исследования привели к попыткам полной или частичной замены карбида вольфрама в металлокерамических твердых сплавах другими твердыми материалами или карбидами [55].

При полной замене карбида вольфрама (в дальнейшем будет рассмотрен только этот вариант) можно идти по двум путям:

1. Применение других твердых материалов, например нитридов, боридов, силицидов, окислов (корунда) и карбидов неметаллов (карбиды бора и кремния).

2. Замена WC другими тугоплавкими карбидами металлов (например, карбидами циркония, гафния, ванадия, ниобия, тантала, хрома, молибдена) или их бинарными или тройными твердыми растворами.

Первый путь пока не привел к получению пригодных для резания твердых сплавов; исключение составляет лишь некоторый успех в области окисной керамики и режущего материала окись алюминия — карбид (см. главу VI).

Стабильными и относительно легко спекаемыми нитридами являются нитриды титана и ванадия. При горячем прессовании этих нитридов с металлами группы железа, в частности с никелем, получают твердые материалы металлического характера с зеркально-глянцевой поверхностью латунного и золотисто-желтого цвета. Твердость и износостойкость этих сплавов существенно ниже, чем у карбидов. Нитрид титана, изоморфный карбиду и моноокиси титана, присутствует во многих высокотитановых твердых сплавах в количестве 1—3% как неизбежная примесь [121].

Майер и Айлендер [95] описывают твердые сплавы из нитрида титана и нитрида ванадия, а также из соответствующих смесей карбид—нитрид с кобальтовой связкой. Однако твердость этих сплавов совершенно недостаточна для резания материалов.

О нитридах остальных нитридообразующих металлов групп IVa и Va периодической системы опубликовано очень мало подробных работ и проведено слишком мало практических опытов, чтобы можно было судить о возможности применения сплавов на их основе в качестве металлокерамических твердых сплавов. Нитриды карбидообразующих металлов группы VIa, очевидно, тем нестабильнее, чем выше склонность этих металлов к карбидообразованию. В то время как нитриды хрома и молибдена имеют некоторое техническое значение [95], нитрид вольфрама является весьма неустойчивым.

Таким образом, нитриды в качестве основы мало пригодны для производства твердых сплавов из-за высокой упругости паров азота при температуре спекания и склонности к образованию карбидов при обычных условиях спекания.

Существенно большее значение имеют бориды¹ [122]. Трудности получения боридов без загрязнения их карбидами, нитридами и окислами препятствовали техниче-

скому применению боридов металлов; однако, в последние годы эти трудности были преодолены. В отличие от большинства нитридов и силицидов бориды имеют более ярко выраженный металлический характер. До настоящего времени техническое значение приобрел лишь борид хрома в качестве наплавочного твердого материала¹. Методом горячего прессования бориды хрома удается получить представляющие интерес высокожаростойкие твердые сплавы [123].

Бориды металлов групп IVa и Va периодической системы, например TiB_2 , ZrB_2 , HfB_2 , VB_2 , NbB_2 и TaB_2 , а также их твердые растворы не подвергались систематическому исследованию с точки зрения пригодности их в качестве основы режущих материалов. В патентной литературе имеется много данных, скудных, однако, по своему содержанию. По физическим, химическим и механическим свойствам, согласно ориентировочным опытам Киффера и Бенезовского², техническое применение боридов явится перспективным, если удастся при помощи соответствующих добавок и металлических связок достигнуть предела прочности при изгибе не менее 80 кг/мм^2 и твердости более 89—90 HRA, необходимых для резания. В этом направлении ведутся интенсивные изыскания; в частности достигнуты определенные успехи [124—127] при использовании очень твердого TiB_2 и соответствующей связки.

Шедлер³ предлагает использовать в качестве режущего материала фасонные изделия из TiB_2 и TiC (в соотношении 1:2) без связки. По результатам испытания резанием эти материалы аналогичны режущей керамике.

В качестве режущих материалов предложены материалы на основе тройного соединения Mo_2NiB_2 [125, 128—131]. Испытания по точению стали, чугуна и цветных металлов дали относительно хорошие результаты, однако величина предела прочности при изгибе этого сплава является пока неудовлетворительной.

Попытки многих исследователей заменить карбиды чистыми силицидами представляются не очень перспективными.

¹ Colmonoy, Fa. Wall-Colmonoy Co.; Entalloy, Fa. Castolin.

² Неопубликованные работы, 1951—1952 гг.; патенты (австр.) № 187692, 1954; № 189801, 1954.

³ Патент (австр.) № 199886, 1957.

¹ Патент (США) № 1913373, 1928; патент (герм.) № 667071, 1931.

Свойства горячепрессованных карбидов металлов
со связкой 10% Со

Группа	Состав, % (по массе)	Твердость по рекасллу HRA	Предел проч- ности при изгибе, кг/мм ² *	Плотность, г/см ³	Окраска излома.
IVa	90TiC, 10Co	91—92	80—90	4,96	Темно-серый
	90ZrC, 10Co	90—91	70—80	6,83	Светло-желтый
	90HfC, 10Co	89—90	90—100	11,58	Светло-желтый, блестящий
Va	90VC, 10Co	87—89	60—80	5,45	Серебристый, блестящий
	90NbC, 10Co	88—89	90—110	7,74	Коричнево-фиолетовый
VIa	90TaC, 10Co	85—87	70—90	13,00	Золотисто-желтый
	90Cr ₃ C ₂ , 10Co	84—86	50—70	6,73	Светло-серый, блестящий
	90Mo ₂ C, 10Co	86—87	50—70	9,06	Светло-серый
	90WC, 10Co	89—91	160—180	14,41	Серовато-синий

* Результаты получены на образцах, спеченных в вакууме.

Второй путь, т. е. замена карбида вольфрама другими тугоплавкими карбидами и твердыми растворами карбидов, характерен следующим:

изготовление «Титанита S» (карбид титана—карбид молибдена—никель) Шварцкопфом, Хиршлем и Киффером в 1930—1931 гг.¹;

изготовление американского «Рамета» на основе чистого карбида тантала в 1930—1931 гг.² [10];

патент Киффера на изготовление режущих сплавов на основе TiC—VC при избытке карбида титана³;

промышленная разработка безвольфрамовых твердых сплавов на некоторых заводах твердых сплавов в Германии в первые годы второй мировой войны [132];

производственные испытания резанием безвольфрамовых твердых сплавов в качестве заменителей стандартных WC—TiC—Co-твердых сплавов марок S1 и S2 (78/16/6 и 76/15/9) в последние годы второй мировой войны [133] и подготовка к массовому изготовлению пластин и инструмента из испытанных сплавов [122, 132, 134].

Прежде чем перейти к подробному рассмотрению отдельных безвольфрамовых твердых сплавов на основе других карбидов и их твердых растворов, необходимо остановиться на тех требованиях, которые предъявляются к твердым сплавам для обработки резанием. При обработке резанием, особенно при обдирочной обработке сталей средней твердости, необходима твердость не менее 89 HRA и предел прочности при изгибе 100—110 кг/мм². При наличии равномерного и низкого давления резания, например при чистовой обработке стали в идеальных опытных условиях, допускаются твердость 91—93 HRA и предел прочности при изгибе 65—75 кг/мм². Однако для обработки материалов, дающих стружку надлома (серый и отбеленный чугун, твердые неметаллические материалы), и для буровых работ требуются более высокие прочностные показатели. То же справедливо и для тяжелой обдирочной обработки материалов, дающих как стружку надлома, так и сливную

стружку, причем нижним пределом вязкости является предел прочности при изгибе около 110 кг/мм².

Кроме того, пластинки и фасонные изделия из указанных сплавов должны хорошо наплавляться. Все карбиды металлов, окислы которых не восстанавливаются водородом, плохо наплавляются и затачиваются; это относится и к важнейшим твердым сплавам с высоким содержанием TiC. Однако, если применить зажимные инструменты и цельнотвердосплавные вставки, можно избежать нежелательных явлений.

Для того чтобы сравнить свойства карбидов-заменителей металлов групп IVa, Va и VIa периодической системы, в табл. 29 приведены свойства горячепрессованных карбидов с 10%-ной кобальтовой связкой [16, 55, 120]. При использовании связок при их одинаковом объемном содержании наблюдаются некоторые смещения в пользу определенного карбида, но без существенного изменения в их последовательности.

¹ Патент (австр.) № 160172, 1931 и др.

² Патент (англ.) № 373708, 1931; патенты (франц.) № 713086, 713087, 1931 и др.

³ Патент (герм.) № 748933, 1938.

Таблица 30

Свойства твердых сплавов с 12% Со,
полученных обычным спеканием

Карбид*	Твердость по Роквеллу <i>HRA</i>	Предел прочности при изгибе, кг/мм^2	Карбид*	Твердость по Роквеллу <i>HRA</i>	Предел прочности при изгибе, кг/мм^2
TiC	89	65	TaC	82	95
ZrC	88,5	75	Cr ₃ C ₂	80	50
V ₄ C ₃	87	50	Mo ₂ C	86	60
V ₂ C	82	70	WC	88,5	180

* Связка — 12% Со.

Для сравнения в табл. 29 приведены свойства сплава WC—Со. Карбиды титана, циркония и гафния с кобальтовой связкой обладают высокой твердостью, но лишь средним (у HfC вполне удовлетворительным) пределом прочности при изгибе. Карбиды ванадия и ниобия образуют сплавы, по твердости аналогичные сплавам группы P3 (по ISO); сплав на основе карбида ниобия имеет довольно высокий предел прочности при изгибе. Карбиды молибдена, хрома и тантала придают сплавам относительно низкую твердость (примерно как у сплава WC—Со 85:15) и невысокую прочность.

Хольцбергер и Крайнер [135] также получали карбиды металлов группы IVa, Va и VIa обычным спеканием в атмосфере водорода с добавкой 12% Со (табл. 30). Несмотря на несколько более низкие значения твердости и предела прочности при изгибе, выводы, сделанные Киффером и Кёльблем [55], справедливы и для этих опытных сплавов.

Гёрленд [136] еще раз подробно исследовал предел прочности при изгибе TiC-, ZrC-, VC-, NbC-, TaC- и WC—Со-твердых сплавов с 10 и 37% (по объему) Со и определил зависимости между модулем упругости основного карбида и пределом прочности при изгибе: чем больше модуль упругости, тем выше и предел прочности при изгибе. На первом месте стоят WC-твердые сплавы, в то время как наиболее хрупкими являются ZrC- и VC-твердые сплавы.

В табл. 31 приведены свойства твердых сплавов на основе TiC и TaC с различными связующими металлами.

Таблица 31

Свойства твердых сплавов на основе TiC и TaC
с различными связками

Состав сплава, %	Твердость по Роквеллу <i>HRA</i>	Предел прочности при изгибе, кг/мм^2
90TiC, 10Ni	89—91	65
90TiC, 10Fe	89—91	50
85TiC, 15Fe	89	55
80TiC, 10Co, 10Cr	92	70—80
87TaC, 13Co	83	70
87TaC, 13Fe	84	85
87TaC, 13Ni	82	120
87TaC, 13Co/W (75/25)	84	135
87TaC, 13Fe/Mo (63/37)	89	85

ми. Титанокарбидные сплавы очень твердые, но и весьма хрупкие. Применяя очень чистый, бедный кислородом и азотом TiC или TiC-твердые растворы с 1—3% карбида молибдена или карбида хрома, можно повысить предел прочности при изгибе сплавов № 1—4 примерно на 10—20 кг/мм^2 и твердость — на 0,5—1,5 *HRA*.

Согласно Венеру и Колерману [23, 104, 105], специальные сплавы из 94% TiC и 6% связки Fe—Ni—Cr при плотности 6,0 г/см^3 и твердости 93 *HRA* имеют предел прочности при изгибе 75 кг/мм^2 . Подобные сплавы дают очень хорошие результаты при чистовой обработке стали на высоких скоростях резания и имеют хорошую окалиностойкость.

Гётцель и Скольник [76, 89] добились хороших результатов при точении сталей TiC-твердыми сплавами со связкой из быстрорежущей стали, полученными методом пропитки.

Твердые сплавы на основе TaC (опытные сплавы фирм «Фанстил» и «Карболей»¹ [10]) обладают в некоторых случаях очень высоким пределом прочности при изгибе, однако они недостаточно твердые, что мешало их первоначальному распространению. Горячим прессованием TaC-твердых сплавов с никелевой связкой удается получить, по данным Л. П. Малькова и А. В. Хо-

¹ Патент (англ.) № 373708, 1931; патенты (франц.) № 713086, 713087, 1931 и др.

хлой [11], твердость до 91 *HRA*; данные о прочности и производительности резания авторы не приводят. Согласно последним данным, более высокие показатели твердости связаны с применением более твердого TaC_{1-x} нестехиометрического состава.

На рис. 34 показана микроструктура (по данным Киффера и Кёльбля [55]) твердого сплава, состоящего

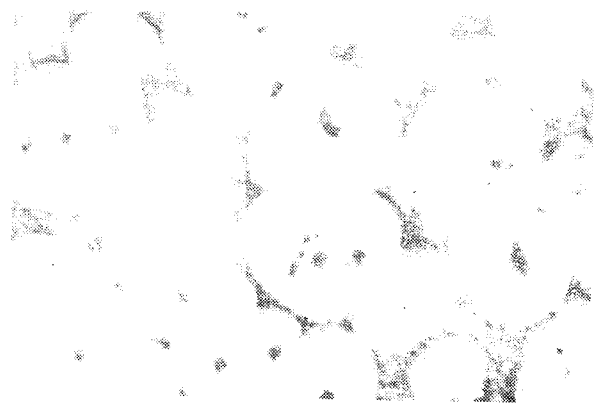


Рис. 34. Микроструктура сплава 85% VC и 15% Ni ($\times 500$)

из 85% VC и 15% Ni; отчетливо видна округлая форма зерен VC, типичная для VC-сплавов с металлической связкой. Испытания микротвердости проводили как на кристаллах VC, так и на промежуточных прослойках связующего металла. На микрофотографии видны также отпечатки измерений, которые показали среднюю величину микротвердости 3000 $кг/мм^2$ для VC и 1100 $кг/мм^2$ для связующей фазы. Последняя величина свидетельствует о том, что речь идет не о чистом никеле, а об образовании сплава из никеля, ванадия и углерода или о явлениях выпадения, вследствие которых увеличивается твердость. На рис. 35 показана микроструктура твердого сплава с 87% TaC и 13% Co. Как видно на рисунке, кристаллы TaC имеют кубическую форму.

Твердые сплавы из карбида ванадия и связующего

металла¹, в частности сплавы с железной связкой, иногда с небольшими добавками карбида тантала или карбида хрома, можно получать почти беспористыми также спеканием без применения давления. Эти сплавы обладают хорошей стойкостью против истирания и применяются для изготовления изнашивающихся деталей, например нитеводителей. Сплавы из карбида титана и

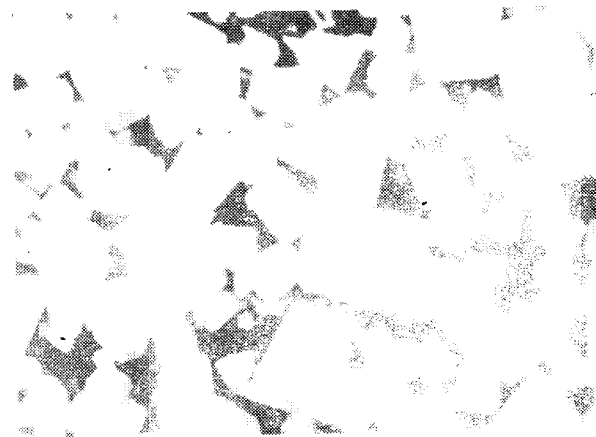


Рис. 35. Микроструктура сплава 87% TaC и 13% Co ($\times 1500$)

связующего металла, полученные горячим прессованием, с успехом применяют для пескоструйных сопел.

Для резания пригодны, очевидно, только карбиды титана [104, 127, 137], циркония² [120] и гафния [16]; карбиды ванадия и ниобия применяются лишь в тех случаях, когда не требуется высокая износостойкость. Предложенный Гётцелем и Скольником [76, 89] твердый сплав из TiC со связкой из быстрорежущей стали, получаемый пропиткой, позволяет получить высокую производительность при резании легированных сталей.

Карбид хрома является дешевым и изготавливаемым в больших количествах материалом. Однако

¹ Патент (швейц.) № 167854, 1933.

² Патент (швейц.) № 168785, 1933.

твердые сплавы из карбида хрома и связующего металла относительно хрупкие и не пригодны для резания; они применяются лишь для изнашивающихся деталей и в качестве коррозионностойких сплавов [55]. Карбиды хрома и молибдена представляют определенный интерес в качестве компонентов карбидных твердых растворов в сплавах для обработки материалов резанием.

По сравнению с простыми сплавами карбид — связующий металл значительно большее техническое значение имеют двух- и многокомпонентные твердые сплавы и сплавы на основе твердых растворов. Технологически правильное получение твердых растворов способствует повышению твердости в соответствующих бинарных или тройных системах и, что очень важно, самоочищению карбидов от свободного углерода, окислов или нитридов. Благодаря самоочищению получают однородные, хорошо спекающиеся карбидные компоненты, что является необходимой предпосылкой для получения беспористых твердых сплавов высокой прочности.

Взаимная растворимость карбидов металлов групп IVa и Va периодической системы подробно описана в книге «Твердые материалы» [18]. Все пары карбидов, за исключением $ZrC-VC$ [138] и $HfC-VC$ [139], обладают полной взаимной растворимостью.

Что касается растворимости карбидов металлов групп IVa и Va с карбидами металлов группы VIa, то Новотным и Киффером установлено, что карбиды с кубическими решетками растворяют, например, значительное количество карбида молибдена, тогда как обратная растворимость почти отсутствует. Систематические рентгенографические исследования растворимости карбида хрома в кубических карбидах проведены лишь в последнее время Хинньюбером и Рюдигером [35, 140]. По-видимому, растворимость Cr_3C_2 в кубических карбидах меньше, чем Mo_2C .

Все сказанное об образовании твердых растворов в двухкомпонентных системах в основном справедливо и для трехкомпонентных систем, что было доказано на твердых растворах $TaC-NbC$ с карбидом молибдена [138]. Комбинируя наиболее интересные карбиды металлов групп IVa, Va и VIa, получают карбидные пары, которые можно подразделить на шесть групп. В табл. 32 приведены эти группы карбидов и одновременно

приведена их оценка, которая, по мнению Киффера и Кёльбля [55], характеризует техническое значение твердых сплавов из этих карбидных пар с точки зрения современного уровня твердосплавной техники. Возможность практического применения сплавов уменьшается с увеличением характеристического числа.

Таблица 32

Бинарные сплавы карбидов

Группа IVa TiC, ZrC, HfC	Группа Va VC, NbC, TaC	Группа VIa Cr_3C_2, Mo_2C
TiC—ZrC ZrC—HfC (2)* ¹ (2)	VC—NbC NbC—TaC (3) (3)	$Cr_3C_2—Mo_2C$ (5)
HfC—VC (1)	TaC— Cr_3C_2 (4)	
TiC—HfC ZrC—VC (1) (3)	VC—TaC NbC— Cr_3C_2 (3) (4)	
HfC—NbC (2)	TaC— Mo_2C (3)	
TiC—VC ZrC—NbC (1) (3)	VC— Cr_3C_2 NbC— Mo_2C (4) (3)	
HfC—TaC (2)	VC— Mo_2C (3)	
TiC—NbC ZrC—TaC (2) (3)		
HfC— Cr_3C_2 (2)		
TiC—TaC ZrC— Cr_3C_2 (2)* ² (5)		
HfC— Mo_2C (2)		
TiC— Cr_3C_2 ZrC— Mo_2C (2) (5)		
TiC— Mo_2C (1)		

*¹ Техническое значение сплава снижается с увеличением цифры, заключенной в скобках. *² Содержание Cr_3C_2 до 10%.

Среди бинарных сплавов особое техническое значение приобрели титанокарбидные пары, в частности сплавы TiC— Mo_2C , TiC—VC, TiC—NbC и TiC— Cr_3C_2 . Системы, содержащие ZrC и HfC, пока еще изучены недостаточно.

Свойства новых твердых сплавов на основе $TiC-Mo_2C$

Состав, %			Плотность, г/см ³	Твердость по Роквеллу HRA	Предел прочности при изгибе, кг/мм ²
TiC	Mo ₂ C	Ni			
70,4	17,6	12	5,8	90,5	98—108
68,8	17,2	14	5,91	90,0	102—112
44	44	12	6,94	89,5	98—106
43	43	14	6,98	89,5	102—110

Первые твердые сплавы, применявшиеся для высокоскоростного резания стали и других материалов, дающих сливную стружку (чистый твердый сплав $WC-Co$, как известно, применяется только для обработки чугуна и других материалов, дающих стружку надлома, или при обработке мягких и среднетвердых сталей, но со скоростями резания, превышающими лишь в 2—3 раза скорость резания быстрорежущей сталью), содержали значительное количество карбида титана наряду с другими карбидами металлов группы VIa. Из этих сплавов первым был выпущен в 1930 г. сплав «Титанит S» ($TiC-Mo_2C-Ni$) для обработки стали¹. Твердость сплавов $TiC-Mo_2C-Ni$, например, с 15% связующего металла достигает максимальных значений при 55—80% TiC . Следует отметить, что сплавы этой системы, отличающиеся высокой твердостью, превосходят по твердости сплавы наиболее технически важной системы $WC-Co$ на 1—1,5 ед. HRA. Поскольку, однако, предел прочности при изгибе этих сплавов, имеющих плохую теплопроводность, составляет лишь 50—60% прочности сплавов $WC-Co$, они не могут заменить последние при обработке чугуна. В табл. 33 приведены данные твердости, предела прочности при изгибе и плотности неко-

торых сплавов на основе $TiC-Mo_2C$ с различными связками, главным образом с Ni и Ni—Cr. Сплавы с высоким содержанием никеля, хотя и имеют более высокий предел прочности при изгибе, из-за низкой твердости являются недостаточно износостойкими для обработки стали [3]. В результате проведения производственно-технологических мероприятий в последнее время удалось значительно повысить предел прочности при изгибе сплавов с низким содержанием никеля (табл. 34). В настоящее время безвольфрамовые твердые сплавы на основе $TiC-Mo_2C$ являются наиболее перспективными и эффективными. Сплавы $TiC-Mo_2C-Ni$ с успехом применяют для чистовой обработки стали. На рис. 36

Таблица 33

Свойства титанолибденовых твердых сплавов со связками из Ni и Ni—Cr

Состав, %			Плотность, г/см ³	Твердость по Роквеллу HRA	Предел прочности при изгибе, кг/мм ²
Mo ₂ C	TiC	Ni, Cr			
85	—	15Ni	8,8	82,5	60
—	85	15Ni	5,5	91,5	70
42,5	42,5	15Ni	6,9	91	90
30	55	15Ni	6,4	91,5	85
20	65	15Ni	6,2	92	80
12	73	15Ni	6,1	92	70
8	77	15Ni	6,0	92,5	70
3	82	15Ni	5,2	92	70
35	35	28Ni, 2Cr	7,1	86	110
15	58	25Ni, 2Cr	6,1	87	100
15	63	20Ni, 2Cr	5,9	87,5	100

¹ Патент (австр.) № 160172, 1931 и др.Рис. 36. Микроструктура сплава 72% TiC , 18% Mo_2C и 10% Ni ($\times 2000$)

Таблица 35

**Свойства твердых сплавов на основе TiC—Mo₂C,
пропитанных сплавом Ni—Cr**

Номер образца	Состав каркасного тела, %	Способ пропитки, состав пропитывающего сплава, режим пропитки	Пропитанный сплав		
			состав, %	твердость HRA	свойства
1	97TiC, 3Mo ₂ C	Погружение в расплав, Ni—Cr 80/20, 1550° С, 3 мин, вакуум	22,5Ni, 5,7Cr, 2,1 Mo ₂ C, остальное TiC	84,5—85	Плотный, вязкий
2	95TiC, 5Mo ₂ C	Погружение в расплав, 72,7Ni, 17,3Cr, 10TiC, 1550° С, 3 мин, вакуум	Не определяли	85	Плотный, вязкий
3	90TiC, 10Mo ₂ C	Метод накладки, Ni—Cr 80/20, 1400° С, 15 мин, вакуум	22,9Ni, 5,5Cr, 7,1Mo ₂ C, остальное TiC	85—86	Менее вязкий, чем образцы 1 и 2
4	70TiC, 20Mo ₂ C	Метод накладки, Ni—Cr 80/20, 1400° С, 15 мин, вакуум	22,6Ni, 5,6 Cr, 21,4 Mo ₂ C, остальное TiC	86—87	Менее вязкий, чем образец 3
5	50TiC, 50Mo ₂ C	Метод накладки, Ni—Cr 80/20, 1400° С, 15 мин, вакуум	22,3Ni, 5,7Cr, 35,8Mo ₂ C, остальное TiC	86—87	Менее вязкий, чем образец 4

показана микроструктура твердого сплава с 72% TiC, 18% Mo₂C и 10% Ni.

Киффер и Кельбль [81] подробно исследовали сплавы TiC—Mo₂C со связками Ni—Cr и Co—Cr, полученные методом пропитки. Смесь из 3—50% Mo₂C и TiC — остальное прессовали под давлением 4—6 Т/см² и затем спекали в течение 2 ч при 1500° С в угольной трубчатой печи в атмосфере водорода. Полученные пористые каркасные тела пропитывали соответствующим сплавом в вакууме. Во избежание растворения карбидного тела к пропитываемому сплаву добавляли некоторое количество TiC. В табл. 35 приведены свойства сплавов на основе TiC—Mo₂C, полученных пропиткой Ni—Cr. Добавка Mo₂C повышает твердость сплава, но снижает его

Таблица 36

**Свойства твердых сплавов на основе TiC—Mo₂C,
пропитанных сплавами на основе Co—Cr**

Номер образца	Состав каркасного тела, %	Состав пропитывающего сплава	Твердость HRA	Свойства
1	97TiC, 3Mo ₂ C	80Co, 20Cr	Не менее 88	Весьма вязкий *
2	95TiC, 5Mo ₂ C		Не менее 88	Вязкий
3	97TiC, 3Mo ₂ C	72,7Co, 17,3Cr, 10TiC	Не менее 88	»
4	95TiC, 5Mo ₂ C		88,5	»
5	97TiC, 3Mo ₂ C	66Co, 28Cr, 6Mo	90—90,5	Пористый, менее вязкий, чем образцы 1 и 3
6	95TiC, 5Mo ₂ C		90,5	Пористый, менее вязкий, чем образцы 2 и 4
7	97TiC, 3Mo ₂ C	65Co, 28Cr, 6Mo, 1C	91	Пористый, менее вязкий, чем образцы 1 и 3
8	95TiC, 5Mo ₂ C		Не менее 91	Пористый, менее вязкий, чем образцы 2 и 4

Примечание. Вязкость определяли путем разрушения образцов ударами молотка.

вязкость. В табл. 36 приведены свойства некоторых твердых сплавов на основе TiC—Mo₂C, полученных пропиткой сплавами Co—Cr и Co—Cr—Mo. Повышая давление прессования (8—10 т/см²) или применяя предварительное спекание (1600—2000° С), можно снизить пористость каркасного тела, а следовательно, и содержание пропитывающего сплава. Сплавы, содержащие в качестве связки 10—16% Ni—Cr или 12—20% Co—Cr, можно успешно применять для обработки стали; эти сплавы всегда несколько более вязкие, чем обычные спеченные сплавы.

В табл. 37 приведены сплавы TiC—VC, TiC и VC с 10% Ni в качестве связки¹ [55]. Эффективность сплавов 3 и 4 при обдирочной и чистовой обработке стали аналогична эффективности твердых сплавов WC—TiC—Co состава 78/16/6 или 76/15/9 [121, 122, 132, 133, 135, 141]. Сплавы типа 3 применяли во время второй мировой войны для пескоструйных сопел и в меньшем объеме для изнашивающихся деталей и т. п.

Таблица 37

Свойства сплавов на основе TiC—VC

Номер сплава	Состав, %			Твердость по Роквеллу HRA	Предел прочности при изгибе, кг/мм ²	Плотность, г/см ³
	TiC	VC	Ni			
1	90	—	10	92,5	70—80	4,8
2	—	90	10	89	60—70	5,45
3	65	25	10	93,5	90—100	5,05
4	45	45	10	92,5	90—100	5,15
5	25	65	10	92	70—80	5—25

Сплав 5 с 65% VC из-за низкого предела прочности при изгибе не пригоден для грубых обдирочных работ. На рис. 37 показана микроструктура горячепрессованного сплава, соответствующего сплаву 4 (см. табл. 37); при чистовой обработке стали этот сплав обладает такой же эффективностью, как и твердый сплав WC—TiC—Co состава 78/16/6, а при обдирочной обработке достигает примерно 75% эффективности сплава WC—TiC—Co состава 76/15/9 [122, 133, 135].

Сплавы TiC—VC со связкой Fe, Ni и Co подробно исследовал Хольцбергер [135]. В табл. 38 приведены величины твердости и предела прочности при изгибе некоторых исследованных сплавов. Используемые карбиды ванадия содержали 15% C(V₄C₃) и 11% C(V₂C). Максимальная твердость была достигнута при соотношении TiC к V₄C₃, равном 3:1.

Наилучшие показатели предела прочности при изгибе получены при использовании в качестве связки сплава из 75% Fe и 25% Ni; при этом твердость ока-

¹ Патент (герм.) № 748933, 1938.

Таблица 38

Свойства твердых сплавов TiC—VC с различными связками

Состав карбидов, %	Состав связующего металла, %	Твердость по Роквеллу HRA	Предел прочности при изгибе, кг/мм ²
22V ₄ C ₃ * ¹ + 66TiC (25/75)	12Fe	91	58
	9Fe + 3Ni	90,5	61
	12Co	89	58
	12Ni	87	56
16V ₄ C ₃ + 72TiC (18/82)	12Fe	90,5	61
	9Fe + 3Ni	90	62
	12Co	89	61
	12Ni	86,8	57
22V ₂ C* ² + 66TiC (25/75)	9Fe + 3Ni	91,8	75
	12Co	91	70
	12Ni	90	64
	9Fe + 3Ni	91,5	77
16V ₂ C + 72TiC (18/82)	12Co	90,7	73
	12Ni	90	66

*¹ Содержание углерода ~ 15%. *² Содержание углерода ~ 11%.

зывается несколько ниже, чем в случае чистого железа, но выше, чем у сплавов со связкой из кобальта или никеля. Применяя карбид ванадия с 11% C(V₂C), мак-

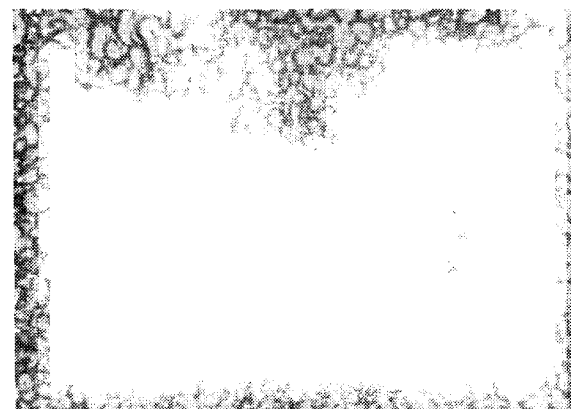


Рис. 37. Микроструктура сплава 45% TiC, 45% VC и 10% Ni, полученного горячим прессованием (×500)

Таблица 39

Стойкость при резании безвольфрамовых твердых сплавов

Состав, %	Содержание $C_{общ}$, %	Стойкость при резании*, %	Вид износа	Напаиваемость
66TiC+22VC+ +9Fe+3Ni	14,5	20	Выкрашивание	Плохая
То же	13,5	40	Сильное истирание, частичное выкрашивание	Хорошая
» »	12,8	60	Небольшая лунка износа, нормальное притупление	»
То же+1,5Cr	12,7	80	Нормальное притупление, частичное выкрашивание	»
72TiC+16V ₂ C+ +9Fe+3Ni	12,8	40		

* По сравнению с твердым сплавом WC—TiC—Co (78/16/6).

симальную твердость получают при отношении TiC к V₂C, равном 3:1. Следует отметить, что низкое содержание связанного углерода, т. е. большое число дефектов решетки, приводит к большей твердости и более высокому пределу прочности при изгибе.

В табл. 39 приведены результаты практического опробования некоторых сплавов и сопоставлена их производительность при обдирочных работах с производительностью сплава WC—TiC—Co 78/16/6. Особо примечательным является влияние пониженного содержания C и добавки 1,5% Cr.

В табл. 40 приведены данные Кельбля об износе твердых сплавов TiC—VC при обдувке песком (применяли метод, аналогичный методу Аммана [141]). Путем горячего прессования можно достигнуть такой же величины износа, как и у сплава WC—Co с 5% Co. У этого сплава, изготовленного методом горячего прессования, в свою очередь обнаруживается 40% износа по сравнению с таким же сплавом, полученным обычным спеканием. В табл. 40 приведены данные о сплаве, состоящем из карбидов титана и хрома с 5% Cr. Согласно Кифферу [142], содержание более 10% хрома или карбида хрома приводит к повышению твердости и увеличению хрупкости сплавов. Поэтому применение карбида хрома в бинарных или тройных сплавах строго ограничено.

Таблица 40

Данные по износу твердых сплавов и твердых материалов, полученные методом пескоструйной обработки (по Кельбю)

Состав, %	Плотность, г/см ³	Твердость HRA	Потеря в массе, г	Износ, мм ³
65TiC, 25VC, остальное Fe и Ni (обычное спекание)	5,7	92	1,4	190
65TiC, 25VC остальное Fe и Ni (горячее прессование)	5,9	94,5	0,38	70
90TiC, остальное Fe и Cr (горячее прессование)	5,2	93	0,42	102
95WC, 5Co	14,7	90	0,9	63
95WC, 5Co (горячее прессование)	15,0	92,5	0,35	22
WC (литой)	16,3	93	0,46	26
Карбид бора (16,5 C)	2,45	95	0,010	4,5
95 карбида бора (20 C), 5Fe	2,60	95	0,007	3,4

Из остальных бинарных сплавов, приведенных в табл. 32, определенное техническое значение имеют сплавы из TiC—ZrC, TiC—NbC¹, TiC—TaC и TaC—Mo₂C для чистовой обработки. В табл. 41 приведены свойства некоторых сплавов этой группы [3, 55].

Таблица 41

Свойства бинарных безвольфрамовых твердых сплавов

Состав, %					Количество связующего металла, %	Плотность, г/см ³	Твердость по Роквеллу HRA	Предел прочности при изгибе, кг/мм ²
TiC	ZrC	NbC	TaC	Mo ₂ C				
68,8	17,2	—	—	—	14Co	5,51	92,5	75—82
51,6	34,4	—	—	—	14Co	6,65	88,5	65—69
69,6	—	17,4	—	—	12Ni + 1Cr	5,6	89	84—90
72	—	18	—	—	10Co	5,6	91	70—80
36	—	54	—	—	10Co	6,1	90	70—80
18	—	72	—	—	10Co	7,2	89	75—85
42,5	—	—	42,5	—	15Ni	8,7	89	80—90
—	—	—	42,5	42,5	15Ni	10,6	87	60—70

Тройные и многокомпонентные сплавы

Поскольку возможности разработки сплавов исключительно велики, а сплавы слишком мало систематиче-

¹ Патент (австр.) № 162238, 1944.

ски исследованы, в данном разделе подробно рассматриваются только такие сплавы, техническое и экономическое значение которых доказано опытным путем. Для некоторых других сплавов приведены только свойства.

В работе Киффера и Кёльбля [55] приведена схема тройных, четверных и многокомпонентных безвольфрамовых сплавов из карбидов металлов групп IVa—VIa периодической системы:

Основа	Добавки	
Группа IVa (TiC—ZrC—HfC) 50% и более	Группа Va (VC—NbC—TaC) 0—50%	Группа VIa (Mo ₂ C) 0—30%
Группа Va (VC—NbC—TaC) 50%, и более	Группа IVa (TiC—ZrC—HfC) 0—50%	Группа VIa (Cr ₃ C ₂) 0—10%

В этой схеме основными карбидами являются карбиды металлов группы IVa или карбиды металлов группы Va. Тройные сплавы могут быть образованы из двух групп периодической системы или из трех карбидов металлов группы IVa или Va. Карбиды хрома и молибдена вряд ли пригодны в качестве основных карбидов для режущих сплавов из-за недостаточной твердости и большой хрупкости.

Исследования тройных и четверных безвольфрамовых сплавов показали, что разработанные Киффером¹ сплавы на основе карбида титана и карбида ванадия имеют особое техническое значение. Эти сплавы в качестве заменителей и с экономической точки зрения представляют наибольший интерес. Практические исследования сплавов TiC—VC—NbC, TiC—VC—TaC и TiC—VC—Mo₂C показали, что при правильном дозировании третьего карбида эти сплавы имеют существенные преимущества перед бинарными сплавами из карбида титана и сплавами из карбида ванадия как с точки зрения их производства, так и применения. Слишком низкие или слишком высокие добавки не дают никаких результатов или даже сказываются отрицательно.

Исследовали также тройные системы TiC—NbC—TaC, TiC—VC—TaC, TiC—VC—NbC и TiC—TaC—Mo₂C. Важные в техническом отношении сплавы, содержащие карбид молибдена, находятся, по-видимому, лишь в об-

Таблица 42

Свойства тройных безвольфрамовых твердых сплавов с различными связками

Состав, %				Количество связующего металла, %	Плотность, г/см ³	Твердость по Роквеллу HRA	Предел прочности при изгибе, кг/мм ²
TiC	VC	NbC	TaC				
72	—	6	12	10Co	5,7	91,5	85—100
45	—	15	30	10Co	6,6	90,5	80—90
18	—	24	48	10Co	7,7	90	75—85
61,6	17,6	8,8	—	9Fe + 3Ni	6,28	92,5	80—90
59,5	17	8,5	—	11Fe + 4Ni	6,29	92	80—90
61,6	17,6	8,8	—	12Co	6,28	93	70—80
60,9	8,7	17,4	—	9Fe + 3Ni + 1Cr	5,6	90,5	60—70
53	20	10	5Mo ₂ C	6Fe + 3Ni + 3Co	6,3	92	100—105

ласти твердых растворов. В табл. 42 приведены свойства некоторых исследованных сплавов.

Из четверных сплавов, по мнению Киффера и Кёльбля [55], техническое и экономическое значение имеют сплавы, состоящие из 45—65% TiC, 5—40% VC, 3—25% NbC и 1—20% Mo₂C с 10—15% металла из группы железа. Они спекаются лучше, чем соответствующие сплавы на основе TiC—VC без NbC и Mo₂C, и поэтому могут быть изготовлены с большей надежностью и без горячего прессования. По пределу прочности при изгибе эти сплавы превосходят соответствующие бинарные сплавы. Сплав с 53% TiC, 20% VC, 10% Nb и 5% Mo₂C (см. табл. 42) по износостойкости и надежности при изготовлении и применении довольно близок к сплаву WC—TiC—Co состава 78/16/6. Согласно Кифферу и Кёльблю¹ [55], этот сплав, полученный обычным спеканием, обладает твердостью 91—92 HRA и пределом прочности при изгибе 90—105 кг/мм².

Литература

1. Becker K. Z. Physik, 1933, Bd 34, S. 185—198; Hochschmelzende Hartstoffe und ihre technische Anwendung, Verlag Chemie, Berlin, 1933, S. 98.
2. Skaupy F. Metallkeramik, 4. Aufl., Verlag Chemie, Weinheim, Bergstraße 150, S. 198.

¹ Патент (герм.) № 748933, 1938.

¹ Патент (австр.) № 166036, 1948.

3. Kieffer R. Pulvermetallurgie und Sinterwerkstoffe, 2. Aufl., Springer-Verlag, Berlin (Göttingen) Heidelberg, 1948, S. 296—305.
4. Beutel H. Techn. Mitt. Essen, 1959, Bd 52, S. 218—228; Maschinenmarkt, 1960, Bd 66, № 11, S. 35—36; № 19, S. 35—41; 4. Fokoma, München, 1959, Bd 1, S. D127—D136.
5. Nishimatsu C., Gurland J. Trans. Amer. Soc. Metals, 1960 v. 52, p. 469—484.
6. Schwarzkopf P. Powder Metallurgy, Macmillan, N. Y., 1947, p. 207, 216.
7. Goetzel C. Treatise on Powder Metallurgy, Intersci. Publ., N. Y., 1950, v. 11, p. 131, 132, 135, 147, 1952, v. 111.
8. Engle E., Wulff J. Powder Metallurgy, Am. Soc. Met., Cleveland, 1942, p. 436—453.
9. Ammann E., Hinnüber J. Stahl und Eisen, 1951, Bd 71, S. 1081—1090.
10. Kevley F. Trans. Amer. Soc. Steel Treat., 1932, v. 19, p. 233—243.
11. Мальков Л. П., Хохлова А. В. Редкие металлы, 1935, т. 4, № 1, с. 10—23.
12. McKenna P. Ind. Engng. Chem., 1936, v. 28, p. 767—772.
13. McKenna P. Am. Inst. Min. Met., Engng, 1938, v. 128, p. 90—101.
14. Sukes W. Am. Inst. Min. Met. Engng., Techn. Publ., № 924, 1938.
15. Powers J., Loach W. Steel, 1953, v. 133, № 16, p. 93—96.
16. Kieffer R. a. o. Metall, 1959, Bd 13, S. 919—922.
17. Petrdlik M. u. a. Hutnicke Listy, 1957, sv. 12, s. 617—618; Neue Hütte, 1958, Bd 3, S. 483—489.
18. Kieffer R., Benesovsky F. Hartstoffe, Springer-Verlag, Wien, 1963, S. 211, 278.
19. Hinnüber J. Techn. Mitt. Krupp, 1954, Bd 12, S. 5—12, 81—88; Techn. Mitt. Essen, 1954, Bd 47, S. 183—190; Symposium on Powder Metallurgy, 1954, Iron Steel Inst., L., 1956, p. 305—310.
20. Hinnüber J. Fortschrittliche Fertigung und moderne Werkzeugmaschinen, Girardet, Essen, 1954, S. 56—60; Techn. Mitt. Krupp, 1955, Bd 13, S. 66—68.
21. Bernard R. Metallurgia ital., 1955, v. 47, p. 245—250.
22. Agte C., Petrdlik M. Strojirenstvi, 1955, sv. 5, s. 358—362.
23. Agte C. Neue Hütte, 1955, Bd 1, S. 333—338; 1957, Bd 2, S. 537—544.
24. Dufek V., Likes J. Hutnicke Listy, 1959, sv. 14, s. 791—796.
25. Hinnüber J. a. o. Powder Metallurgy, 1961, № 8, p. 1—24.
26. Palmquist S. Arch. Eisenhüttenwes., 1962, Bd 33, S. 629—633.
27. Kohlermann R., Dübel W. Neue Werkstoffe durch pulvermetallurgische Verfahren, Akademie-Verlag, Berlin, 1964, S. 78—87.
28. Рыбальченко Р. В. и др. Изв. АН СССР, ОТН, Metallurgiya i toplivo, 1961, № 4, с. 83—89.
29. Hinnüber J., Kinna W. Techn. Mitt. Krupp, 1961, Bd 19, S. 130—153, Stahl und Eisen, 1962, Bd 82, S. 31—46.
30. Dawihl W., Altmeyer G. Ann. Univ. Saraviensis Naturwiss. Sci., 1960/61, v. 9, № 1/2, p. 121—161.
31. Booss H. Metall, 1957, Bd 11, S. 22—23.
32. Nowotny H. u. a. Berg- u. Hüttenmänn. Mh., 1951, Bd 96, S. 6—8.
33. Pfisterer H., Kasperek H. Z. Metallkunde, 1955, Bd 46, S. 574—578.
34. Carhoni E. Metallurgie, Ital. 1962, v. 54, p. 505—515.
35. Hinnüber J., Rüdiger O. Arch. Eisenhüttenwes., 1953, Bd 24, S. 267—274; Iron Steel Inst., Spec. Rep. № 58, L., 1956, p. 53—58.
36. Hinnüber J. u. a. Arch. Eisenhüttenwes., 1956, Bd 27, S. 259—267; 2. Plansee Seminar, Reutte—Tirol, 1955, S. 130—153; Techn. Mitt. Krupp, 1954, Bd 16, S. 140—142.
37. Ludwig Ch., Hoffmann E. Fertigungstechnik, 1952, Bd 2, S. 155, 322.
38. Witthoff J. Werkstattstechn. und Maschinenbau, 1957, Bd 47, S. 603—610.
39. Agte C., Kohlermann R. Fertigungstechnik, 1958, Bd 8, S. 349—352; Technik, 1957, Bd 12, S. 686—689.
40. Rauhut H. DIN Mitt., 1956, Bd 35, S. 463—466.
41. Hilbes W. Techn. Mitt. Essen, 1959, Bd 52, S. 211—217.
42. Prospekt Carboly Co., Detroit, 1951.
43. Ogawa K., Fukatsu T. Nippon Kinzoku Gakkai-Sci., 1957, v. 21, p. 286—290; Bull. Chem. Soc. Japan, 1956, v. 29, p. 388—395.
44. Okubo D. a. o. J. Chem. Soc. Japan, 1960, v. 63, p. 1149—1153.
45. Fukatsu T. J. Japan Soc. Powder Metallurgy, 1961, v. 8, p. 247—252.
46. Григорьева В. В., Клименко В. Н. Цветные металлы, 1960, № 1, с. 61—70; Порошковая металлургия, 1962, № 3, с. 86—88.
47. Lidman W., Hamjian H. NACA, Techn. Note, № 249, 1951, 2731, 1952; J. Metals, 1953, v. 5, p. 696—699, Disk.; 1954, v. 6, p. 700.
48. Cech B. Hutnicke Listy, 1956, sv. 9, s. 419—424; 1958, sv. 13, s. 113—122, 955—960.
49. Григорьева В. В. и др. Вопросы порошковой металлургии, Изд-во АН УССР, Киев, 1958, т. 5, с. 80—89.
50. Merz A., Uhlmann J. Ber. II Internat. Pulvermet. Tagung Eisenach, 1961; Akademie-Verlag, Berlin, 1962, S. 431—435, 450.
51. Patton W. Iron Age, 1951, v. 168, № 17, p. 57.
52. Machinery, N. Y., 1951, v. 58, № 3, p. 185—186; Materials and Methods, 1951, v. 34, № 6, p. 69; Tool Engng., 1951, v. 27, Nov., p. 49; Iron Age, 1952, v. 169, № 1, p. 205.
53. Gillespie J. Wallace I. Steel, 1952, v. 130, № 16, p. 84.
54. Kennedy J. Steel, 1952, v. 131, № 5, p. 92—94; Materials and Methods, 1952, v. 36, № 2, p. 166—174; Precision Metal Molding, 1952, v. 10, № 10, p. 105—108; Production Engng., 1953, v. 24, № 8, p. 154—157.
55. Kieffer R., Kölbl F. Vortrag IPT Graz., 1948, Ref. № 28; Powder Met. Bull., 1949, v. 4, p. 4—17.
56. Мельничук П. И. и др. ФММ, 1960, т. 9, с. 918—921.
57. Григорьева В. В., Клименко В. Н. Сплавы на основе карбида хрома. Изд. АН УССР, Киев, 1961.
58. Григорьева В. В. и др. Порошковая металлургия, 1964, № 1, с. 77—80.
59. Зарубини Н. М., Трубников Р. А. Редкие металлы, 1935, т. 4, № 2, с. 38—40; № 6, с. 18—23.
60. Uhlmann J. Wiss. Z. Techn. Hochsch., Dresden, 1960, Bd. 9, S. 119—202.

61. Pozzo R., West J. Cermets., Reinhold Publ., N. Y., 1960, p. 150—153.
62. Chech B. Hutnicke Listy, 1958, sv. 13, s. 113—123; Neue Hütte, 1958, Bd 3, S. 300—302; Probleme der Pulvermetallurgie, Slov. Akad. Wiss., Bratislava, 1964, s. 39—51.
63. Crha Z. Probleme der Pulvermetallurgie. Slov. Akad. Wiss., Bratislava, 1964, s. 179—188; Hutnicke Listy, 1961, sv. 16, s. 421—424.
64. INCO, 1957, v. 27, № 1, p. 33.
65. Metal Progr., 1959, v. 76, № 1, p. 114.
66. Cooper A., Colteryahn. NACA RM E51, I10, 1951.
67. Redmond J., Graham J. Metal Progr., 1952, v. 61, № 4, p. 67—70.
68. Blumenthal H., Silverman R. J. Metals, 1955, v. 7, p. 317—322.
69. Kundsen F., Mörelund R., Geller R. J. Amer. Ceram. Soc., 1955, v. 38, p. 312—323.
70. Pfaffinger K. Planseeber. Pulvermetallurgie, 1955, Bd 3, S. 17—33.
71. Redmond J. e. a. WADC 57—25, 1956.
72. Trent E., Carter A. Symposium on Powder Metallurgy, 1954, Iron and Steel Inst., L., 1956, p. 272—276.
73. Harry G. a. o. Symposium on Powder Metallurgy 1954, Iron Steel Inst., L., 1956, p. 282—292.
74. Havelkotte W. 2. Plansee Seminar, Reutte—Tirol, 1955, S. 111—129; Metal Progr., 1953, v. 64, № 6, p. 67—70; 1956, v. 69, № 4, p. 56—61.
75. Pfaffinger K. a. o. A. Soc. T. M. Spec. Techn. Publ. № 174, 1956, p. 90—99.
76. Skolnick L., Goetzel C. A. Soc. T. M. Spec. Techn. Publ. № 174, 1956, p. 103—109.
77. Goetzel C., Adamec J. Metal Progr., 1956, v. 70, № 6, p. 101—106.
78. Lavendel H., Goetzel C. WADC Techn. Rep. 57—135, 1957.
79. Judkins M. Metals for Supersonic Aircraft and Missiles. Amer. Soc. Met., Cleveland, 1958, p. 340—352.
80. Wambold J., Redmond J. High Temperature Materials, J. Wiley, N. Y., 1959, p. 125—139; Cermets, Reinhold Publ. N. Y., 1960, p. 122—129.
81. Kieffer R., Kölbl F. Z. anorg. Chem., 1950, Bd 262, S. 229—247; Berg- u. Hüttenmänn. Mh., 1950, Bd 95, S. 49—58.
82. Бродин И. С. и др. Твердые сплавы, Metallurgizdat, 1960, т. 2, с. 135—147.
83. Spinner S. J. Res. Nation. Bur. Standards, 1961, v. 65, p. 89—96.
84. Ellis J. Tool Engng., 1957, v. 38, № 4, p. 103—105; Iron Age, 1961, 2. March, p. 92—94.
85. Ellis J. a. o. Proc. 16th Meeting Met. Powder Assoc., N. Y., 1960, p. 75—88.
86. Epner M., Gregory E. Trans. Metallurg. Soc. A. I. M. E., 1960, v. 281, p. 117—121.
87. Prospekt. Ferro—TiC, Sintercast Corp., West Nyak, N. Y., 1961.
88. Epner M., Peckner D. Materials in Design Engng, 1962, v. 56, № 4, p. 114—115.

89. Goetzel C., Skolnick L. 2. Plansee Seminar, Reutte—Tirol, 1955, S. 92—98.
90. Allenwerth F. Werkstattstechnik, 1963, Bd 53, S. 375—379.
91. Epner M., Gregory E. Planseeber. Pulvermetallurgie, 1959, Bd 7, S. 120—128; Cermets, Reinhold Publ., N. Y., 1960, p. 146—149.
92. Ferro—TiC News, Prospekte Chromalloy, Corp., 1963—1964.
93. Баранов А. И. и др. Изв. АН СССР, ОТН, Metallurgiya i toplivo, 1959, № 2, с. 43—47.
94. Быстрова К. А. и др. Изв. АН СССР, ОТН, Metallurgiya i toplivo, 1960, № 4, с. 124—128.
95. Meyer O., Eilender W. Arch. Eisenhüttenwes., 1938, Bd. 11, S. 545—562.
96. Fink C., Meyerson G. Iron Age, 1932, v. 130, p. 8—9, 47.
97. Fink C. Foot Prints, 1933, v. 6, № 2, p. 1—15.
98. Зарубин Н. М., Сытин М. В. Редкие металлы, 1935, т. 4, № 4, с. 21—25; Заводская лаборатория, 1935, т. 4, с. 431—437.
99. Меерсон Г. А. и др. Редкие металлы, 1936, т. 5, № 3, с. 38—46.
100. Третьяков В. И., Титов Н. Д. Редкие металлы, 1934, т. 3, № 1, с. 24—26.
101. Dawihl W. Z. Metallkunde, 1952, Bd 43, S. 20—22.
102. Takeda S. Sci. Rep. Tohoku. Univ. Honda—Festband, 1936, p. 864—881.
103. Лифшиц Б., Короткоручко А. Заводская лаборатория, 1941, т. 7, с. 202—204.
104. Agte C., Wehner R. Fertigungstechnik, 1956, Bd 6, S. 385—388; Neue Hütte, 1955, Bd 1, S. 333—338, 421—424.
105. Köhlermann R., Wehner R. Technik, 1957, Bd. 12, S. 736—746; Fertigungstechnik, 1957, Bd 7, S. 498—500.
106. Чапорова И. Н., Щетилина Е. А. Твердые сплавы. Metallurgizdat, 1959, т. 1, с. 209—225; 1960, т. 2, с. 90—104.
107. Блатов В. Д. и др. Твердые сплавы. Metallurgizdat, 1960, т. 2, с. 37—45.
108. Tien Ke-Seng. Chosun Kwahak-won Tongbo, 1962, № 1, p. 8—9.
109. Edwards R., Raine T. 1. Plansee Seminar, Reutte—Tirol, 1952, S. 232—243.
110. Kieffer R., Benesovsky F. Berg- u. Hüttenmänn. Mh., 1949, Bd 94, S. 284—294.
111. Gurland J., Norton J. J. Metals, 1952, v. 4, p. 1051—1056.
112. Gücer D. Planseeber. Pulvermetallurgie, 1960, Bd 8, S. 119—121.
113. Agte C., Vacek J. Hutnicke Listy, 1953, sv. 8, s. 249—252.
114. Dufek V. Neue Hütte, 1959, Bd 4, S. 425—428.
115. Petrdlik M., Dufek V. Hutnicke Listy, 1959, sv. 14, s. 786—790.
116. Функе В. Ф. и др. Вестник машиностроения, 1962, т. 42, № 3, с. 79—82.
117. Третьяков В. И. и др. Твердые сплавы, Metallurgizdat, 1960, т. 2, с. 79—81.
118. Мальков Л. П., Виккер И. В. Вестник металлпромышленности, 1936, т. 16, с. 75—82.
119. Функе В. Ф. и др. Изв. АН СССР, ОТН, Metallurgiya i toplivo, 1962, № 2, с. 113—118.

120. Kieffer R. Metall, 1950, Bd 4, S. 132—136.
121. F. I. A. T. Final Rep. № 772, p. 23, 34.
122. B. I. O. S. — Final Rep. № 925, p. 23, № 1076, p. 35.
123. Sindeband S. Trans. Amer. I. M. E., 1949, v. 185, p. 198—202.
124. Tool Engng., 1955, v. 34, p. 124—125.
125. Tangermann E. Metalworking Production, 1956, v. 100, p. 516—522.
126. Aviation Week, 1956, v. 64, № 1, p. 41—42.
127. Hook R. Iron Age, 1957, v. 179, № 11, p. 134—136.
128. Binder I., Roth A. Powder Met. Bull., 1953, v. 6, p. 154—162.
129. Steinitz R., Binder I. Powder Met. Bull., 1953, v. 6, p. 123—125.
130. DiCesare E. Symposium on Ceramic Cutting Tools. US Dep. Comm. PB 111757, 1955, p. 43—48.
131. Brewer R. Eng. Digest, 1959, v. 20, № 5, p. 205—208.
132. B. I. O. S. Final Rep., № 1385, p. 103.
133. Comstock G. Iron Age, 1945, v. 156, № 9, p. 36A—36L.
134. Trapp G. e. a. Symposium on Powder Metallurgy, Iron Steel Inst., Spec. Rep. № 38, L., 1947, p. 96.
135. Holzberger J., Krainer H. Diskussionsvortrag IPT, Graz, 1948.
136. Gurland J. J. Metals, 1957, v. 9, p. 512—513.
137. Machinery, 1954, v. 85, p. 241—242.
138. Nowotny H., Kieffer R. Metallforschung, 1947, Bd 2, S. 257—265.
139. Nowotny H. u. a. Mh. Chem., 1959, Bd 90, S. 669—679.
140. Rüdiger O. Metall, 1953, Bd 7, S. 967—969; Techn. Mitt. Krupp, 1954, Bd. 12, S. 22—24; 1956, Bd 14, S. 136—139.
141. Ammann E. Z. techn. Physik, 1940, Bd 21, S. 332—335, Stahl u. Eisen, 1947, Bd 66/67, S. 124—126.
142. D. R. G. M. 150555, 1941.

Глава III

ТВЕРДЫЕ СПЛАВЫ В КАЧЕСТВЕ ИЗНОСОСТОЙКИХ МАТЕРИАЛОВ

Твердые сплавы вначале нашли применение для изготовления волок, т. е. в тех случаях, когда требуется высокое сопротивление истиранию. В связи с этим в дальнейшем речь будет идти прежде всего о применении твердых сплавов в качестве износостойких материалов. Если же эта область применения и отходит в известной мере на задний план по сравнению с применением твердых сплавов для резания, то в будущем, как это уже было в 1940—1945 гг. при массовом изготовлении сердечников снарядов, соотношение может вновь стать обратным — применение твердых сплавов возрастет там, где потребуются высокое сопротивление износу.

Обширный контингент изнашивающихся изделий можно разделить соответственно их современному промышленному значению на следующие четыре группы:

- волоки;
- армированные твердыми сплавами детали бурового инструмента;
- сердечники снарядов;
- армированные твердыми сплавами быстро изнашивающиеся детали в машиностроении и приборостроении.

1. Общие вопросы износа

Под износом понимают обычно постепенное нежелательное изменение поверхности твердых тел, происходящее преимущественно вследствие механического давления мелких частиц материала [1, 2].

Научные исследования износа металлов и обычных сплавов ведутся уже примерно более 40 лет, а металло-керамических твердых сплавов — около 20 лет.

Для сопоставления сплавов по износу были разработаны многочисленные методы и испытательные лабораторные приборы. Вначале предполагали, что каждый материал должен обладать специфической, присущей только ему износостойкостью. Однако вскоре выяснилось, что проблема износа более сложна, чем это было принято считать раньше, и зависит от различных факторов [2—7]. Осложняющим моментом при этом является то обстоятельство, что большинство износостойких материалов обладает не гомогенной, а явно гетерогенной структурой.

Факторы, определяющие износ

Для уменьшения износа металлического материала и регулирования его с помощью легирующих добавок нужно выявить те отдельные факторы, которые влияют на ход процесса износа. Необходимо, однако, принять во внимание, что процесс износа металлокерамических твердых сплавов на основе карбидов металлов, изготовленных путем спекания с обусловленными этим особенностями структуры, часто протекает иначе, чем у остальных металлических материалов.

К заметно влияющим на стойкость твердых материалов и твердых сплавов факторам относятся: твердость, предел прочности при изгибе, предел прочности при сжатии, жаропрочность и структура, а в ряде случаев также коррозионная устойчивость и окалиностойкость [8]. Развитие режущих материалов от углеродистых сталей (быстрорежущие стали и стеллиты занимают промежуточное положение) до современных металлокерамических твердых сплавов, высокая износостойкость которых по сравнению со сталями связана с большим содержанием карбидов вольфрама, титана, тантала, ванадия и т. д., происходило с учетом знания перечисленных факторов.

Поскольку износ материала в значительной мере зависит от его твердости [9, 10], прежде всего требовалось тщательно изучить именно этот фактор. Дать объяснение понятию «твердость» очень трудно. Обычно твер-

дость определяют как свойство материала, связанное с сопротивлением проникновению другого тела или деформации, резанию, царапанию, истиранию.

Другие особенности проблемы твердости освещены в работах [11—13].

К наиболее широко применяемым способам испытания твердых сплавов на твердость относятся способы вдавливания алмазного конуса (Роквелл) и алмазной пирамиды (Виккерс). При применении этих способов необходимо учитывать, что все литые и спеченные металлоподобные материалы, а следовательно, и металлокерамические твердые сплавы состоят из массы однородных или разнородных кристаллов. При определении макротвердости обычными методами охватывается слишком большое количество кристаллов (в случае мелкодисперсных твердых сплавов свыше тысячи). Таким образом, испытание на макротвердость дает только среднюю величину твердости материала. В связи с этим для сплавов с гетерогенной структурой, например подшипниковых сплавов, быстрорежущих сталей с высоким содержанием карбидов и металлокерамических твердых сплавов, по макротвердости нельзя получить ясного представления об отдельных компонентах структуры. Лишь с помощью созданных в последнее время приборов для определения макротвердости [14—18] удалось определить твердость отдельных компонентов структуры [19—27]. Для определения твердости отдельных компонентов можно использовать также и метод Бирнбаума [28]. Данные по зависимости между макротвердостью, микротвердостью, микротвердостью царапанием (по Бирнбауму) и классическими величинами твердости минералов по шкале Мооса приведены в табл. 43. Для сопоставления в табл. 43 приведены также данные для различных компонентов структуры стали и твердых сплавов [5, 14, 20, 29, 30, 31—33].

Значительное влияние на износ режущих твердых сплавов в процессе резания и твердосплавных волок при горячем волочении проволоки оказывает также горячая твердость [34]. О горячей твердости сплавов типа WC—Co и типа WC—TiC—Co уже упоминалось выше. С увеличением содержания кобальта горячая твердость понижается, а добавление TiC несколько повышает ее. О большом влиянии, которое оказывает горячая твер-

Твердость различных минералов, а также стальных и твердосплавных деталей, определенная различными методами

Микротвердость										Твердость HRC	Склерометрическая твердость	Структурные компоненты стали или твердых сплавов
Минерал или твердый материал	Твердость		по Хрущову, кг/мм ² [30]			Твердость HB, кг/мм ²	Твердость HRC	Склерометрическая твердость	Структурные компоненты стали или твердых сплавов			
	по шкале Мооса	по расщеплен. шкале [29]	по Кнупу K100 [14]	по Виккерсу, кг/мм ²	по Хрущову, кг/мм ² [30]							
Тальк	1	1	—	—	2, 4	—	—	—	1—21	Феррит		
Гипс	2	2	32	30	36	30	—	—	10—57			
Известковый шпат	3	3	135	180	110	135	—	—	126—135			
Плавленый шпат	4	4	163	200	190	160	3	—	138—145	Перлит, аустенит		
Апатит	5	5	360—430	600	540	410	43	—	870—1740			
Полевой шпат	6	6	490—560—680	900	790	510	52	—	2100—2500	Мартенсит		
Кварц	7	7	710—790	1250	1120	600	60	—	~2500			
						640	61	—	2070—3900			

Продолжение табл. 43

Минерал или твердый материал	Твердость		Микротвердость				Твердость HB, кг/мм ²	Твердость HRC	Склеро- метри- ческая твер- дость	Структурные компо- ненты стали или твердых сплавов
	по шкале Мооса	по расщеп- лен- ной шкале Мооса [29]	по Кнупу K100 [14]	по Виккерсу, кг/мм ²	по Хрушову, кг/мм ² [30]					
Топаз	—	8	1130	1350	—	—	800	71	~2700	Цементит, стеллит
Гранат	—	9	1250	1400	1430	—	—	—	2770— 4440	
Плавленая ZrO ₂		10	—	—	—	—	HV 1300— 1500	HRA 87— 90	—	Металлокерамиче- ские твердые спла- вы, двойные кар- биды, карбиды*1
		11	1800	1900	—	—				
Корунд	9	12	2000	2800(2500— 3000)	2560*2(2150— 2900)	—	HV 1500— 1700	HRA 90— 92	3900— 8300	Металлокерамиче- ские твердые спла- вы, карбиды твердые растворы карбидов*3
Карбид кремния		13	2150	3500	3000	—	—	—	—	
Карбид бора	10	14	2300	3700	—	—	—	—	—	
		15	5500— 7000	~8000	10 060	—	—	—	—	
Алмаз										

*1 Металлокерамические твердые сплавы с 5—15% связки; двойной карбид 2FeC, 3Cr₃C, карбиды TaC, Mo₂C, 2060. Прим. перев. *3 Металлокерамические твердые сплавы с 1—15% связки; карбиды WC, TiC, ZrC, твердые растворы карбидов TiC-WC, TaC-TaC-WC. Прим. авторов.

дость на износ твердосплавных резцов при резании, см. ниже (см. также данные по режущей керамике на основе окиси алюминия).

Если бы твердость, например, алмаза, корунда, карбида кремния, карбида бора и тугоплавких карбидов металлов типа карбидов вольфрама и титана была единственным фактором, определяющим их износостойкость, то эти твердые материалы сами по себе были бы пригодны в качестве материалов для резания, для волок а также для вращательного и ударного бурения. Это, однако, бывает лишь в ограниченных случаях, причем лишь при тех рабочих процессах, когда от материала не требуется большой механической прочности. Алмаз при чистовом точении и шлифовании, т. е. при низких усилиях резания и небольшом сечении стружки, во много раз превосходит твердые сплавы. При черновом же точении, т. е. при высоких усилиях резания, большом сечении стружки и при прерывистом резании он совершенно непригоден. В волоках для чистового волочения алмаз превосходит все остальные материалы. Однако при больших диаметрах волок он не выдерживает высокого давления на поверхность и легко раскалывается. Алмаз хорошо подходит для вращательного бурения породы, но для ударного бурения менее пригоден, чем металлокерамические твердые сплавы. Карбид бора не пригоден для обдирочной обработки резанием и для волочения из-за низкой прочности. В качестве материала для сопел пескоструйных аппаратов карбид бора превосходит (в тех случаях, когда сопла работают при умеренном давлении) все остальные материалы, в том числе в пять раз — более прочные твердые сплавы.

Таким образом, в большинстве случаев, когда требуется износостойкость, необходимо, кроме того, принимать во внимание в качестве решающих факторов предел прочности при сжатии, предел прочности при изгибе, а также жаропрочность материала. В табл. 44 приведены данные по твердости, пределу прочности при изгибе и пределу прочности при сжатии различных твердых материалов, а также металлокерамических твердых сплавов типа WC—Co и WC—TiC—Co. Очень твердые алмаз и карбид бора обладают в то же время относительно низкими прочностными характеристиками. Зин-

Твердость, предел прочности при изгибе и предел прочности при сжатии твердых материалов и твердых сплавов

Твердый материал, твердый сплав	Твердость по Виккерсу HV, кг/мм ²	Предел прочности при изгибе, кг/мм ²	Предел прочности при сжатии, кг/мм ²
Алмаз	~8000*1	30	200
Карбид бора*2	3700*1	15—30	180
Карбид кремния	3500*1	10	100
Зинтеркорунд *3	2800*1	25—40	300
Литой карбид вольфрама	3000*1	30—40	200
Спеченный монокристалл вольфрама	2200*1	40—50	300
WC с 6% Co (крупнозернистый)	1500—1600	160—180	500
WC с 6% Co (мелкозернистый)	1600—1700	140—160	550
WC с 11% Co	1300—1400	160—200	460
WC с 13% Ca	1250—1350	170—210	450
WC с 20% Co	1050—1150	200—240	340
WC с 25% Co	900—1000	180—230	320
WC с 16% TiC+6% Co	1600—1700	110—120	430
WC с 14% TiC+8% Co	1550—1650	130—140	420
WC с 5% TiC+9% Co	1450—1550	150—160	460

*1 Микротвердость. *2 Литой или горячепрессованный. *3 Спеченный или горячепрессованный.

теркорунд и литой карбид вольфрама близко подходят друг к другу по своим механическим свойствам. По пределу прочности при изгибе и при сжатии металлокерамические твердые сплавы частично превосходят некоторые лучшие марки сталей. С увеличением содержания кобальта предел прочности при изгибе твердых сплавов возрастает при одновременном уменьшении твердости; это видно также из сопоставления с литым и спеченным чистым карбидом вольфрама.

Жаропрочность металлокерамических твердых сплавов является исключительно высокой, даже при тех температурах, при которых быстрорежущая сталь оказывается непригодной с этой точки зрения. Это можно объяснить, с одной стороны, структурной прочностью жесткого карбидного каркаса и, с другой стороны, до-

статочной жаропрочностью связующей фазы. По этой же причине металлокерамические твердые сплавы превосходят стали при горячей осадке [35—39].

У некоторых видов оборудования (насосы для откачки кислот, клапаны в химической промышленности и т. д.) детали из твердых сплавов наряду с механическим износом подвергаются также воздействию химических реагентов. В связи с этим необходимо знать коррозионную стойкость материала.

Устойчивость твердых сплавов к химическим воздействиям, согласно Давилу [40], определяется, с одной стороны, устойчивостью карбидной составляющей и, с другой стороны, устойчивостью металла — связки. Тугоплавкие карбиды, как правило, устойчивы к соляной, серной и плавиковой кислотам; в то же время они чувствительны к воздействию таких кислот-окислителей, как азотная кислота. В связи с тем, что металлы, используемые в качестве связки карбидных компонентов, в большинстве случаев растворимы в кислотах, кислотостойкость подобных сплавов определяется преимущественно кислотостойкостью связующей фазы. Коррозионное воздействие неокисляющих кислот заключается, следовательно, не в равномерном снятии поверхностного слоя, а в выщелачивании связующего металла. При этом либо остается карбидный каркас, либо происходит распад на отдельные карбидные зерна [41].

Регулирование факторов, определяющих износ

После того как исследователи убедились в том, что твердость, предел прочности при изгибе, жаропрочность и микроструктура являются определяющими факторами в отношении износа, возник вопрос — как можно повлиять на эти факторы.

Твердость можно регулировать, изменяя содержание связки или степень дисперсности карбидной и связующей фаз. По данным Мейера и Эйлендера [42], можно путем уменьшения размера зерен WC-фазы с 2—5 до 0,5—1 мкм повысить твердость сплавов WC—Co с 89—90 до 92—93 HRA. И, наоборот, в результате слишком высокой температуры или слишком большой длительности спекания [43] образуются крупные карбидные кристаллы. При этом снижается твердость и износостойкость твердых сплавов.

Другой способ повышения твердости металлокерамических твердых сплавов основан на введении в шихту вместо чистых карбидов твердых растворов карбидов. По данным работ [44 и 45] изоморфные карбиды металлов групп IVa и Va периодической системы (TiC, ZrC, VC, NbC и TaC) характеризуются полной взаимной растворимостью. Исключение составляет лишь ZrC—VC.

Согласно более поздним данным [46], карбид гафния ведет себя аналогично карбиду циркония. Так, в системе HfC—VC растворимость ограничена. Карбиды металлов групп IVa и Va хорошо растворяют карбиды металлов группы VIa (например, WC и Mo₂C). Напротив, карбиды металлов группы VIa либо вовсе не растворяют карбиды групп IVa и Va, либо, если и растворяют их, то в незначительном количестве. В структуре, например, твердых сплавов WC—TiC—Co или WC—TiC—TaC (NbC)—Co образуется наряду со связующей γ-фазой и α-фазой (чистый WC или твердый раствор крайне незначительных количеств TiC—TaC—NbC в WC) также и твердый раствор TiC—WC или TiC—TaC (NbC)—WC (β-фаза). Твердый раствор β при этом, как правило, несколько тверже, чем α-фаза. Наибольшая твердость твердых растворов при этом получается, как правило, при соблюдении некоторого определенного соотношения WC : TiC¹. Это явление наблюдается также у твердых растворов Mo₂C—TiC и др. [47]².

Предел прочности при изгибе, подобно твердости, в большой степени зависит от содержания связки. При одинаковом содержании связки предел прочности при изгибе можно изменять, изменяя степень дисперсности частиц карбидной или связующей фазы, а также режим спекания. В твердых сплавах WC—TiC—Co наличие TaC (NbC) в фазе твердого раствора заметно повышает предел прочности при изгибе.

Жаропрочность можно улучшить путем уменьшения содержания связки или путем образования твердого раствора в карбидной или связующей фазе. К WC добавляют преимущественно TiC, TaC, TaC—NbC, VC, Cr₃C₂ или Mo₂C, а к кобальту небольшие количества Fe, Ni, Cr или Mo. В некоторых случаях WC, являющийся основным

¹ Патент (герм.) № 720502, 1959.

² См. также патент (австр.) № 160172, 1931.

компонентом в износостойких твердых сплавах, заменяют твердыми растворами указанных карбидов.

Микроструктура твердых сплавов карбид—связка может варьироваться в широком диапазоне, т. е. от минимальной зернистости компонентов (размер зерен карбидной фазы 0,5—1 $\mu\text{м}$) до очень крупной (размер зерен карбидной фазы 5—50 $\mu\text{м}$). С измельчением зерна и увеличением степени дисперсности твердость возрастает и, наоборот, пластичность является, по-видимому, максимальной у сплавов WC—Co с 8—10% Co и с однородной зернистостью 5—6 $\mu\text{м}$. Сильная пористость, в особенности наличие макропор в структуре, является причиной более сильного износа. Твердые сплавы типа WC—Co с заниженным содержанием связанного углерода (в WC), содержащие η -фазу, обладают большей твердостью и большей износостойкостью, но в то же время и большей хрупкостью, чем соответствующие сплавы с избыточным углеродом [48, 49].

Методы испытания твердых сплавов на износостойкость

Износостойкость твердых сплавов определяется различными методами в зависимости от назначения сплавов. При этом в большинстве случаев определяются только относительные цифровые величины износа.

Высокопроизводительные твердые сплавы, предназначенные для обработки различных материалов резанием, испытывают точением. При постоянной глубине резания и подаче определяют стойкость, т. е. время до затупления токарного резца, в зависимости от скорости резания. По полученным данным строят кривые стойкости (см. гл. IV). Характерные явления износа токарного резца при этом следующие: на задней поверхности полоска износа фаски, на передней — так называемое лункообразование.

Если твердый сплав идет на армирование инструмента для бесстружковой обработки, а также для инструмента, работающего при ударных нагрузках и при нагрузках, связанных с царапаньем, абразивным действием и т. д., применяют другие методы определения износа [50].



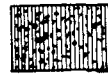
У испытательной машины Нибердинга [51—53] шаровидные шлифованные образцы двигаются под определенной нагрузкой по вращающемуся стальному или чугуно-

му диску (можно применять и наждачную бумагу) [54, 55] от середины к краю. В результате этого образец совершает по спирали путь определенной длины. На испытуемом образце возникают полосы износа, по которым легко можно определить степень износа. Износ твердого сплава при описанных условиях испытания почти не поддается учету и составляет около $1/40$ износа быстрорежущей стали.

Однозначные результаты удается получить на машине Шкода-Савина [56]. Вращающийся твердосплавный диск шлифует крепко зажатые испытуемые образцы из стали или твердого сплава. Результаты испытаний на этой машине твердых сплавов различной пористости приведены в табл. 45. Объем лунки увеличивается по мере увеличения пористости твердого сплава. При этом соответственно возрастает так называемый «показатель износа по Савину». При тех же условиях испытания износ быстрорежущей стали оказывается примерно в пять—шесть раз больше.

Таблица 45

Износ твердых сплавов, определенный на машине Шкода-Савина

Номер образца	Твердость HV кг/мм ²	Объем лунки, мм ³ · 10 ³ , после 10000 об	Величина износа $\frac{V_1 - 3000}{10000}$	Внешний вид поверхности (× 32)
1	1545	43,4	13,02	
2	1508	51,8	15,54	
3	1483	76,0	22,80	

Метод испытания на износ по Савину использовал П. Гродзинский [57] для определения микроизноса твердых сплавов. При помощи небольшого алмазно-металлического диска, вращающегося с определенной скоростью,

делают под нагрузкой надрез в образце из твердого сплава. Длина и ширина этого надреза, замеренная под микроскопом, характеризуют износостойкость сплава. Блэк [58] разработал прибор для испытания износостойких твердых сплавов. В приборе испытуемый образец, закрепленный во вращающемся зажиме, истирается влажным кварцевым песком или карборундовым порошком. Прибор дает хорошо сравнимые, хотя и весьма относительные показатели износа. В табл. 46 приведены данные по износостойкости различных твердых материалов. Эталоном для сравнения является обычная углеродистая сталь с показателем износа 1 [8, 59].

Таблица 46

Коэффициенты износа различных материалов, определенные по Блэковскому методу пескоструйной обработки

Материал (структурный компонент)	Твердость HВ, кг/мм ²	Коэффициент износа
Армко-железо (феррит)	90	1,40
Серый чугун	200	1,00—1,50
Сталь SAE 1020 (стандарт)	107	1,00
Отбеленный чугун	400	0,90—1,00
Легированный отбеленный чугун	400—600	0,70—1,00
Сталь с 0,85% С (перлитная)	220—350	0,75—0,85
Аустенит (12%-ная марганцовистая сталь)	200	0,75—0,85
Троостит	500	0,75
Мартенсит	700	0,60
Никелевый отбеленный чугун	550—750	0,25—0,60
Металлокерамический твердый сплав	1700 HV	0,17

Предметом многочисленных исследований в последнее время явилось испытание на износ и истирание чистых карбидов, боридов, и других твердых материалов и, наконец, наплавочных твердых сплавов [49, 60—69]. При этом подвергали испытанию при высоких температурах различные материалы для выяснения возможности их применения для деталей подшипников, работающих на износ при высоких температурах.

При испытании на износ, в особенности твердосплавных размольных шаров, можно также применять метод Нормана и Лёба [70]. При длительных испытаниях в

практических условиях размола износ шаров определяют по потере в весе или по уменьшению диаметра. Износ шаров из твердых сплавов типа WC—Co в 50 раз меньше износа обычно применяемых для размола шаров из молибденовой стали в тех же условиях¹.

Примененный Милигэном и Риджуэйем [71], а также Амманом [72] метод испытания на износ путем дробеструйной обработки (стальной дробью) испытуемых образцов, оправдавший себя при испытании шлифовальных кругов [73], обеспечивает хорошо сопоставимые результаты и для твердых сплавов. Полученные данные в достаточной мере подтвердились при сопоставлении в условиях эксплуатации твердосплавных сопел для пескоструйной обработки с соплами из инструментальной стали. Метод подвергся дальнейшему усовершенствованию; кроме того, были созданы соответствующие приспособления для испытания [73—75].

Данные табл. 40 [21] свидетельствуют о неодинаковой величине износа при пескоструйной обработке твердых сплавов неодинакового состава и различных твердых материалов.

Безвольфрамовые металлокерамические твердые сплавы, в особенности сплавы на основе TiC—VC и TiC—Mo₂—C, изготовленные горячим прессованием, равноценны вольфрамокобальтовым твердым сплавам. Применение горячего прессования повышает прочность и твердость этих сплавов и, следовательно, улучшает их износостойкость.

Особо устойчив к пескоструйной обработке карбид бора, что дает возможность применять содержащие карбид бора спеченные изделия. Приходится, однако, учитывать его незначительную прочность при изгибе. При новом способе испытания на износ, например, твердосплавных токарных резцов (см. выше) или твердосплавных волок [76—79] применяя приборы, измеряющие радиоактивность снятой стружки или подвергающегося волочению материала, что является хорошим мерилем износа твердого сплава [80, 81].

Радиоактивность определяется гейгеровским счетчиком или же автордиографически.

¹ Archer R. S., Norman T. E. Persönliche Mitteilung, 1950 (частное сообщение).

2. Твердосплавные волокна

История развития и общие сведения

Как уже говорилось ранее, литые и металлокерамические твердые материалы и твердые сплавы вначале нашли применение не в качестве режущих материалов, а материалов для изготовления волок для волочения проволоки взамен алмазных [82—96].

От материала, предназначенного для волок, в первую очередь требуются высокая твердость, хорошая полируемость и износостойкость, т. е. качества, которые определяют строгое постоянство размеров отверстия [97—99]. Для волок крупного калибра наряду с вопросом стоимости ужесточается требование в отношении высокой прочности и пластичности. По твердости алмаз считается идеальным материалом для волок. В то же время из-за меньшей прочности и высокой стоимости (в особенности при диаметре отверстия волок свыше 1 мм) алмаз может конкурировать с твердым сплавом только в исключительных случаях.

При протяжке круглых или специальных профилей или при прокатке труб диаметром свыше 10 мм стальные волокна и обоймы еще являются мощными конкурентами твердосплавных [100—105].

В результате расширяющегося внедрения как неразъемных, так и составных матриц с твердосплавными вставками твердые сплавы все больше вытесняют из этой области стали.

Существенным преимуществом твердосплавных волок перед волокнами из других материалов является значительно большая стабильность их размеров, обусловленная высокой износостойкостью. Отсюда и другие практические преимущества [106]:

- большая стойкость при волочении проволоки без заметного увеличения диаметра отверстия;
- возможность большей скорости волочения;
- возможность более сильного обжатия;
- более точное соблюдение размеров тянутой проволоки;
- более длительное использование волок без повторного контроля;
- менее частая замена волок;

соответствующая экономия времени на замену волочильного инструмента, волочение проволоки и увеличение производительности волочильного стана;

более блестящая и гладкая поверхность проволоки даже при относительно длительном использовании волок; увеличение массы бухты.

Указанные достоинства твердосплавных волок компенсируют более высокую стоимость их изготовления. Особенно это относится к волочильным станам с большим числом проходов, когда особое значение приобретает менее частая замена инструментов.

Изготовление твердосплавных волок

Волокна из литого карбида вольфрама в настоящее время уже не применяют вследствие недостаточной однородности по составу или неомогенной структуры (трудно поддерживать содержание углерода на уровне 3,5—4,1% без нежелательного выпадения графита и возникновения пор), а также из-за сильной склонности к трещинообразованию и раскалыванию. Однако для горячего волочения молибдена и вольфрама применяют отлитые центробежным способом волокна, имеющие плотную структуру. Металлокерамическим путем можно изготавливать беспористые и однородные по качеству волокна и матрицы крупных габаритов. Согласно Хинниберу [98], изменяя содержание кобальта и связанного углерода, можно получать твердость и прочностные характеристики сплавов в широком диапазоне. В основном же для волочения проволоки сейчас применяют почти исключительно спеченные или горячепрессованные сплавы типа WC—Co. Изготовление волок из твердых сплавов производят либо обычным спеканием, либо горячим прессованием [87, 90, 98, 107—113]. Согласно обычному металллокерамическому процессу прессуют круглые цилиндры или кольца, из которых после предварительного спекания изготавливают на небольших токарных станках заготовки волок, которые затем подвергают, подобно другим изделиям из твердых сплавов типа WC—Co, спеканию в печи сопротивления с угольной трубой в атмосфере водорода. Пористость можно значительно снизить спеканием в вакууме.

Горячее прессование применяют главным образом при

Характеристики твердых сплавов, применяющихся для волок

Состав сплава (%) и способ его изготовления	Плотность, г/см ³	Твердость НВ, кг/мм ²	Предел прочности при изгибе, кг/мм ²	Предел прочности при сжатии, кг/мм ²	Модуль упругости, кг/мм ²	Теплопроводность, кал/(см×сек×град)	Коэффициент теплового расширения, $\beta \times 10^{-6}$
Литой карбид вольфрама	~16	1800—2000	30—40	~200	—	0,07	4
97WC+3Co, горяче-прессованный	15,5	1900	120	600	67 000	0,21	5
94WC+6Co, спеченный обычным способом	14,8	1600	170	500	60 000	0,19	5
94WC+6C, горяче-прессованный	15,1	1650	150	550	62 000	0,19	5
91WC+9Co	14,7	1500	190	480	59 000	0,18	—
89WC+11Co	14,2	1400	200	460	58 000	0,16	5,5
87WC+13Co	14,1	1350	210	450	56 000	0,14	—
86WC+5TiC+9Co	13,3	1600	160	460	59 000	0,15	5,5

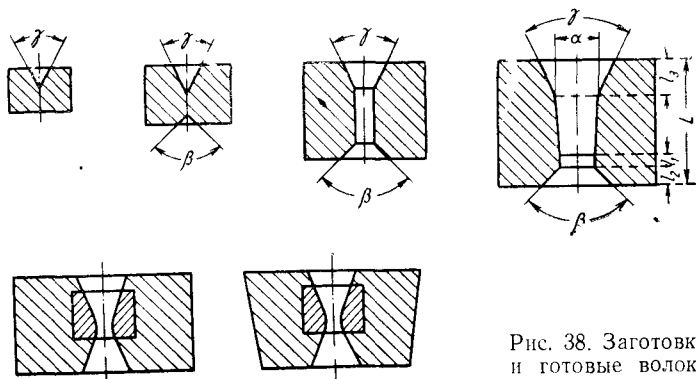


Рис. 38. Заготовки и готовые волокна

изготовлении волок из сплавов с низким содержанием кобальта или же волок с очень большим диаметром отверстия [107, 112, 114—116]. При изготовлении волок малого калибра запрессовывают конусовидное очко. Отверстия, однако, нужно после высверливать, как и в случае алмазных волок.

Для более крупных волок и обойм применяют при горячем прессовании графитовые сердечники. Отверстие внутри твердосплавной волоки при этом сверлить не надо. Его только нужно после удаления корочки отшлифовать до заданных размеров с помощью алмазных инструментов и алмазной крошки.

Для изготовления волок, как правило, используют твердые сплавы WC—Co с 3—13% Co [98, 106, 107, 117]. Сплавы с низким содержанием кобальта (~3%) изготавливают преимущественно горячим прессованием, с 94% WC и 6% Co*¹ — в большинстве случаев обычным спеканием. Однако крупногабаритные матрицы из сплава с 94% W и 6% Co изготавливают горячим прессованием. Из сплавов типа ВК6 изготавливают волокна и мундштуки диаметром до 5 мм для обработки цветных металлов. Для волок с наружным диаметром до 120 мм используют сплав с 89% WC и 11% Co*², а для волок диаметром до 220 мм и выше — сплав с 85% WC и 15% Co*³.

При волочении некоторых материалов, например стальной проволоки, или при горячем волочении молибдена и вольфрама в волочильном канале возникает износ, сходный с лункообразованием на резцовой пластинке при обработке материала, дающего сливную стружку.

Незначительные добавки TiC или TaC (NbC) снижают склонность протягиваемого материала к привариванию к волоке. В настоящее время для волочения указанных материалов используют в основном твердые сплавы типа WC—TiC—Co следующих составов: 88% WC, 7% TiC, 5% Co или 88% WC, 9% TiC, 3% Co, а также 78% WC, 16% TiC, 6% Co [98].

В табл. 47 приведены основные характеристики твердых сплавов, наиболее часто применяющихся для волок.

*¹ Соответствует сплаву ВК6. Прим. перев.

*² Соответствует отечественному сплаву ВК11. Прим. перев.

*³ Соответствует отечественному сплаву ВК15. Прим. перев.

Твердосплавные волокна поставляют либо в виде сырых заготовок, либо в готовом виде с обоймой и полированным каналом (рис. 38 и 39). Размеры вставок для волок в настоящее время ограничиваются определенными величинами [87, 93, 115, 118]. Точно так же размеры обойм соответствуют размерам твердосплавных вставок.

Форма вставок может быть цилиндрической или конусной. В последнем случае конусность может составлять не более 0,1.

Вставки впайвают, запрессовывают или ввертывают в обойму.

В качестве материала для обойм небольших волок применяют латунь, бронзу или малоуглеродистую сталь,

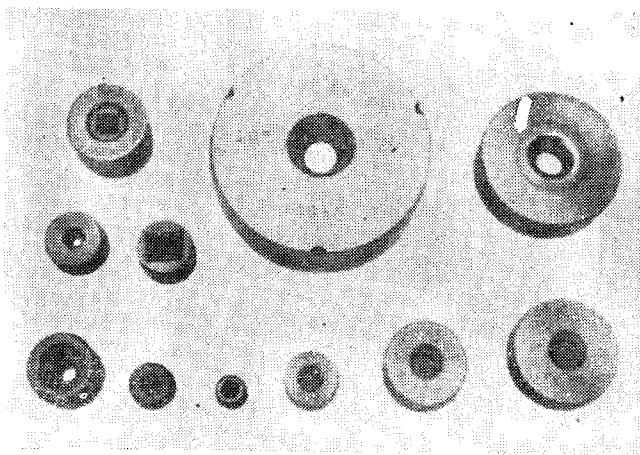


Рис. 39. Внешний вид заготовок, готовых волок и волоочильных плашек

а для волок с большими вставками, как правило, — сталь с пределом прочности при растяжении 60—70 кг/мм².

В особых случаях, например при применении твердосплавных вставок для протяжки прутков и труб, обоймы изготавливают из высококачественных сталей с пределом прочности при растяжении, равным около 100 кг/мм².

Для изготовления отверстий в твердосплавных волокнах осуществляют три рабочие операции: сверление, шлифование и полирование до окончательного размера.

Для сверления применяют сначала тупые иглы, а с увеличением глубины отверстия все более острые с тем, чтобы придать отверстиям конусную форму. Минимальный, достаточно экономичный диаметр отверстия для волочения молибдена или вольфрама составляет около

0,3 мм, железа и стали 0,3—0,5 мм и других, более мягких проволочных материалов — 0,95 или 0,8 мм.

При шлифовании отверстия волокна создают требуемый конус и цилиндрическую направляющую. Так как входной и выходной конусы (см. рис. 38) уже имеют необходимую ширину и глубину, а также соответствующий угол, дополнительная обработка конуса является излишней.

Большое значение имеет полирование отверстия волокна, так как от свойств его внутренней поверхности зависит степень износа и, следовательно, сохранение размеров. Полирование производят заостренным деревянным стержнем с применением мельчайшей алмазной крошки.

Для волочения круглых или профилированных прутков, а также труб диаметром свыше 10 мм применяют твердосплавные волочильные плашки [102, 115]. Обоймы для них должны быть очень прочными с точным соблюдением размеров, так как нагрузка, которую им приходится выдерживать, очень большая, в особенности при волочении высокопрочных сталей [119]. Обоймы при волочении прутков необходимо все время охлаждать водой.

Для волочения прутков применяют также съемные четырехгранные, пятигранные и шестигранные волочильные инструменты [92, 117, 120].

Опасность растрескивания вставок цельной конструкции уменьшается, если их разделить на сегменты, которые также легче полировать в отдельности.

Применение твердосплавных волок и уход за ними

Кроме технологических свойств, определяемых составом и способом изготовления твердых сплавов, на пригодность, производительность и стойкость волок влияют и другие факторы [106]. К этим факторам относятся в первую очередь: форма и состояние поверхности отверстия волокна; уход за волокой в процессе эксплуатации, в особенности полирование и сверление отверстия на больший диаметр; способ волочения и его режим (скорость, температура и т. д.); вид и обильность смазки.

Последние исследования показали, что на производительность твердосплавных волок наряду с качеством материала сильно влияет форма и состояние поверхности

канала (отверстия) волокни. Волока состоит из входного конуса, конуса волочения, цилиндрической направляющей и выходного конуса [85, 87, 93, 99, 121—124].

Рекомендуются следующие размеры отверстий волок (см. рис. 38) [118].

Диаметр отверстия, мм	l_1	Диаметр прутка, мм	β , град.
1	$0,5d$	5	60
10	$0,3d$	20	40
20	$0,2d$	50	30
50	$0,15d$	Диаметр трубы, мм	β , град.
$l_2=0,2L$	$l_3=0,2L$	10	30
		20	20

Входной конус отверстия волокни предназначен для свободного поступления смазки в смежный волочильный конус. Обычно угол отверстия входного конуса равен 60° .

Волочильный конус представляет собой важнейшую часть отверстия любой волокни, так как именно здесь происходит обжатие материала проволоки до меньшего диаметра. От выбора оптимального угла конуса волочения зависит производительность волокни. С изменением формы конуса усиливается сопротивление деформации, а это в свою очередь увеличивает трение и повышает давление на стенки отверстия. В результате этого усиливается износ, и отверстие разрабатывается быстрее.

Таблица 48
Угол волочения твердосплавных волок в зависимости от степени деформации обрабатываемых материалов

Степень деформации, %	Угол волочения, град., при протяжке					
	железа	стали $\sigma_B < 100$ кг/мм ²	стали $\sigma_B > 100$ кг/мм ²	алюминия	меди	латуни
40	23	18	15	—	—	—
35	19	15	12	32	22	18
30	15	12	10	26	18	15
25	12	9	8	21	15	12
20	9	7	6	16	11	9
15	7	5	4	11	8	6
10	5	3	2	7	5	4

В табл. 48 приведены оптимальные величины угла волочения различных материалов в зависимости от степени деформации [115].

Цилиндрическая направляющая удлиняет срок сохранения диаметра отверстия [125]. Длина ее должна находиться в определенном соотношении к диаметру отверстия волокни.

Выходной конус должен быть достаточно глубоким, чтобы непосредственно нагружаемые при волочении части отверстия находились во внутренней части вставки волокни. Кроме того, этот конус способствует отводу тепла, выделяющегося при волочении. Угол конуса, как правило, равен 90° .

Конус волочения и цилиндрическая направляющая нагружаются непосредственно при волочении и изнашиваются вследствие трения и давления. Входной и выходной конусы не подвергаются давлению волочения и, следовательно, как правило, не изнашиваются и не претерпевают изменений. Размеры входного и выходного конусов рекомендуется выбирать такими, чтобы не требовалась их дальнейшая обработка при переточке конуса волочения и цилиндрической направляющей.

При формировании волочильного канала следует различать первоначальную форму, определяемую поставщиком для условий волочения в производственных условиях, и форму, получающуюся после дополнительной обработки. Во время работы в отверстиях волокни наряду с равномерным истиранием возникает также сильный износ вследствие приваривания обрабатываемого материала к материалу волокни [126]. В результате периодического отрыва этих приваренных мест структура, полученная при спекании, оказывается нарушенной за счет выкрашивания карбидных зерен. Как уже упоминалось выше, возникает картина износа, аналогичная лункообразованию на твердосплавных резцах при обработке металлов, дающих сливную стружку [127]. Вырванные частицы твердого сплава, вдавливаясь в обрабатываемый материал (проволоку), повреждают при волочении в несколько проходов не только первую, но и следующие волокни, образуя риски. Склонность к привариванию можно значительно уменьшить введением в твердые сплавы WC—Co добавочных карбидов, например TiC или TaC (NbC), изменением технологического процесса (горячее прессование) и в особенности тщательным уходом за отверстием волокни. Рекомендуется чаще очищать канал волокни от приваренного материала путем полирования каким-либо

шлифующим средством, не воздействующим на материал волокна [98]. Если отверстие волокна в результате сильного износа уже не соответствует заданным размерам, то его развертывают на больший диаметр шлифованием и полированием [128]. Ни в коем случае нельзя при шлифовании ограничиваться только цилиндрической частью отверстия. Оно при этом удлиняется, что приводит к значительному повышению усилия волочения вследствие возросшего трения. В результате этого износ увеличивается. Нельзя также обрабатывать только волочильный конус, так как при этом укорачивается или даже совсем исчезает цилиндрическая направляющая. Очень важно при переточке расширить как канал волочения, так и цилиндрическую направляющую, сохраняя оптимальный для данного обрабатываемого материала угол волочения [93, 125, 129—131].

Для проверки формы и размеров отверстия (канала) волокна, что особенно трудно при небольших диаметрах отверстия, разработаны многочисленные методы и контрольно-измерительные приборы, описанные в работах [85, 92, 124, 132—138].

О других факторах, играющих существенную роль при волочении проволоки твердосплавными волокнами (вид волочения, скорость, температура и в особенности смазка [106, 139]), упомянуто в специальной литературе [137, 140, 141].

О применении твердосплавных волокон, в особенности о выборе твердых сплавов соответствующих марок, о их производительности и углах волочения опубликована многочисленная литература с несколько расходящимися данными в отношении производительности волокон [97, 110, 123, 125, 142—149]. В зависимости от протягиваемого материала, способа протяжки и условий волочения твердосплавные волокна могут дать в 30—200 раз большую производительность, чем обычные волокна. Соотношение производительности тем выше в пользу твердосплавных волокон, чем сильнее изнашивает волокна протягиваемый материал (например, при протягивании высоколегированных хромоникелевых сталей или в особенности железо-алюминиевой и железохромоалюминиевой проволоки для нагревателей с твердым корундовым покрытием). При волочении стальной проволоки производительность твердосплавных волокон почти в 400 раз больше производи-

тельности стальных волокон [150]. Это подтверждает рис. 40. При волочении прутков из стали малой прочности (до 70 кг/мм^2) можно, применяя твердосплавные волочильные плашки и повышая тем самым скорость волочения с 6 до 12 и даже до 22 м/мин , добиться очень высокой производительности.

Опыты показали, что износ твердосплавных инструментов при волочении прутковой стали сильно зависит от выбора смазочного средства [151].

Значительная износостойкость твердосплавных волочильных плашек обеспечивает наибольшую однородность протягиваемого материала и высокую производительность, которая для круглых прутков среднего диаметра уже во много раз превышает ранее установленный предел (1000 Т) [102]. При волочении легированных конструкционных сталей прочностью $90\text{—}110 \text{ кг/мм}^2$ иногда возникают трудности из-за растрескивания сильно нагружаемых волочильных плашек. Решение этого вопроса требует дальнейших исследовательских работ.

Обоймы должны быть очень прочными, а их размеры точно соответствовать заданным во избежание даже незначительного расширения вставок под действием высокого давления волочения. Начальная скорость волочения не должна превышать 12 м/мин , так как в противном

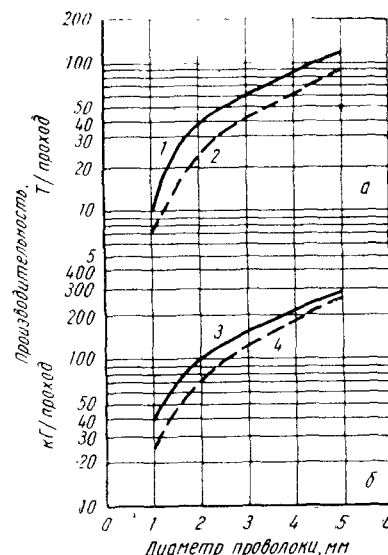


Рис. 40. Сравнение производительности твердосплавных волокон и волокон из хромистой стали (2,5—3% Cr):

а — твердосплавные волокна; б — волокна из хромистой стали; 1 — проволока из стали с $\sigma_B = 50 \text{ кг/мм}^2$, волочение $3,5 \text{ м/сек}$; 2 — проволока из стали с $\sigma_B = 70 \text{ кг/мм}^2$, волочение 2 м/сек ; 3 — проволока из стали с $\sigma_B = 50 \text{ кг/мм}^2$, волочение 2 м/сек ; 4 — проволока из стали с $\sigma_B = 70 \text{ кг/мм}^2$, волочение 1 м/сек

случае нагревание, связанное с высокими напряжениями сжатия, может привести к преждевременному растрескиванию плашек. Установлено, что даже при волочении улучшенных специальных прутковых сталей износ волочильных плашек незначителен. Если бы удалось сконструировать соответствующие волочильные инструменты, то, учитывая незначительную стойкость стальных волол при волочении высокопрочных сталей, можно было бы расширить область применения твердосплавных волол.

3. Твердые сплавы в горном деле

Общие сведения

Экономичность бурения в горном деле и строительстве подземных сооружений зависит в первую очередь от стойкости лезвия бура, которое при длительной эксплуатации подвергается высоким изнашивающим нагрузкам. В связи с этим вскоре после внедрения твердых сплавов в технологию резания были сделаны попытки их применения и в горном деле для бурения соли, угля, минералов и различных горных пород. Сначала результаты были не совсем удовлетворительными из-за хрупкости применявшихся в то время твердых сплавов, в особенности литых. Лишь с появлением вязких твердых сплавов типа WC—Co, содержащих 6—15% Co, открылись большие возможности их применения в горном деле [142, 143, 152—169].

Необходимые в горном деле и при строительстве подземных сооружений буровые скважины могут быть выполнены вращательным или ударным бурением. Каменноугольные же пласты в ряде случаев разрабатывают врубами.

При вращательном бурении и врубовых работах резцы должны иметь высокую износостойкость, а вязкость, достаточную лишь для того, чтобы не ломаться при возникающих нагрузках. При ударном бурении наряду с хорошей износостойкостью требуется очень высокая вязкость, так как в этом случае режущие кромки работают при значительной ударной нагрузке и под сильным давлением. Вначале при вращательном бурении работали с твердыми сплавами, содержащими 5—6% Co, а при удар-

ном бурении использовали сплавы с 8—15% Co (предпочтительно 9—11% Co).

В результате разработки оптимальных конструкций твердосплавных буров и врубовых зубков очень быстро удалось добиться при вращательном бурении и врубовых работах значительно большей производительности, чем при применении стальных инструментов. В ударном бурении развитие проходило медленнее. Лишь в последние годы ясно выявилось, что применение новых, особо вязких твердых сплавов и усовершенствованных методов напайки делает твердосплавные буры более экономичными, чем стальные.

Используемые в горном деле и строительстве подземных сооружений твердосплавные инструменты можно разделить по методам их изготовления на две группы:

1. Инструменты с напаянными твердосплавными пластинками или фасонными деталями, например буровые коронки для угля и калийных солей, врубовые зубки, врубовые коронки, ударные буры и полые буровые коронки.

2. Инструменты с наваренными с помощью легкоплавких сплавов пластинками правильной или неправильной формы из металлокерамического твердого сплава или литого карбида вольфрама, например, крупногабаритные буры для глубокого бурения — долота типа «рыбий хвост», коронки для вращательного бурения типа «ротари», кольцевые буровые коронки и т. д.

Далее в тексте описание отдельных разновидностей бурового инструмента будет производиться не по методам изготовления, а по областям применения: инструменты для вращательного бурения и инструменты для ударного бурения.

Инструменты для вращательного бурения и врубовых машин

Инструменты для бурения калийных солей и угля

Головки вращательных буров, армированные твердыми сплавами, нашли широкое применение для бурения шпуров в породах, содержащих соли различного состава, минералах и угле [142, 143, 154, 156, 157, 160, 163, 164, 166, 170—174]. Решающее значение для повышения производительности при вращательном бурении минералов и уг-

ля при прочих равных условиях имеет форма лезвия. Так, Винтер¹ исследовал 24 различных твердосплавных лезвия при бурении кизеритовых и лонгбайнитовых пород. При бурении кизеритовой породы (450 об/мин, подача 1,34 м/мин) число пройденных метров между двумя заточками колебалось в зависимости от формы лезвия в пределах 142—170, а лонгбайнитовой соли — в пределах 41—142. Наиболее высокопроизводительный бур имел однопластинчатое лезвие с двумя режущими кромками, одной по окружности и другой на небольшом расстоянии от сердцевины. В связи с этим обе передние грани бура имели неодинаковую длину. Точно так же буры с цельными и разъемными резцами имели в среднем достаточную производительность. Буры с двумя пластинками, дающие хорошие результаты при бурении угля, в этом случае себя не оправдали. Это объясняется, по-видимому, тем, что в средней части шпура образовывался большой керн, который не разрушался. Поэтому внутренние стороны твердосплавных пластинок оказывались сильно истертыми и быстро выходили из строя.

По данным работы [175], производительность твердосплавных буров при бурении солей разной твердости превышает в 10—50 раз производительность буров из быстрорежущей стали.

При вращательном бурении угля соотношение по производительности то же, что и при бурении солей. Здесь также решающую роль играет конструкция лезвия [176, 177]. Согласно работе [178], наиболее оптимальным является двухперое сверло. При этом обе твердосплавные пластинки запаивают в соответствующий паз державки. Иногда для бурения очень твердых углей применяют также трехперые сверла; среднее перо при этом располагают выше остальных или же эксцентрично. Инструмент при этом скорее является дробящим, чем режущим, что при бурении угля, несомненно, лучше.

Согласно Беккеру [143], как при разработке калийных солей, так и при бурении угля необходима тщательная заточка инструмента, соблюдение правильных углов при переточке. Размеры углов, разумеется, не бывают одинаковыми и изменяются в зависимости от формы лезвия. Задний угол может составлять от 5 до 32°, передний угол

до 130°, угол заострения 45—80°. У стальных лезвий соответствующие углы несколько острее. Дать какие-либо точные общие указания относительно размеров углов трудно, так как они сильно колеблются в зависимости от формы лезвия.

Заточка буровых коронок с твердосплавными пластинками должна производиться более тщательно, чем заточка лезвий из быстрорежущей стали. Как и при заточке специальных инструментов, нужно правильно выбирать шлифовальные круги и скорость их вращения. Проверять размер угла резания лучше всего с помощью шаблона. Стоимость заточки твердосплавного горного инструмента обычно в 2—3 раза больше стоимости заточки бура из быстрорежущей стали. Это компенсируется, однако, значительно большим числом пробуренных метров между двумя переточками.

Наименьший естественный износ имеет инструмент со сплошным лезвием, так как при этом работает вся режущая поверхность. У буровых коронок с отдельными лезвиями, напротив, работают только части лезвий; таким образом, общее усилие бурения оказывается сосредоточенным на значительно меньшей поверхности. В результате получается больший износ. Как правило, при бурении коронками с твердосплавными лезвиями износ невелик, но в то же время много материала теряется при заточке. Соотношение между потерями обоих видов, разумеется, зависит от формы лезвия. В среднем потери материала при заточке примерно в десять раз выше потерь, полученных в результате нормального износа при бурении. При работе с лезвиями из быстрорежущей стали соотношение обратное.

В каждом конкретном случае при вращательном бурении следует применять соответствующую форму лезвия. Так, при разработке калийных солей предпочтительными являются, по-видимому, однопластинчатые лезвия, а при бурении по углю и по породам — двухпластинчатые и многопластинчатые [154, 157, 160, 163, 166, 170, 171, 176, 177, 179—181]. На рис. 41 показаны наиболее употребительные формы буров для разработки калийных солей и угольных пластов. В обоих случаях эксцентрично расположенные лезвия обеспечивают, по-видимому, наилучшие результаты, так как между ними распределяется усилие бурения и работа происходит частично режущим и ча-

¹ Winter E. Diss. Techn. Hochsch., Breslau, 1933.

стично дробящим образом. Подобные резцы двустороннего действия можно нагружать особенно сильно, в то время как лезвия режущего действия пригодны только при относительно малой подаче. При выборе скорости проходки с помощью приведенных ниже данных необходимо также принимать во внимание мощность бурового

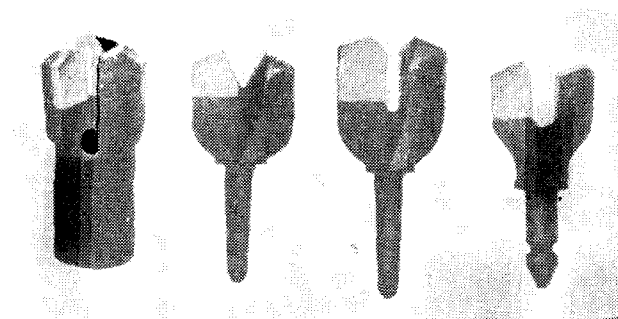


Рис. 41. Буровые коронки, оснащенные твердыми сплавами

стана, твердость породы, глубину проходки и подачу, а также экономическую сторону [182]. Для вращательного бурения пород действуют те же закономерности, что и для резания металлических материалов [172—174, 183, 184].

Таким образом, армированные твердым сплавом буры имеют следующие преимущества при бурении калийных солей и угля:

Порода	Скорость проходки, м/мин
Каменный уголь мягкий чистый . . .	150—300
Каменный уголь твердый с примесями	100—150
Твердые соли	50—100
Осадочные породы средней твердости	50—100
Осадочные породы большой твердости	25—50
Осадочные породы очень высокой твердости	5—25
Вулканические породы основного характера	5—20
Вулканические породы кислотного характера	3—5

1. Производительность твердосплавных буров (выраженная в пробуренных метрах) в 10 раз выше производительности буров из быстрорежущей стали при бурении угля и примерно в 5 раз больше при бурении твердых каменных солей, богатых кизеритом. Особенно велико различие в производительности при бурении лонгбайнитовых твердых каменных солей. При этом буры из быстрорежущей стали сохраняют острую кромку только на протяжении первых нескольких сантиметров: твердосплавные же буры пробуривают без переточки 50 м, а в благоприятных случаях 142 м.

2. В то время как при бурении быстрорежущей стали приходится довольствоваться подачами 400—800 мм/мин, при использовании твердосплавных лезвий подачу можно беспрепятственно увеличивать до 1400 мм/мин и более.

3. Твердосплавные лезвия вследствие их большей стойкости не требуют таких частых переточек, как лезвия из быстрорежущей стали.

4. Благодаря более высокой стойкости твердосплавных лезвий усилие бурения остается равномерным и низким, что дает значительную экономию электроэнергии.

5. В результате лучшего режущего действия буровая мелочь получается более крупнозернистой и, следовательно, образуется меньше угольной и минеральной пыли.

Кольцевые буровые коронки

Для бурения скважин крупного диаметра в угле или горных породах, а также для разведочного и глубокого бурения ранее применяли алмазные коронки. Сравнительно большое количество требующихся алмазов являлось причиной высокой себестоимости изготовления коронок. Кроме того, при бурении в трещиноватой породе алмазы могут выкрашиваться и даже теряться. В связи с этим начали заменять алмазы во вставках и зубьях кольцевых буровых коронок твердыми сплавами [160, 166, 179, 185, 186].

Твердые сплавы, хотя и не вытеснили полностью алмазы и алмазнометаллические сплавы при «глубоком бурении», но во многих случаях заменяют их.

В коронки наружным диаметром от 40 до 230 мм и

больше впаивают круглые, шестигранные или восьмигранные буровые вставки или особой формы зубья.

Буровые вставки, величина которых соответствует диаметру коронки, попеременно вставляют по внутреннему

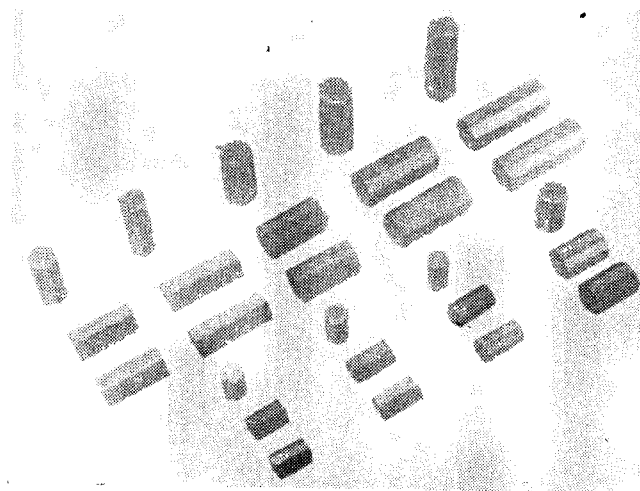


Рис. 42. Твердосплавные пластинки для оснащения буров

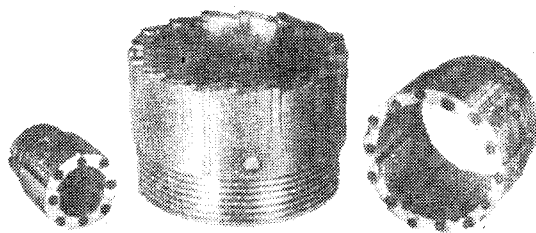


Рис. 43. Кольцевые коронки, армированные твердосплавными пластинками

и наружному диаметру так, что они «взаимно пересекаются». Для бурения особо изнашивающих пород буровую коронку армируют еще и боковыми вставками для

сохранения калибра. Интересно отметить, что твердосплавными буровыми коронками удается без труда сверлить даже железобетон. Число буровых вставок зависит от диаметра буровой коронки, а также от характера горной породы. На рис. 42 показаны различные твердосплавные буровые вставки и зубья, а на рис. 43 — армированные кольцевые буровые коронки.

Кроме напайки вставок и зубьев, кольцевые буровые коронки можно армировать путем наварки пластинок из металлокерамического или литого твердого сплава, как и при армировании крупногабаритных инструментов для глубокого бурения (долота типа «рыбий хвост» и др.).

Буры для бурения крупных скважин

Для бурения крупных и глубоких скважин от 80 до 400 мм в угле, руде и породах всех видов, вентиляционных, дегазационных и дренажных (отводящих воду) отверстий и, наконец, для бурения врубовых скважин при проходке штрека в последнее время применяют способ безкernового пробуривания [157, 160, 163, 166, 187—194]. Для безкernового пробуривания применяют буровые станы мощностью от 9 до 30 л. с. с крупными, армированными твердыми сплавами, коронками вращательного бурения, ступенчатыми бурами и ступенчато-спиральными буровыми коронками. Последние сконструированы таким образом, что лезвия для переточки можно вынимать из головки по одному. Экономичность пробуривания крупных скважин по сравнению с проходкой указанных выемок старым способом бурения и взрывами очевидна.

Буры для ударно-поворотного бурения

Перфораторы, называемые также вибробурами или бурами ударно-поворотного бурения, представляют собою сочетание вращательных и ударных буров. В последние годы их с успехом применяют для пробуривания сравнительно глубоких и большого диаметра взрывных скважин в породах всех видов [157, 160, 163, 164, 195—199].

Для ударно-поворотного бурения требуются буровые каретки и соответствующие станки. Армированная твердым сплавом буровая коронка подходит по своей форме

для комбинированного вращательного и ударного действия (рис. 44). Успешное применение перфораторов в настоящее время является многообещающим в технологическом отношении.



Рис. 44. Бур ударно-поворотного бурения

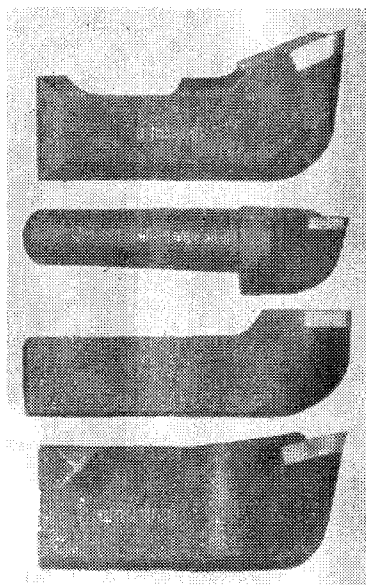


Рис. 45. Твердосплавные врубковые зубки

Инструменты для врубковых машин

При разработке врубковыми машинами углей значительной твердости, например углей с включением железного или серного колчедана, к инструменту предъявляют наиболее высокие требования. Ранее в качестве материала для инструмента использовали улучшенные хромо-вольфрамовые стали. Затупившиеся лезвия приходилось наваривать, повторно затачивать и вновь подвергать термической обработке. Сталь со временем охрупчивалась и становилась чувствительной к ударам.

У армированного твердым сплавом инструмента для врубковых машин самой различной формы (резцы, скребковые ножи и т. д.) этих недостатков нет. Затупившиеся

резцы требуют только переточки, после чего инструмент вновь пригоден для работы [154, 160, 166].

Твердосплавный зубок обычного типа для врубковой машины состоит из державки, изготовленной из вязкой и высокопрочной хромоникелевольфрамовой стали с пределом прочности при растяжении около 150 кг/мм^2 , и твердосплавных вставок лучше всего в виде простых штифтов цилиндрической формы. Для припаивания используют бронзовые, латунные или серебряные припои с точкой плавления ниже 850°C с тем, чтобы температура нагрева штанги под закалку и температура пайки соответствовали друг другу. Твердосплавные вставки обычно диаметром 10 мм вплавляют в углубление державки, используя высокочастотный индукционный нагрев. Таким путем достигается тугая посадка вставки, что устраняет возможность выдавливания вставки вследствие действия бокового напряжения при эксплуатации инструмента. Головки зубков иногда слегка согнуты. На рис. 45 показаны зубки, армированные твердым сплавом.

На производительность врубковых инструментов, разумеется, сильно влияет форма лезвия.

Менке [200] исследовал многочисленные формы лезвий и сопоставил производительность твердосплавных зубков с производительностью обычных стальных зубков и стеллитовых инструментов. Стальной зубок притупился после $22,3 \text{ м}$, стеллитовый — после 68 м и твердосплавный — только после 270 м врубковой проходки. Суммарная производительность твердосплавного зубка составила в среднем 6000 врубометров. До полного износа комплекта из 24 штук со стальными долотами удалось подрубить только 756 м^2 , со стеллитовыми 1423 м^2 и с твердосплавными 7916 м^2 . Размеры зерен врубковой мелочи не различались.

Благодаря применению больших подач твердосплавные зубки позволяют достичь более высоких скоростей проходки, в особенности при использовании современных врубковых машин.

Таким образом, применение твердосплавных врубковых зубков имеет по сравнению со стальными зубками следующие преимущества:

1. Высокая суммарная производительность.
2. Высокая стойкость и, следовательно, менее частая переточка зубков.

3. Минимальный износ. Зубки можно перетачивать до 20 раз, что уменьшает их износ на 1 т подрубленного угля.

4. Меньшая продолжительность зарубки вследствие большей скорости подачи даже при проходке наиболее твердого угля.

5. Меньшие издержки производства вследствие экономии материала, сжатого воздуха и энергии, меньшая изнашиваемость врубковых машин в результате плавного и спокойного хода.

Инструменты для ударного бурения

Долота для ударного бурения с твердосплавными пластинками

В то время как уголь, соли и мягкие горные породы бурят вращательными бурами или кольцевыми буровыми коронками, бурение шпуров и всякого рода скважин в горных породах средней и высокой твердости производят ударным методом. Этот способ бурения применим также при всякого рода скальных работах, при проходке туннелей, разработке руд и других работах в области глубокого бурения [154, 156—161, 163, 164, 169, 198, 201—211].

При ударном бурении режущая кромка в результате каждого удара молотка уходит в зависимости от сопротивления породы более или менее глубоко в структуру горной породы, производя отчасти сминающее и отчасти скалывающее действие. При каждом следующем ударе лезвие вследствие перемещения бура уходит на доли миллиметра от места предыдущего удара. При этом отделяются находящиеся между двумя зарубками частицы породы. Кроме того, частично порода дробится из-за того, что ударная нагрузка превышает предел прочности породы [208, 212—216]. Отделившиеся частицы породы нужно как можно скорее удалить с лезвия во избежание его чрезмерного износа. Удаляют их обычно водой, которую подают через канавки, имеющиеся на окружности коронки. Это, разумеется, значительно уменьшает окружную поверхность, что сказывается на увеличении износа по диаметру. В настоящее время сконструированы головки буров без канавок на окружности с отводом бурового шлама через внутренние сливные каналы.

Скорость прохождения при ударном бурении зависит в первую очередь от твердости породы, ее предела прочности при сжатии или же от пороодообразования. Твердость горных пород чаще всего испытывают по Шору. Величины твердости колеблются в широких пределах. Ниже приведены литературные данные о твердости различных горных пород [203, 214, 215]:

Порода	Твердость (по Шору)	Порода	Твердость (по Шору)
Гипс	18	Гранит	70—90
Мергель	22—28	Гнейс	80—100
Глинистый сланец	До 35	Кварц	90—100
Песчаный сланец	» 70	Конгломерат	80—100
Песчаник	70—90		

На рис. 46 приведены данные о скорости бурения в зависимости от твердости горных пород. Из рис. 46 следует что твердосплавные лезвия значительно превосходят обычные стальные в особенности при бурении твердых горных пород и пород средней твердости [217]. При этом крестообразное твердосплавное лезвие обладает более высокой производительностью, чем одностороннее.

При бурении мягких пород твердосплавные долота не всегда экономичны, так как в этих случаях износ стального долота также невелик. Кроме того, угол резания у стального долота может быть меньше, чем у твердосплавного, что благоприятно влияет на скорость бурения. При ударном бурении мягких пород твердосплавными долотами буровая штанга часто ломается в результате усталости раньше, чем выходит из

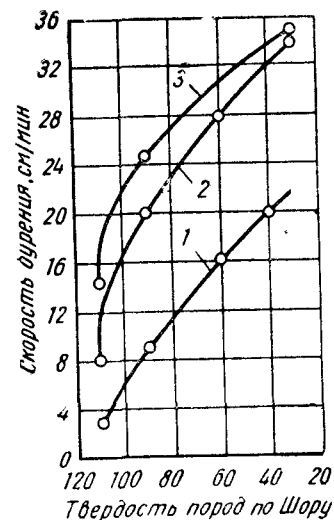


Рис. 46. Скорость ударного бурения пород различной твердости твердосплавными и стальными долотами:

1 — сталь ЕВ7, крестообразное лезвие, буровой молот АЗ22; 2 — твердый сплав, простое лезвие, буровой молот АТ18; 3 — твердый сплав, крестообразное лезвие, буровой молот АТ18

строга твердосплавная пластина, износ которой в этом случае невелик. Зависимость производительности при бурении стальными и твердосплавными бурами от твердости породы приведена на рис. 47 [218].

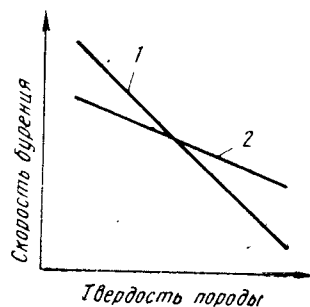


Рис. 47. Зависимость скорости бурения от твердости породы (схема):

1 — стальной бур; 2 — твердосплавный бур

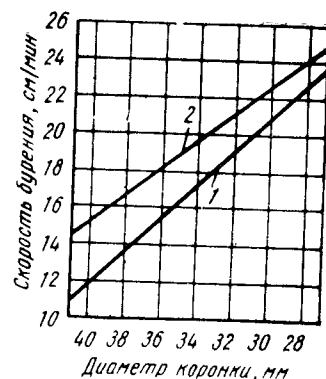


Рис. 48. Зависимость скорости ударного бурения твердосплавными бурами от диаметра бура (буровой молоток АТ18, порода — песчаник):

1 — твердость по Шору 90—100; 2 — твердость по Шору 85—95

ми, а при наиболее благоприятных обстоятельствах — даже одним буром, исходный диаметр которого (32 мм) мало изменяется по мере проходки [219]. Таким образом,

При твердости горных пород ниже некоторой определенной величины, максимально допустимой для стальных инструментов, целесообразно пока еще и в настоящее время применять стальные буры.

Как следует из рис. 48, скорость бурения зависит от диаметра бура. Поэтому нужно стремиться по возможности к меньшему конечному диаметру буровой скважины, который в свою очередь определяется размерами патрона взрывчатки [217]. При использовании стальных буров вследствие их высокого износа приходится начинать бурение буром значительно большего диаметра. Так, например, при бурении шпура глубиной 2,40 м и конечным диаметром около 30 мм нужно шесть стальных буров, диаметры которых уменьшаются ступенчато (от номера к номеру); при этом первый бур имеет головку диаметром 44 мм. В случае применения твердосплавных долот обходятся тремя бура-

при бурении глубоких скважин в твердых горных породах твердосплавные долота имеют значительные преимущества. В этом случае не только выше производительность бурения, но и требуется гораздо меньше буровых штанг и буровых долот, в результате чего экономятся средства на транспортировку этих инструментов к рабочему месту.

Недостатком твердосплавных долот по сравнению со стальными является большая хрупкость лезвий и опасность их поломки при неудачном выборе марки твердого сплава, неправильной форме лезвия, применении слишком тяжелого бурильного молотка и т. п.

Длительные неудачи с твердосплавными долотами для ударного бурения в период до 1938 г. отчасти объясняются недостаточной ударной вязкостью применявшихся твердых сплавов и использованием бурильных молотков, не рассчитанных на твердые сплавы. Для ударных буров, армированных твердыми сплавами, необходимо применять более легкие бурильные молотки, чем для стальных буров. Для того чтобы добиться при этом той же производительности молотка (произведение силы удара на число ударов), необходимо увеличить число ударов и уменьшить их силу, т. е. применить молотки с коротким ходом и умеренной силой удара. Только взаимное согласование всех применяемых элементов перфоратора, состава твердого сплава и буровых штанг, а также тщательное изготовление и надлежащая напайка инструментов в особых случаях привели к успеху. В настоящее время твердосплавные ударные буры при бурении горных пород незаменимы [219—223].

В ходе развития ударного бурения твердыми сплавами испытывали самые различные формы головки бура — однодолотчатое, двухдолотчатое и крестовое лезвия, лезвия типа Х, лезвия типа У и различные другие формы [160, 202, 203, 223—229]. Применяя сложные формы лезвий, стремились получить высокую эффективность разрушения породы. Теоретически лучше всего должны работать те лезвия, которые наиболее равномерно обрабатывают забой буровой скважины. Практически при нерадиальном размещении лезвий получается равномерно однородный по крупности буровой шлам, что уменьшает расход энергии на бесполезную работу измельчения [201, 212, 213].

Несмотря на многочисленные предложения по конструкции лезвий, практически можно использовать только лезвия простых форм (рис. 49), так как только такие лезвия могут быть без труда изготовлены даже в очень хорошо оборудованных цехах; кроме того, эти лезвия легко поддаются переточке [156—159, 161, 181, 219, 222, 230—237].

Буровую коронку и штангу можно соединить двумя способами: либо применением съемной коронки, либо не-

посредственным впаиванием твердосплавных пластинок в соответствующую оформленную головку буровой штанги. Съемную буровую головку соединяют со штангой бура посредством конуса с цилиндрической или специальной резьбой. Недостатком этого способа является то обстоя-

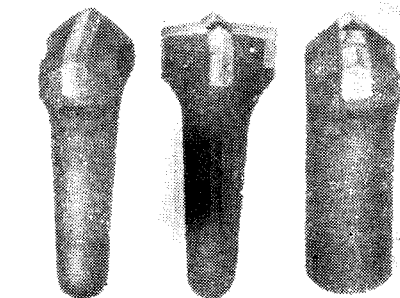


Рис. 49. Коронки с твердосплавными вставками для бурового инструмента

тельством, что ударная работа молотка полностью передается режущему лезвию. Проблему быстрого разъ-

единения головки бура и штанги разрешили путем разработки практически удобных разъемных приспособлений. Однако применение съемных головок имеет неудобство: наименьший диаметр буровой скважины определяется резьбовым или конусным креплением с учетом уменьшения калибра головки при бурении вследствие износа. Поэтому при слишком малых диаметрах и съемной головке нельзя обеспечить безостановочного движения лезвия.

У буровых коронок с резьбовым креплением минимальный экономичный диаметр лезвия составляет примерно 38—40 мм, при конусном креплении он равен 36—38 мм [219]. Лезвия малых диаметров можно экономично применять только в том случае, если они впаяны непосредственно в штангу бура. Подобная технология изготовления буров получила очень широкое распространение в Швеции [231, 232]. При применении 22-мм шестигранного бура можно уменьшить диаметр лезвия до 29 мм, учитывая его износ до конечного диаметра 26 мм. Так как скорость бурения обратно пропорциональна квадрату диаметра лезвия (рис. 50), можно значительно увеличить производительность. Изготовление таких буров требует большого опыта, в особенности по припаиванию лезвия к буровой штанге из легированной стали. Обращение же с ними очень простое. Здесь нет такого соединения (резьбы), которое могло бы быть причиной потери производительности и частых помех. Удачная форма коронки позволяет свободно поступать воде и беспрепятственно удаляться буровой мелочи. Облегчается также и извлечение бура. Однако в случае поломки буровой штанги весь бур выходит из строя. В то же время съемные буровые коронки часто сами выходят из строя при поломке резьбы. Другой недостаток жесткого соединения заключается в том, что с износом твердосплавной пластинки буровая штанга также становится непригодной для дальнейшего употребления вследствие усталости [181, 219, 238—242].

Вопрос о применении съемной коронки или цельного бура еще не вполне разрешен. В последнее время, однако, преобладает явная тенденция в пользу применения цельного бура [158].

Буровая мелочь при ударном бурении отводится чаще всего с помощью воды, которую подводят к месту бурения через отверстия и канавки в головке бура. Давление промывной воды оказывает при этом известное влияние на производительность бурения [243, 244]. Буровой шлам удаляют через сточные канавки. Если созданы условия предотвращения заболевания силикозом, можно производить бурение и всухую, при этом буровой штанге, армированной твердосплавной пластинкой, придают спиральную форму [245].

Решающим фактором повышения производительности при ударном бурении твердосплавным буром является качество твердого сплава. Пластины нужно использовать до полного износа и не допускать преждевременного выхода их из строя из-за трещинообразования или выкрашивания. В соответствии с этим требуются пластичные и выдерживающие ударную нагрузку марки сплавов [48, 156, 159, 222, 246—248]. Для ударного бурения в на-

стоящее время применяют в основном пластинки из твердых сплавов типа WC—Co с 6—15% Co. При этом более пластичные твердые сплавы, т. е. сплавы с повышенным содержанием кобальта, предназначены для особо тяжелых условий работы — бурения максимально твердых трещиноватых горных пород тяжелыми бурильными молотками (см. выше). Соответствующим образом изменяя микроструктуру, можно придать требуемую износостойкость и этим сплавам. В настоящее время при ударном бурении используют [222] следующие четыре сплава типа WC—Co:

1. Сплавы, содержащие ~6% Co. Эти сплавы применяют для легких молотков с работой удара, равной ~1,5 кГм.

2. Сплавы с 7,5—9% Co. Особенно распространены в Германии* и предназначены для применяющихся там обычно буровых молотков с работой удара 4 кГ·м. Эти сплавы, если учесть их большую производительность по сравнению с высококобальтовыми твердыми сплавами, особенно пригодны для бурения однородных горных пород при надлежащем надзоре за буровыми работами.

3. Сплавы с 11—12% Co. Наиболее применимы и в настоящее время. Предназначены для бурения по твердым породам там, где возможности надзора ограничены, т. е. прежде всего на мелких рудниках.

4. Сплавы примерно с 15% Co. По последним данным, вопрос о применении этих сплавов может возникать при использовании тяжелых буровых молотков. Прежнюю точку зрения, что для твердосплавных буров ударного бурения пригодны только легкие и быстроходные молотки, в настоящее время в связи с разработкой пластичных и устойчивых в отношении ударных нагрузок сплавов нельзя считать абсолютно правильной. При работе с молотками, например, массой 50 кг с указанными марками твердых сплавов можно обеспечить вдвое большую производительность, чем при применении обычных легких молотков массой около 18 кг. Применяя соответствующую технологию изготовления, этим сплавам можно придать такую высокую износостойкость, что их износ, в особенности по диаметру, в условиях эксплуатации оказывается совсем незначительным.

* Авторы, по-видимому, имеют в виду ФРГ. Прим. перев.

Кёльбл [167] рекомендует ограничить область применения твердых сплавов типа WC—Co в горном деле, учитывая ударное нагружение и в особенности значительное влияние размеров зерен WC на пластичность и износ буровых сплавов для ударного бурения с различным содержанием кобальта [169, 211, 248, 249]. Оптимальную производительность можно, во всяком случае, получить только при тщательно проведенной пайке.

Глубина буровой скважины при одинаковом затуплении лезвий заметно уменьшается с увеличением содержания кобальта в твердом сплаве следующим образом [222]:

Сплав	Глубина бурения, мм
WC+7,5 % Co	1200
WC+11% Co (BK11)	450
WC+15% Co (BK15)	200
Сталь (сильное сплющивание) .	40

Толщина применяемых в настоящее время твердосплавных пластинок для оснащения буров ударного бурения составляет в большинстве случаев 8—9 мм, а их высота у радиуса 25 мм. От высоты пластинки зависит количество возможных переточек. При этом нужно принимать во внимание, что сталь для коронки или для буровой штанги имеет ограниченный срок службы вследствие явлений усталости. Таким образом, хотя большая высота пластинки и обеспечивает возможность более частых переточек, но это обстоятельство не может быть использовано из-за большого расхода стали.

В то время как у стальных лезвий угол резания составляет 75—100°, у твердосплавных лезвий этот угол в зависимости от пробуриваемой породы равен 95—110°. Некоторые изготовители рекомендуют даже 120°. Однако угол не должен быть слишком тупым, так как при этом может произойти перегрузка пластинки. Углы меньше 95° применять еще не рекомендуется, хотя это было бы желательно, так как производительность бурения при применении острых углов сильно возрастает (рис. 50), в особенности при бурении мягких пород [218, 219]. Здесь до сих пор еще стальные буры, допускающие малые углы резания, предпочтительнее твердосплавных.

Большое значение для производительности и срока службы твердосплавного ударного бура имеет радиус кривизны породоразрушающего лезвия. В настоящее

время применяют радиус кривизны 55—120 мм. В тех случаях, когда имеется опасность поломки, радиус кривизны рекомендуется изменять в зависимости от диаметра бура. У меньших лезвий этот радиус должен быть соответственно меньше. Это особенно следует учитывать при переточке обработанных буров. Радиус кривизны должен быть примерно в два раза больше диаметра бура [222].

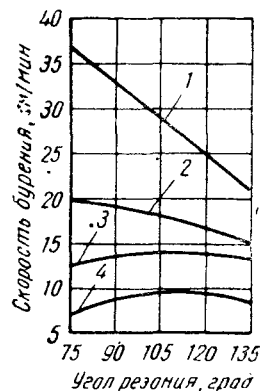


Рис. 50. Зависимость скорости ударного бурения пород различной твердости от угла резания:

1 — глинистый сланец; 2 — мягкий гранит, песчаник средней твердости; 3 — твердый гранит; 4 — кварцит, пирит и другие породы высокой твердости

На рис. 51 показано, как влияют угол резания и радиус кривизны на физические процессы, происходящие при ударном бурении [208]. С увеличением твердости породы надрезно-скалывающий процесс все в большей мере приводит к разрушающему бурению. В связи с этим угол резания и радиус кривизны твердосплавного лезвия должны быть соответствующим образом подобраны.

Само по себе лезвие никогда не должно быть остро заточено: нужно всегда предусматривать фаску 0,2—0,5 мм, а в особо трудных случаях даже 1 мм. Целесообразно на периферии фаску делать меньше, чем в середине бура.

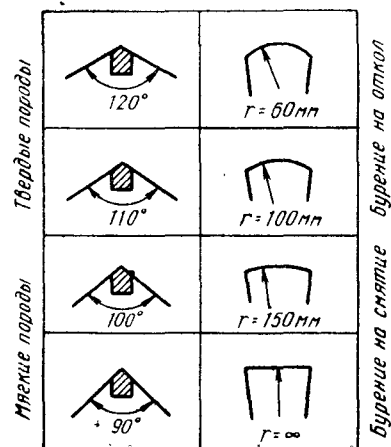


Рис. 51. Влияние формы лезвия твердосплавного бура на физические процессы при ударном бурении твердых и мягких пород

При изготовлении бура для ударного бурения твердосплавную пластинку впаявают в стальную державку с помощью медного или более легкоплавкого серебряного припоя [159, 241, 250]. Это требует известного навыка, так как напайка твердосплавных пластинок на высокопрочные легированные стали является сложной операцией. Стальное гнездо, паяльная фольга и твердосплавная пластинка должны быть тщательно смочены припоем. Наличие непропаянных мест неизбежно влечет за собой поломку даже наиболее вязких пластинок при ударном бурении.

При заточке твердосплавного бура необходимо соблюдать обычные меры предосторожности, хотя применяемые твердые сплавы не очень чувствительны к шлифованию. В большинстве случаев применяют заточные станки с соответствующими зажимными приспособлениями, особенно необходимыми для лезвий сложной конфигурации [156]. Не только при заточке новых, но и при переточке затупившихся долот нужно следить за тем, чтобы были выдержаны угол резания и радиус кривизны. При этом радиус кривизны должен быть несколько уменьшен соответственно износу по диаметру [251]. Угол резания проверяют угольником, а на лезвии до его посадки делают соответствующую фаску. Однодолотчатая головка считается притупленной в том случае, если образовавшееся на наружной режущей кромке затупление достигает ширины ~4,5 мм. Степень притупления v_b , т. е. ширина износа лезвия на расстоянии половины радиуса, не должна превышать 0,5—1 мм. Для измерения ширины износа разработаны простые приборы [252]. Поскольку твердосплавный бур можно применять только до тех пор, пока диаметр бурения еще достаточно велик, лезвие нужно стачивать преимущественно сверху и как можно меньше по окружности, не допуская исчезновения конуса, имеющегося на коронке. Если это произойдет, то инструмент заклинит. При этом в твердосплавной пластинке легко могут образоваться трещины.

Как уже упоминалось, вначале для ударного бурения твердыми сплавами требовались молотки несколько меньшей массы, чем при бурении стальными бурами [156, 158—160, 201, 208, 217, 219, 231, 232, 243, 244, 251—256]. Чтобы добиться соответствующей производительности, нужно было, несколько уменьшив силу удара, увеличить

число ударов. Так, например, буровой молоток, применяющийся обычно для ударного бурения твердыми сплавами, должен обладать следующими расчетными данными:

Средняя масса молотка, кг	18,5
Число ударов в минуту	1850
Число оборотов в минуту	200
Сила удара, кг·м	~3,5
Давление сжатого воздуха, атм	~4—5
Расход воздуха, м ³ /мин	1,7

Новые вязкие твердые сплавы позволяют применять при ударном бурении молотки значительно большей массы (28 кг и более), а также тяжелые ударные перфораторы. Поскольку твердосплавные лезвия способны выдерживать более высокую ударную нагрузку, эти перфораторы при большем числе ударов молотка и более высоком давлении сжатого воздуха обеспечивают большую производительность [222, 231, 232]. В будущем, вероятно, будут применять молотки массой 16—28 кг [219].

О более высокой производительности твердосплавных ударных буров по сравнению со стальными сообщается во многих работах [201, 208, 217, 219, 222—224, 244, 245, 253, 254, 257—259]. Сопоставить данные этих работ между собой трудно, так как они сильно зависят в каждом отдельном случае от свойств пробуренных горных пород. Кроме того, с теоретической точки зрения еще не вполне ясна взаимосвязь различных факторов, влияющих на результаты ударного бурения.

В последнее время в результате многочисленных экспериментальных исследований оказалось возможным установить некоторые закономерности при ударном бурении [198, 209, 260]. Перенесение данных этих исследований в область практического применения при бурении сталкивается, как и прежде, с затруднениями.

По данным фирмы Демаг [261], одно твердосплавное лезвие может заменить при бурении очень твердой породы восемь, твердой породы 20, породы средней твердости 50 стальных лезвий.

Согласно Штейнеру [219], эти данные для современных марок сплавов занижены. По его данным, одно лезвие из твердых сплавов в состоянии заменить при бурении пород наивысшей твердости 15—20, твердых пород 20—50, пород средней твердости 50—150 и мягких пород

свыше 150 стальных лезвий. Так, при опытном бурении гранита это соотношение составляло 1 : 32, а для твердого доломита примерно 1 : 200. При этом в данных условиях работы происходили усталостные поломки буровых штанг. Теоретически возможное соотношение здесь могло достигнуть даже 1 : 300—1 : 400 [219].

Итоговые данные, характеризующие зависимость между твердостью породы, износом по диаметру, производительностью бура и его сроком службы при ударном бурении твердосплавными бурами в сопоставлении со стальными, приведены в табл. 49 [223]. Новые данные, основанные на опытном бурении с использованием различных буровых молотков, приведены в работах [208 и 262].

Таблица 49

Износ по диаметру, стойкость и производительность стальных и твердосплавных ударных буров

Порода	Износ (мм) на 1 м пробуренной скважины		Производительность бурения до переточки, м		Увеличение стойкости буров из твердого сплава по сравнению со сталью
	сталь	твердый сплав	сталь	твердый сплав	
Кварцевая руда	7,0	0,07	0,09—0,13	3	В 23—33 раза
Песчаник	7,0	0,06	0,2—0,25	6—8	» 30—32 »
Песчаный сланец . . .	3,0	0,02	0,6—0,9	25	» 28—40 раз
Глинистый сланец . .	1,8	<0,01	1,0—2,0	75	» 35—75 »

В начальный период применения твердых сплавов для ударного бурения из-за частых поломок лезвий сравнительно дорогих твердосплавных ударных бурильных долот особое внимание приходилось уделять вопросу стоимости бура. Проблема экономичности была изучена по данным многочисленных часто тщательно проведенных исследований и текущим анализам стоимости [154, 157, 164, 166, 224, 234, 237, 257, 258, 263—274]. Подробно эти работы в данной книге упоминаться не будут. Необ-

ходимо отметить, что даже с учетом высокой стоимости твердосплавного бурильного долота при ударном бурении твердых пород и пород средней твердости достигается существенная экономия благодаря значительно более высокой износостойкости и связанным с этим преимуществам.

Большое внимание ударному буровому инструменту с твердосплавными лезвиями было уделено в Швеции — стране со специфическими геологическими особенностями. Многочисленные оригинальные работы и обобщающий обзор [270] дают представление о современном состоянии ударного бурения в Швеции. Полученные там опытные данные по применению напаянных на буровую штангу однодолотчатых лезвий (сплавы WC—Co с 11—12% Co и часто на тяжелых перфораторах) нельзя обобщить безоговорочно. Однако они дают ясное представление о больших технико-экономических преимуществах твердых сплавов при ударном бурении в особенности твердых пород [220, 231, 232, 258, 266, 275—278].

Преимущества буров с твердыми сплавами при ударном бурении твердых пород и пород средней твердости по сравнению со стальными бурами состоят в следующем:

1. Большая скорость бурения даже наиболее твердых пород.

2. Меньший износ по диаметру и, следовательно, очень малое изменение диаметра буровой скважины; уменьшение объема бурения благодаря применению долот меньшего диаметра. В равномерно круглых буровых скважинах легче размещать патроны взрывчатки.

3. Применение бурильных молотков меньшей массы, что упрощает их обслуживание и позволяет сэкономить средства на эксплуатацию. Расход сжатого воздуха на каждый метр буровой скважины уменьшается в результате большей скорости бурения и меньшего потребления при работе с более легкими молотками. Буровые молотки оказываются пригодными и для глубоких буровых скважин.

4. Меньший расход взрывчатки благодаря возможности бурения более глубоких и более узких скважин. Это удешевляет взрывные работы [279].

5. Поскольку использованные твердосплавные лезвия требуют только переточки, отпадают необходимые

при применении стальных буров операции по перековке и термической обработке. Это позволяет сэкономить электроэнергию. Применяя соответствующие заточные станки, можно затачивать твердосплавные долота с меньшими усилиями.

6. Значительная экономия буровой стали и более экономичное использование буровых штанг.

7. Экономия электроэнергии, затрачиваемой на транспортирование буров к рабочему месту и обратно в кузницу. При применении съемных и твердосплавных коронок транспортировка практически вообще становится излишней.

8. Возможность более длительного проходческого цикла, что в свою очередь улучшает рабочий ритм при бурении твердых пород.

9. Уменьшение выхода тонкой буровой мелочи и, следовательно, затрат на дальнейшее измельчение.

10. Улучшение работы забойщика, так как отпадает надобность в частой замене буров, ликвидируется защемление буров и т. д.

Инструменты для глубокого бурения, напавленные твердыми сплавами

При глубоком бурении, в частности в горном деле, производительность бура в значительной мере определяется стойкостью лезвия используемого инструмента. Повышение стойкости лезвия, следовательно, в любом случае значительно увеличивает скорость бурения. Таким образом, применение износостойких твердых сплавов здесь особенно экономично.

Крупногабаритные буровые инструменты для глубокого бурения (долота типа «рыбий хвост», долота ударного бурения, долота типа «ротари», крупные буровые коронки, крыльчатые и шарошечные коронки и т. д.) напавлять твердосплавными пластинками невозможно. Для этих, а также для других инструментов и различного оборудования, например ножей и зубьев экскаваторов, щек дробилок, костылей самолетов, углемольных мельниц, зубцов скребковых транспортеров, мельничных вальцев, шнековых бетономешалок, кулачковых валов, лопастей мешалок, ударных молотков, молотковых мельниц (дробилок) скреперов, шнековых транспортеров

для цементных мельниц и т. д. очень хорошо себя оправдала наплавка твердых сплавов [154, 160, 166, 179, 280—289]. Подобно наплавке стеллита на гнезда клапана карбидом вольфрама с добавкой более легкоплавких сплавов наплавляют места, в наибольшей мере подвергающиеся износу, например концы долота «рыбий хвост» с обеих сторон. Карбид вольфрама, применяемый в виде крупки различной зернистости или же в виде кусочков неправильной формы, обычно получают в литом виде (см. книгу «Твердые материалы»). Этот карбид, представляющий собой по существу эвтектический сплав W_2C-WC , значительно более хрупок, чем монокристалл карбида вольфрама, но в то же время превосходит его по твердости и износостойкости.

Наплавку твердыми сплавами можно проводить различными способами в зависимости от области применения и назначения [59, 179, 185, 208, 270—298]. Так, например, можно наносить несколько слоев мелкозернистого или крупнозернистого карбида вольфрама на соответствующую деталь с помощью электрической дуги с угольными электродами. Получаемое покрытие в основном состоит из чистого литого карбида вольфрама и обладает высокой твердостью, но незначительной вязкостью. Армировать таким путем, следовательно, можно только те инструменты, которые подвержены абразивному износу.

Для наплавки инструментов, подвергающихся толчкам и ударам, в настоящее время применяют наплавочные прутки, представляющие собой трубки из листового железа, в которые насыпается гранулированная смесь вольфрам — углерод или же крупка карбида вольфрама различной зернистости с добавочными металлами, в большинстве случаев ферросплавами¹.

Делались попытки также наносить мелкозернистый порошок с добавкой ферросплавов путем пластической экструзии наплавочных прутков [299].

Прутки наплавляют на соответствующую поверхность слабОВОСстановительным газосварочным пламенем. При этом получается износостойкое покрытие, в котором твердые зерна карбида вольфрама с острыми

гранями вкраплены в пластичную матрицу сплава на основе железа. Зернистость наполнителя — карбида вольфрама выбирают в зависимости от конкретного назначения. На практике применяют наполнители от равномерно мелкозернистого порошка карбида вольфрама до кусочков литого или спеченного карбида с размерами зерен до 10 мм (рис. 52).

Мелкозернистый карбид подходит для наплавки инструмента ударного бурения, а также для деталей ма-

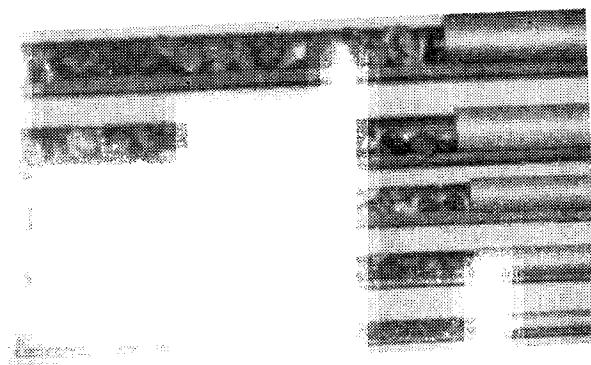


Рис. 52. Наплавочные трубки, заполненные крупкой из карбида вольфрама разной зернистости

шин и приборов, у которых поверхностный слой должен быть гладким и точно соответствовать заданным размерам детали, обладая в то же время достаточной пластичностью. Среднезернистый карбид пригоден как для вращательного, так и для ударного бурового инструмента. Область применения крупнозернистого карбида с размерами зерен порядка 5 мм ограничена вращательными бурами. Таким путем армируют, например, долота типа «рыбий хвост», крыльчатые коронки, буровые коронки и т. д. Армированное твердым сплавом с помощью трубчатых прутков долото типа «рыбий хвост» показано на рис. 53, а армированная таким же путем буровая коронка — на рис. 54.

Эвери обстоятельно исследовал покрытия, наплавленные с помощью прутков трубчатой формы. Он применял газопламенную и дуговую наплавку и определял

¹ Патент (австр.) № 1613942, 1926; 1757601, 1930; патент (герм.) № 616840, 1935.

структуру наплавленного металла, а также его твердость в холодном и горячем состоянии и сопротивление истиранию. Мелкозернистый карбид вольфрама при дуговой наплавке особенно сильно растворим с образованием двойного карбида железа, что уменьшает износостойкость. При наплавке газовым пламенем происходит карбидизация основной массы, что в свою очередь вызывает охрупчивание. Тем не менее эти покрытия пре-

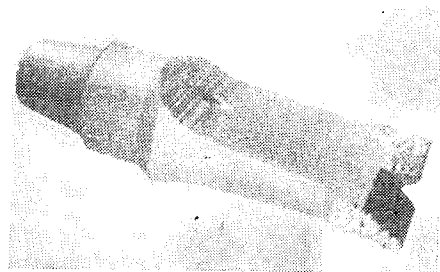


Рис. 53. Долото «рыбий хвост», армированное наплавочным твердым сплавом

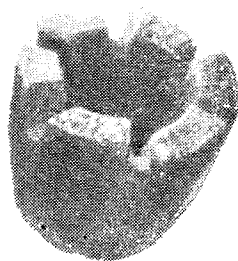


Рис. 54. Буровая коронка с наваренными пластинками

восходят по износостойкости покрытия, нанесенные дуговой наплавкой [293]. Отмечено, однако, что и дуговой наплавкой можно получить качественные покрытия [300]. Для этого нужно применять карбид вольфрама, защищенный поверхностной пленкой и имеющий соответствующий размер зерен [300].

Несколько иначе поступают при армировании инструмента глубокого бурения твердосплавными вставками. Эти вставки представляют собой трех- или четырехгранные, округленные на ребрах, призмы либо пластинки неправильной округлой формы, но с острыми кромками, состоящие из литого карбида вольфрама или металлокерамического твердого сплава [179, 301]. Вставки приваривают на определенном расстоянии друг от друга обычной стальной сварочной проволокой в особо нагружаемых местах бура. Можно также выдолбить или выфрезеровать углубление и закрепить в нем буровую вставку. Остающиеся между буровыми вставками свободные рабочие поверхности заполняют износостой-

ким сплавом, например какой-либо сталью, стеллитом или легкоплавким сплавом хром — железо — марганец. Если требуется еще более высокая износостойкость, можно на всю поверхность нанести с помощью трубчатых наплавочных прутков слой мелкозернистого карбида вольфрама [297]. На рис. 55 показан полученный таким путем наплавленный слой.

Применяются наплавочные прутки и без трубчатой оболочки. У этих прутков зерна карбида вольфрама

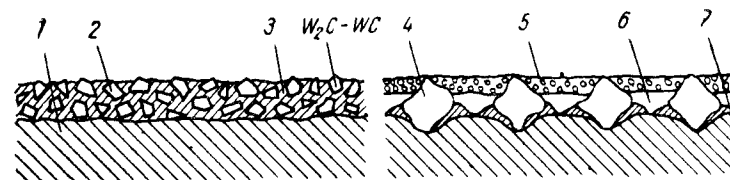


Рис. 55. Строение наплавленного твердого сплава:

1 — основной металл; 2 — наплавленный твердый сплав, состоящий из W_2C-WC со связкой; 3 — связка; 4 — буровая пластинка; 5 — наплавленный из W_2C-WC твердый сплав; 6 — легкоплавкий твердый припой; 7 — сталь

вкраплены путем плавления или спекания в более легкоплавкий сплав хром — марганец — железо¹.

В табл. 50 приведены данные Хинньюбера [179] о составе, свойствах и видах поставки наиболее важных наплавочных твердых сплавов. Кроме того, приведены данные о стеллитах, износостойкость которых также связана главным образом с высоким содержанием карбида. Эти сплавы, однако, упомянуты в табл. 50 только в связи с тем, что они являются наплавочными средствами для буровых вставок.

Производительность при глубоком бурении наплавленными буровыми инструментами в значительной степени зависит от характера породы. В зависимости от способа изготовления и условий бурения производительность бура, наплавленного твердым сплавом, в 5—20 раз выше производительности стального бура. Армирование инструмента для глубокого бурения путем наплавки твердым сплавом, следовательно, значительно увеличивает скорость бурения. В настоящее время при

¹ Патент (англ.) № 406147, 1933; патент (франц.) № 754941, 1933.

Таблица 50
Состав, свойства, виды поставки и способы применения наплавочных твердых сплавов

Примерный состав, %					Точка плавления (приблизитель- но), °С	Твердость (приб- лизительно), кг/мм ²	Плотность, г/см ³	Предел прочнос- ти при наплаве (приблизитель- но), кг/мм ²	Вид поставки	Способ наплавки
С	Mn	Cr	W	Co	Fe					
2—4	—	20—30	10—25 96	35—60	0—10	1300	до 700	8—9	Литые прутки диамет- ром 4—10 мм	Автогенная, электро- дуговая
4	—	—	—	—	—	2600	1800— 2000	15	Порошок карбида вольфрама	Электродуговая
50—70% карбида вольфрама, осталь- ное железо					Мелко- зернис- тый	1800	1100— 1300	11— 13	Железные трубки диамет- ром 5—12 мм, заполненные карби- дом вольфрама раз- ной зернистости	Автогенная, электро- дуговая
					Крупно- зернис- тый	1450	1100— 1300	11— 13		

Продолжение табл. 50

Примерный состав, %						Точка плавления (приблизитель- но), °С	Твердость (при- близительно), кг/мм ²	Плотность, г/см ³	Предел проч- ности при наплаве (приблизитель- но), кг/мм ²	Вид поставки	Способ наплавки
С	Mn	Cr	W	Co	Fe						
4	—	—	96	—	—	2600	1800— 2000	15— 16	35	Образцы или фасон- ные изделия (ли- тые)	Автогенная
5—6	—	—	83— 92	2— 12	—	2500	1400— 1800	14— 15	120—200	Образцы или фасон- ные изделия (спе- циальные)	Автогенная
3—4	5— 12	25— 35	—	—	Осталь- ное	1250	до 650	7— 7,5	90	Литые прутки диамет- ром 4—10 мм	Автогенная, электро- дуговая
30—50% карбида вольфрама, остальное сплав Cr—Mn—Fe или сталь						1300	800— 1000	10— 12	—	Спеченные и литые прутки с зернами карбида вольфрама	Автогенная, электро- дуговая

бурении нефтеносных скважин эти инструменты незаменимы.

О наплавочных покрытиях из порошка WC—Co (фирма Linde Flame Plating), стеллитов и сплавов, содержащих Cr—B—Si—Nb (Colmonoy), для защиты от износа деталей всех видов сообщается ниже.

4. Твердосплавные сердечники снарядов

Идея об использовании высокой плотности вольфрама ($19,3 \text{ г/см}^3$) и псевдосплавов вольфрам — свинец для баллистических целей высказывалась уже в патентах 1902 г.¹ В дальнейшем возникла мысль об использовании для этих целей значительной твердости и прочности карбида вольфрама, обладающего одновременно достаточной высокой плотностью². Уже в 1929 г. в Германии успешно испытали первые сердечники снарядов из металлокерамического твердого сплава (94% WC и 6% Co) плотностью $14,8 \text{ г/см}^3$ [107].

Сердечник снаряда должен обладать высокой плотностью, хорошей вязкостью и твердостью $\sim 88\text{—}90 \text{ HRA}$ (у головки снаряда). Выдержать эти условия одновременно довольно трудно, так как они в известной мере исключают друг друга. Высокую плотность можно получить при возможно низком содержании связки, использовании карбида вольфрама с значительным содержанием углерода и путем горячего прессования детали. Однако при малом содержании связки и высоком содержании W_2C , а также двойных карбидов твердый сплав оказывается очень хрупким. Такие твердые, хрупкие и обладающие особо высокой плотностью твердые сплавы можно применять только для малогабаритных сердечников. Сердечники более крупных размеров нужно изготавливать из обычного WC с 6% C и с содержанием связки не менее 3% (желательно 9—13%).

При серийном изготовлении сердечников снарядов приходится пользоваться более дешевыми сырьевыми материалами, чем при обычном изготовлении твердосплавных изделий. Так, приходится мириться с меньшей чистотой и применять вольфрамовый порошок углеродного восстановления, содержащий 99,5—99,7% W.

¹ Патент (герм.) № 149440, 1902.

² Патент (герм.) № 578815, 1930.

Вместо кобальта в качестве связки используют никель, а также смеси никель — железо и кобальт — никель, хотя известно, что эти связи могут сильно ухудшить качество используемых твердых сплавов. Вместо дорогостоящего мокрого размола применяют по возможности более дешевый сухой размол.

В Германии во время второй мировой войны фирма «Фридрих Крупп» [107] изготавливала сердечники диаметром 6,13 мм из карбида вольфрама с 4,5% связанного углерода. В качестве связки добавляли 2% Ni. Уменьшая содержание углерода примерно до 1,8% и содержание связки до 1%, удалось повысить плотность сплава с 17,2 до $17,4 \text{ г/см}^3$. Полученный таким путем твердый сплав оказывался, однако, чрезвычайно хрупким. Для массового изготовления сердечников диаметром 15—36 мм позднее стали использовать сплав на основе насыщенного монокарбида вольфрама с 3% Ni в качестве связки. Этот сплав имел плотность $15,1\text{—}15,4 \text{ г/см}^3$, твердость 89,8—90,2 HRA и ударную вязкость 0,7—0,9 кГм/см².

Все сплавы подвергали горячему прессованию. При этом для снарядов меньшего калибра за один прием односторонним прессованием изготавливали большее количество (4—6) сердечников (рис. 56). Сердечники более тяжелых снарядов изготавливали двусторонним прессованием в прессформе, показанной на рис. 57 [107, 302]. Расход графита был велик, так как непосредственно соприкасавшиеся с сердечником графитовые прессформы использовали только один раз. Применение графитовых втулок и пластинок позволило многократно использовать пуансоны и матрицы. Измельченный в порошок графитовый лом применяли для карбидизации вольфрама [107].

Отпрессованные сердечники — заготовки до их монтирования в снаряды требовалось подвергать почти всестороннему шлифованию. Из-за высокой твердости и массовости производства деталей это требовало значительного расхода шлифовальных дисков. Шлифование алмазными дисками или заточка алмазными резцами являются дорогостоящими операциями.

Размеры изготавливавшихся в Германии сердечников снарядов и их физико-механические характеристики приведены в табл. 51 [107, 302].

Таблица 51

Химический состав и физические свойства твердосплавных сердечников снарядов (фирма «Ф. Крупп»)

Размеры сердечников, мм		Состав, %		Плотность, г/см ³	Ударная вязкость по Изоду, кг·м/см ²	Твердость, HRA
длина	диаметр	C	Ni			
6,13	22,7	4,5	2	15,7—15,9	4—6	90,8—91,2
6,13	22,7	1,8	2	17,2—17,4	0,8—2	87,8—88,3
9,5	40,0	6,1	3	15,3—14	60—90	89,8—90,2
11,0	41,0	5,5	2,5	15,5—15,6	30—35	92,2—92,8
12,0	42,0	5,5	2,5	15,5—15,6	30—35	92,2—92,8
15,0	58,0	6,1	3,0	15,3—15,4	60—90	89,8—90,2
16,0	58,0	5,5	2,5	15,5—15,6	30—35	92,2—92,8
16,0	58,0	6,1	3,0	15,3—15,4	70—90	89,8—90,2
18,0	65,5	6,1	3,0	15,3—15,4	70—90	89,8—90,2
21,0	75,0	5,5	2,5	15,5—15,6	30—35	92,2—92,8
28,0	110,0	6,1	3,0	15,3—15,4	70—90	89,8—90,2
30,0	120,0	6,1	3,0	15,3—15,4	70—90	89,8—90,2
36,0	130,0	6,1	3,0	15,3—15,4	70—90	89,8—90,2

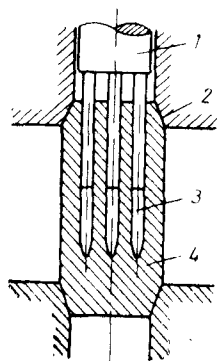


Рис. 56. Многочестная пресс-форма для горячего прессования небольших сердечников снарядов:

1 — верхний пуансон; 2 — контактный конус; 3 — сердечник; 4 — матрица

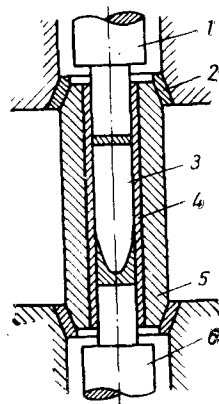


Рис. 57. Прессформа для горячего прессования больших сердечников снарядов:

1 — верхний пуансон; 2 — конусное кольцо; 3 — сердечник; 4 — гильза; 5 — матрица; 6 — нижний пуансон

Значения твердости, замеренные на одной и той же детали, оказались не вполне совпадающими из-за неравномерного распределения плотности. Тем не менее путем усовершенствования технологии горячего прессования и улучшения прессформ удалось изготовить сравнительно однородные сердечники. При производстве сердечников обычным (т. е. холодным) прессованием из твердых сплавов WC—Co, как это принято в США и в Англии, необходимо избегать усадки по конусу в менее плотной зоне путем соответствующих коррективов в устройство прессформы.

При изготовлении сердечников снарядов [303, 304] из твердых сплавов WC—Ni детально изучали влияние содержания углерода на их плотность, ударную вязкость, твердость и удельное электрическое сопротивление. Некоторые данные приведены на графике (рис. 58). Свойства же твердых сплавов типа WC—Co с 6—15% Co приведены выше.

Твердосплавные сердечники снарядов вследствие их высокой пробойной силы [107, 302, 305] особенно широко применяли для стрельбы по танкам. Их сравнительно высокая хрупкость при этом не играла существенной роли. В то же время их значительная эффективность определялась и способностью противостоять высоким давлению и температуре, возникающим при пробивании броневой плиты [306]. Для пробивания броневых плит большой толщины рекомендовалось применять

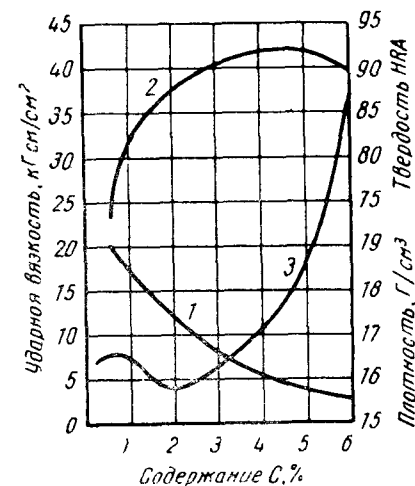


Рис. 58. Плотность, твердость и ударная вязкость сердечников снарядов из твердых сплавов WC—Ni в зависимости от содержания углерода в WC:

1 — плотность; 2 — твердость HRA; 3 — ударная вязкость

твердые сплавы с более высоким содержанием кобальта.

Всего в Германии с 1935 по 1943 г. было изготовлено сердечников массой до 2600 английских тонн (1 английская тонна равна 1016 кг). Больше всего их было изготовлено в 1940 г. (680 т). Сильный спад производства сердечников в 1942—1943 гг. был вызван нехваткой в Германии вольфрама. В 1943—1944 гг. производство сердечников было полностью прекращено, а имевшиеся в наличии резервы вольфрамовой руды и вольфрамовой кислоты использовали только для резцовых пластинок. Хрупкие сердечники диаметром 6,13 мм в количестве 1000 т не удалось использовать по прямому назначению и они были переработаны на трехокись вольфрама, а из сердечников диаметром 11 и 12 мм в количестве 250 т изготовили горячим прессованием сердечники более крупного калибра.

Сердечники для шведских противотанковых снарядов изготавливали горячим прессованием из сплавов WC—Co. Английские и американские сердечники, предназначенные для поражения бронированных танков «тигр», изготавливали обычным спеканием твердых сплавов WC—Co (марки G2 и G3). Необходимости применять в качестве связки наряду с кобальтом никель или железо по мотивам, связанным с наличием сырьевых ресурсов, не было. Точных данных о выпуске твердосплавных сердечников в Англии и в США в 1944—1945 гг. нет. Известно только, что общий масштаб их производства в несколько раз превысил выпуск в одной Англии за 1944 г.

Альтгольц [303] подробно описывает процесс изготовления фирмой «Карболой» сердечников снарядов. Тонко размолотую смесь WC—Co прессовали с добавкой парафина в качестве пластификатора в цилиндрических вертикальных матрицах под давлением около 60 т. Диаметр прессовок составлял около 60 мм, длина — около 230 мм, масса — около 4 кг. Загрузка порошка при изготовлении сердечника для 76-мм снаряда составляла около 5 кг. Прессовки загружали в графитовых лодочках в асбестовый порошок и подвергали предварительному спеканию, во время которого удалялся парафин. На предварительно спеченные цилиндры

с помощью дисков из карбида кремния наносили конус; после этого их снова погружали в графитовые лодочки в засыпке из окиси алюминия и подвергали окончательному спеканию. Линейная усадка составляла при этом 18%, а окончательная твердость — около 83 HRA. После этого проверяли массу и размеры сердечников, а также определяли предел прочности при сжатии. В случае необходимости производили дополни-

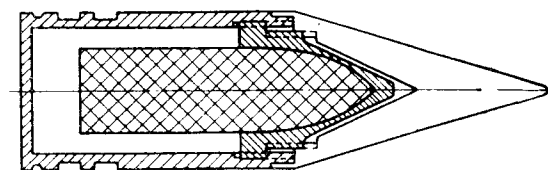


Рис. 59. Устройство противотанкового снаряда с твердосплавным сердечником

тельное шлифование конуса алмазным диском. На рис. 59 показан противотанковый снаряд с твердосплавным сердечником и алюминиевым наконечником.

5. Износостойкие твердосплавные детали в машиностроении и приборостроении

Высокие твердость и износостойкость металлокерамических твердых сплавов уже вскоре после их внедрения в производство открыли для них многочисленные области применения, при этом не только в качестве режущих материалов [5, 22, 48, 92, 117, 142, 143, 284, 307—327]. Помимо уже упомянутой обширной области применения для волочения проволоки и прутков, армирования буров ударного и вращательного бурения в горном деле, а также изготовления сердечников снарядов, существуют многочисленные возможности их применения в машиностроении и приборостроении в производстве листового металла и проволоки, в химической и текстильной промышленности, в камнедробилках, в керамической промышленности, в порошковой металлургии и во многих других областях (табл. 52). На рис. 60 показаны износостойкие детали из твердых сплавов.

Области применения твердых сплавов в качестве износостойких материалов

Отрасль промышленности	Область применения
Волоочильное производство	Волоки для круглого и профильного материала, матрицы и стержни для протягивания труб, волоочильные плашки и фильеры, губки, захваты, правильные валки, волоочильные клещи, валки проволочно-прокатных станков, щеки молотов, штампы для холодной высадки, отрезные ножи и патроны
Прокатка и обработка листового металла	Режущие инструменты, штамповочные инструменты, штампы для глубокой вытяжки, чеканные штампы, ножницы для резки металла, кромкозагибочные валки, фальцовочные валки, гибочные планки, прецизионные валки для холодной прокатки, охлаждающие планки для закалки бритвенных лезвий.
Машиностроение и приборостроение	Центры токарных станков, зажимные кулачки, кулачки сверлильных патронов, направляющие втулки, прижимные ролики на револьверных станках, прецизионные подшипники на револьверных и шлифовальных станках, криволинейные направляющие, сверлильные кондукторы, направляющие с резьбой, опорные части, упорные болты, упоры, упорные планки, защелки, ножи бесцентровых шлифовальных станков, диски и ролики для накачивания, направляющие для ленточных пил, приспособления для высадки зубьев в полотнах, опорные призмы для весов, тисочные губки, подшипники тяжелых двигателей, сопла пескоструйных аппаратов, лопасти пескометов, сопла и вентили клапанов для распылителей, впускные сопла и распылители для турбин, форсунки для дизелей, изложницы для литья под давлением, контакты для телеграфных аппаратов.
Производство измерительных инструментов	Шарики Бринеля, пирамиды Виккерса, толщинометры, калибры, контактные оправки, измерительные колесики для планиметров

Отрасль промышленности	Область применения
Текстильная промышленность	Направляющие для пряжи из натуральных и искусственных волокон, направляющие части прядильных машин для нейлона и искусственного шелка
Химическая промышленность	Клапаны для высоких давлений, корпуса, кольца и седла клапанов для корродирующих жидкостей и мокрого шлама, выгрузатели и скребки для центрифуг, сопла для высоких давлений, сопла для инсектицидов, сопла для обработки пищевых продуктов
Горное дело	Буровые коронки, инструменты для ударного бурения, буры типа «рыбий хвост», размольные шары, долота для бурения по камню, молоты для щебня, ролики для резки камня
Керамическая промышленность	Матрицы для прессования керамических масс, прессформы для кирпичей, матрицы для ленточных прессов, стеклопрядильные волокна, захваты стекла
Порошковая металлургия	Прессформы и пуансоны для металлических порошков, калибровые втулки и стержни, мельницы с твердосплавной футеровкой
Разное	Подковки, пластинки под каблучки, сапожные гвозди, проволоки для лесок, подшипники для навивочных барабанов удилищ, направляющие кольца буксировочных тросов самолетов, гравировальные иглы, наконечники для авторучек, графмофонные иглы

Из существующих марок твердых сплавов для изготовления изнашиваемых деталей машин или для их армирования в первую очередь применяют сплавы типа WC—Co с различным содержанием кобальта, иногда с незначительными присадками TaC, TiC, NbC, VC и т. д. Для изнашиваемых деталей, работающих без ударной нагрузки, подходят твердые сплавы с 6—9% кобальта и даже менее вязкие безвольфрамовые твердые сплавы. Для бесстружковой обработки при незна-

чительных ударных нагрузках применяют сплавы с 9—12% Со, а при средней ударной нагрузке — с 15—20% Со. Введение кобальта в количестве 25% и более позволяет выдержать очень высокую ударную нагрузку. С увеличением содержания кобальта в любом случае твердость, а в известной мере и износостойкость снижаются. Необходимо, следовательно, во всех случаях когда действует высокая ударная нагрузка, выбирать

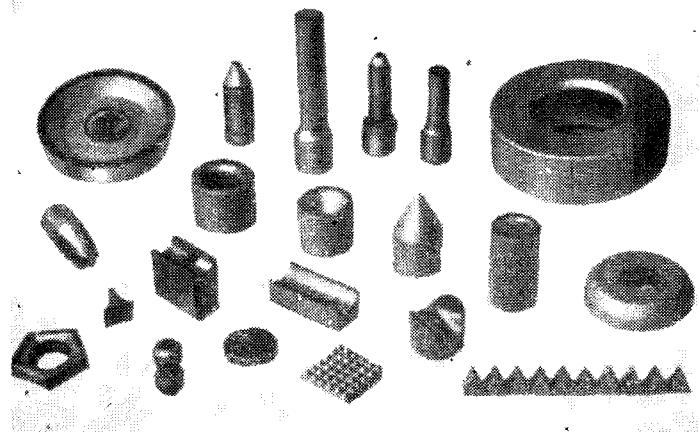


Рис. 60. Износостойкие детали из твердых сплавов

такие марки твердых сплавов, которые при оптимальной твердости и износостойкости обладают достаточной вязкостью, чтобы выдерживать ударные нагрузки без повреждения или поломки. Ниже дается более детальный обзор областей использования твердых сплавов.

Наряду с использованием твердых сплавов для валок и волочильных очков их применяют и в других областях, связанных с производством и обработкой проволоки. При ковке спеченных прутков из вольфрама, молибдена и других металлов в ротационных ковочных машинах с применением твердосплавных ковочных плашек важную роль играет исключительно высокая твердость сплавов в горячем состоянии, так как температураковки лежит в интервале 1000—1600° С. При этой

температуре обычные высоколегированные стали очень сильно изнашиваются. У крупногабаритных плашек из твердого сплава изготавливают только нагружаемые детали. Соответствующую, предварительно изготовленную твердосплавную вставку наплавляют твердым припоем. Небольшие плашки являются цельнотвердосплавными [320, 328—330]. Ударный характер нагрузки требует применения вязких сплавов с 15, 20 или 25% кобальта. Те качества твердых сплавов, которые требуются для обработки при высокой температуре, имеют еще большее значение при холодной прокатке проволоки, игл и профилей. Твердосплавные плашки превосходят в 30—60 раз по стойкости плашки из лучшей инструментальной стали. При использовании твердосплавного ковочного инструмента значительно снижаются расходы на переточку.

Роль твердосплавных инструментов все более возрастает в производстве заклепок, винтов и гвоздей [92, 117, 118, 284, 323, 324, 327, 331—336] (рис. 61). В то время как стальные штампы холодной высадки головок заклепок, например, при диаметре 5 мм раздаются уже после высадки 30—50 тыс. заклепок, в штампах, армированных твердыми сплавами, при том же диаметре не обнаруживается сколько-нибудь заметной раздачи даже после высадки 3 млн. заклепок [150, 319, 337]. В связи с высокой ударной нагрузкой здесь используют сплавы с 15, 20 или 25% кобальта. Помимо высадочных штампов, твердыми сплавами армируют также отрезные ножи и отрезные патроны. Эти инструменты отрезают в 30 раз больше заготовок, чем стальные инструменты [317].

Армированные твердыми сплавами инструменты для холодной гибки позволяют экономично изготавливать колена труб из аустенитных сталей; эти инструменты оправдали себя также при изготовлении цепей [327].

Интересной областью применения твердых сплавов являются инструменты листопрокатных и проволочных цехов. В последние годы в ФРГ и в особенности в США широко стали применять прецизионные валки для прокатки алюминия, благородных металлов и биметаллических лент. Высокий модуль упругости (т. е. незначительная стрела прогиба) и незначительный износ валков позволяют строго выдерживать допуск у холодно-

катаных листов и обеспечивают особо длительный срок службы инструмента [307, 312, 338—345]. Наряду с высокой износостойкостью и возможностью соблюдения точных размеров существенным является также то, что хорошее качество отполированной поверхности твердосплавных валков передается прокатываемому материалу. Прокатываемый материал прилипает к твердосплавным валкам меньше, чем к стальным. Стойкость твердо-

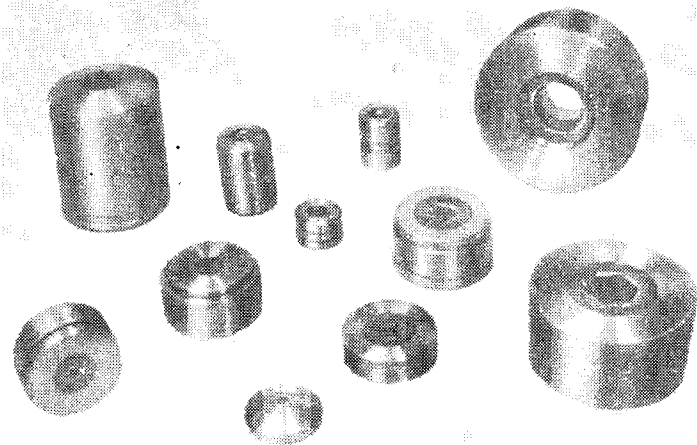


Рис. 61. Армированные твердым сплавом инструменты для холодной высадки

сплавных валков (в большинстве случаев применяют совершенно беспористый сплав с 11% Со) превышает стойкость (срок службы) стальных валков примерно в 50—100 раз.

Малогабаритные валки изготавливают в настоящее время цельнотвердосплавными. При изготовлении же валков больших размеров стальной сердечник покрывают (армируют) твердосплавной оболочкой [21, 317, 320, 346]. В США такие валки имеют диаметр около 250 мм и длину около 1000 мм при общей массе не свыше 500 кг [342].

Армирование жаропрочными твердыми сплавами на основе карбида титана проводок мелкосортных станов,

на которых прокатывают стали с высокой скоростью при температуре 760—980° С, позволяет увеличить срок службы инструмента примерно в 45 раз (323). Твердые сплавы как износостойкие материалы могут найти широкое применение в качестве инструментов (штампов) для глубокой вытяжки, прессования и тиснения гильз, чашек, тубиков, фасонных изделий и т. д. Во время войны в особенно широком масштабе применяли армированные твердыми сплавами вытяжные штампы для изготовления боеприпасов [308, 314, 347, 350]. Эти штампы могут быть использованы в настоящее время в народном хозяйстве для массового изготовления деталей [22, 92, 117, 351—354]. Длительное сохранение размеров твердосплавных вставок позволяет изготавливать без переточки, например, патроны и гильзы снарядов в несравненно больших количествах, чем при работе со стальными инструментами. Высокое качество поверхности твердосплавной вставки и ее незначительная склонность к свариванию с вытягиваемым материалом дают возможность также производить глубокую вытяжку трудно вытягиваемых материалов без промежуточных отжигов. В отношении размеров подобных инструментов в настоящее время вряд ли существует верхний предел; твердосплавные вставки можно изготавливать диаметром до 350 мм [346, 355].

Аналогами штампов для глубокой вытяжки и прессования являются штампы для чеканки, а также калибровочные матрицы и пуансоны для наружной и внутренней калибровки деталей, изготавливаемых со строгими допусками. Преимуществом твердых сплавов здесь также является очень хорошее качество поверхности и длительное сохранение размеров твердосплавной вставки, а следовательно, и изготавливаемой детали [317, 356].

Твердосплавные инструменты все чаще применяют для резки и штамповки листового металла. Применение вырубных обрезных штампов с твердосплавными вставками особенно рентабельно при массовом выпуске изделий (например, бритвенные лезвия, детали часового механизма) или при штамповке листовых металлов, сильно изнашивающих инструмент, например трансформаторного железа (рис. 62, 63) [117, 122, 314, 315, 317, 319, 323, 324, 340, 351, 354, 356—373].

Изготовление вырубных отрезных штампов с твердо-

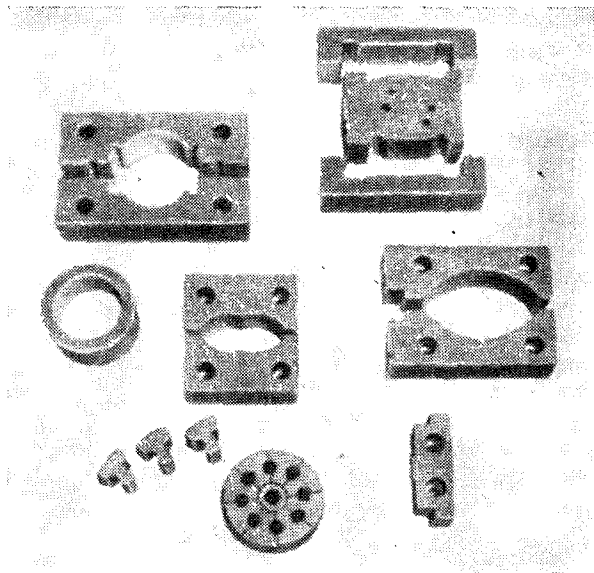


Рис. 62. Твердосплавные части штампа для вырубки деталей из листовой стали для статоров и роторов электродвигателей

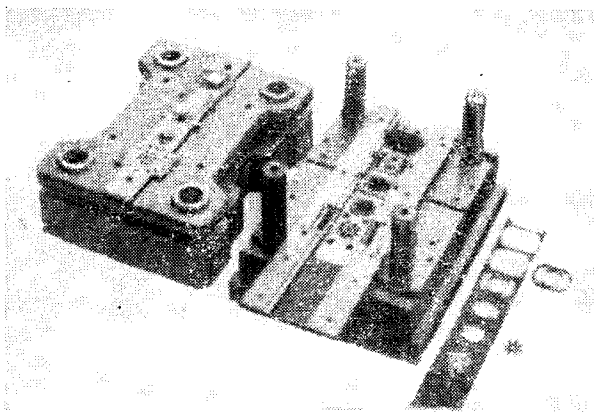


Рис. 63. Армированный твердым сплавом штамп для вырубки деталей из листовой стали для статоров и роторов электродвигателей

сплавными вставками требует значительного опыта в инструментальном деле [374—383]. Вставки часто изготовляют из отдельных сегментов, каждый из которых подвергают окончательной обработке (доводке) алмазно-металлическими кругами на профильных шлифовальных станках, после чего производят посадку сегментов в стальной корпус. Доводка готового инструмента очень затруднительна. Вырубные пуансоны также армируют твердыми сплавами. Крепление твердого сплава к пуансону производят напайкой или с помощью специальных винтовых зажимов [384]. Небольшие пуансоны изготовляют цельнотвердосплавными.

Для того чтобы избежать поломки режущей кромки, в большинстве случаев применяют твердый сплав WC—Co с 20% Co. Несмотря на то что твердосплавный вырубной штамп в три-пять раз дороже стального, его применение обеспечивает значительную экономию, так как его стойкость (срок службы) в зависимости от штампуемого материала в 20—60 раз превышает стойкость стального штампа. Нередко между двумя переточками штампуют свыше 1 млн. изделий [150, 385, 386].

Для износостойкости направляющих штампов, а также желобков, по которым непрерывно подается лента, их также армируют твердыми сплавами [387].

В машиностроении и приборостроении твердые сплавы используют очень широко [143, 284, 307, 309, 310, 314, 317, 318, 320, 323]. Детали, которые раньше изготовляли из стали, в нагружаемых местах обязательно армируют твердыми сплавами чаще всего типа WC—Co. Армирование производят с помощью пайки мягким или твердым припоем. Облицованные поверхности шлифуют кругами из карбида кремния или же алмазно-металлическими дисками и доводят на притирочных станках.

Все современные высокопроизводительные токарные станки оборудуют токарными центрами, армированными твердыми сплавами. Твердым сплавом армируют также зажимные кулачки и люнеты. У бесцентровых шлифовальных станков очень быстро изнашиваются стальные направляющие полосы, что заметно снижает точность шлифования. Применяя армированные твердыми сплавами планки, полосы и линейки, достигают в наиболее благоприятных случаях 300-кратного увеличения стойкости (срок службы) по сравнению со сталь-

ными направляющими при одинаковой точности шлифования [311, 318]. В станкостроении, в особенности у всякого рода токарных автоматов, многочисленные детали, ранее изготовлявшиеся из стали (упоры, упорные болты, направляющие втулки, криволинейные направляющие, сверлильные кондукторы, защелки механизма подачи, шупы, прижимные ролики и т. д.), в настоящее время армируют твердыми сплавами. Твердосплавные подшипники для прецизионных шлифовальных станков, сильно нагружаемых двигателей и т. д. очень мало изнашиваются и хорошо работают даже при повышенной температуре без смазки [310, 388] или же со щелочной смазкой [389, 390]. В связи с этим следует упомянуть о работах по теоретическому [391, 392] и практическому [393] изучению процессов трения у твердосплавных подшипников. Для подобных видов применения изучали также комбинации карбидов, боридов, силицидов и графита [61—63, 65, 394].

В часовой промышленности, являющейся одним из основных потребителей фасонных твердосплавных штамповых инструментов, твердосплавные роликовые шайбы обеспечивают особенно высокое качество поверхности ряда деталей. Для внутренней калибровки и полировки давлением применяют твердосплавные шарики [116, 395—397].

Особое значение имеют твердые сплавы в производстве измерительных приборов. Высококачественные микрометры, предельные калибровые пробки, толщиномеры, резьбовые калибры, эталонные пластинки для измерения твердости и другие инструменты массового контроля с успехом армируют твердыми сплавами [143, 398—400]. Это обеспечивает не только значительную экономию средств благодаря удлинению срока службы измерительного инструмента, но и более точный и надежный технический контроль.

Твердосплавные шарики и пирамиды приборов для испытания на твердость [323, 401—403] в отличие от стальных шариков почти не деформируются даже при испытании материалов твердостью 400—800 НВ. Измерение твердости с их помощью оказывается значительно более точным, и в указанном интервале получают значительно большие величины твердости, чем при применении стальных шариков [398].

Другой важной областью применения твердых сплавов являются сопла всех видов [143]. Как известно, износ сопел, в особенности при пескоструйной обработке, очень велик. Сопла пескоструйных аппаратов с твердосплавными вкладышами характеризуются значительно более долгим сроком службы, чем применяющиеся до настоящего времени сопла из отбеленного чугуна. В то время как сопла из отбеленного чугуна оказываются сильно изношенными уже после 3—4 ч работы, твердосплавные сопла оказываются почти неизменившимися в размерах после 1000 ч эксплуатации, а в более благоприятных случаях даже после 1600 ч [319, 404, 405]. Благодаря высокой стойкости твердосплавных сопел и, следовательно, сохранению размеров отверстия устраняется избыточный расход сжатого воздуха и электроэнергии, а также падение давления. Отпадает, кроме того, необходимость в частой смене сопел. Более высокая стоимость твердосплавных сопел по сравнению с соплами из отбеленного чугуна компенсируется их значительно более долгим сроком службы. Кроме того, достигается большая экономия сжатого воздуха при эксплуатации.

Как правило, из твердого сплава изготавливают только внутреннюю часть пескоструйного сопла. Для защиты от толчков твердосплавный вкладыш впаивают или клеивают в стальную оболочку.

Наряду с пескоструйными соплами твердыми сплавами армируют и другие виды сопел, у которых возникают аналогичные явления износа: сопла воздуходувок; разбрызгивающие сопла; распылительные сопла; сопла для впуска и выхлопа газов в дизелях; сопла на машинах для обмазки сварочных электродов [284]; сопла для автоматов, в которых прессуются органические массы, наполненные окислами; разбрызгивающие сопла для керамических масс [406]; стеклопрядильные сопла и мунштуки прессов для производства прутков из легких и цветных металлов [307, 314, 327, 407]. С помощью твердосплавных мунштуков удалось, например, изготовить прутки диаметром 10 мм из железного, никелевого и кобальтового порошков. Прессование производилось под давлением 18 т/см^2 и при температуре около 900°C [508]. При таком режиме прессования матрица из закаленной инструментальной стали начинает «течь».

В связи с этим следует упомянуть об известных экспериментах Бриджмена [306], связанных с применением высокого давления. Для этих экспериментов использовали твердосплавные вкладыши, выдерживавшие давление до 154 т/см^2 . Подобные вкладыши применяют в настоящее время при синтезе алмазов [409—412].

Твердые сплавы благодаря высокой коррозионной стойкости [22, 307, 370, 413] нашли применение в химической промышленности в качестве конструкционных материалов для аппаратов большой емкости. Сюда относятся детали клапанов, уплотнительные конусы и кольца, сопла для гидрогенизации в условиях высоких давлений. Твердые сплавы, кроме того, достаточно устойчивы к воздействию быстрорежущих горячих растворов едких щелочей, попадающих в аппаратуру вместе с отходами [414]. Все возрастающий интерес для химической промышленности представляет, по-видимому, армирование твердыми сплавами выгрузателей центрифуг, а также облицовка ими различных сопел.

Твердые сплавы на основе карбида хрома с никелевой связкой характеризуются не только высокой износостойкостью, но и значительными коррозионной стойкостью и окислостойкостью [48, 415—417]. По этой причине их используют для таких деталей, которые, работая на износ, одновременно подвергаются коррозионному воздействию (гнезда и шары клапанов для нефтяных насосов и насосов в химической промышленности, нитеводы, изнашиваемые детали всех видов в химической, фармацевтической и пищевой промышленности и т. д.). Жаропрочные и окислостойкие твердые сплавы на основе карбида хрома рекомендуются применять для горячего мундштучного прессования [334]. Для напайки этих сплавов на стальную державку необходимо применять серебряный припой и в особенности флюсы и раскислители [418].

В отдельных случаях целесообразно выяснить вопрос о применении довольно прочных сплавов на основе WC с платиновой или никельхромовой связками.

В текстильной промышленности находят все более широкое применение направляющие кольца для нитей из натурального или искусственного шелка, изготавливаемые из твердых сплавов методом мундштучного прессования [313, 419]. Они характеризуются более длитель-

ным сроком службы (в 100 раз), чем применявшиеся до сих пор ушки. Твердосплавные направляющие кольца различных размеров применяются в настоящее время не только в текстильной промышленности, но и при изготовлении проволочной сетки и тончайшей стальной стружки (стальной шерсти), при перемотке проволоки, намотке катушек [420], при изготовлении удилиц и направляющих буксировочных тросов самолетов [313].

В горном деле, кроме случаев применения твердых сплавов для буров вращательного и ударного бурения, используют тяжелые твердосплавные шары диаметром 80—120 мм для грубого размола минералов и руды [5]. Однако для этой цели требуется значительное количество твердого сплава. Замена обычных твердых сплавов типа WC—Co твердыми сплавами MoC—TiC откроет широкие возможности для применения безвольфрамовых сплавов, которые в настоящее время применяют в тех случаях, когда деталь подвергается только износу в результате трения.

Армированные твердосплавными пластинками ударные элементы в коксодробилках и других измельчительных машинах, например в пищевой и текстильной промышленности, изнашиваются во много раз меньше, чем аналогичные ударные элементы из стали [421].

В керамической промышленности, так же как и в порошковой металлургии, требуются прессформы для массового прессования изделий из абразивных материалов. Армированные твердыми сплавами прессформы для изготовления кирпичей обладают значительно большим сроком службы, чем стальные матрицы. В то время как в стальной матрице можно спрессовать только 8—10 тыс. кирпичей, в твердосплавной удастся спрессовать свыше 40 тыс. кирпичей, в результате чего достигается значительная экономия материала [318, 340].

Срок службы твердосплавного прессового инструмента, применяемого для изготовления шлифовальных дисков на основе карбида кремния или корунда, в десять раз превышает срок службы стального инструмента; спрессованные диски при этом обладают гораздо более точными размерами и легче выталкиваются из прессформ [318].

Применяемые в керамической промышленности для изготовления фасонных изделий, подвергающихся из-

носу, различные шаблоны (грунтовочные, плющильные, резальные и т. д.) также целесообразно армировать твердыми сплавами [406, 422]. В то время как стальной плющильный шаблон для изготовления фарфоровых тарелок срабатывается уже после 8—12-ч применения, шаблон, армированный твердым сплавом, можно использовать в течение 6—12 месяцев.

В порошковой металлургии, так же как и в керамической промышленности, можно широко использовать твердые сплавы в качестве износостойких материалов. При мокром размоле твердосплавных смесей особенно хорошо служат армированные твердым сплавом мельницы с твердосплавными шарами¹.

Прессование металлических порошков в фасонные изделия ведет к сильному износу прессформ. В этой области хорошие результаты получены при использовании матриц и пуансонов, армированных твердыми сплавами [423—427]. При прессовании, например, спеченных железных подшипников под давлением 2—3 т/см² стойкость таких прессформ превышает в 100—200 раз стойкость прессформ из инструментальной стали и в 50—100 раз — стойкость хромированных прессформ [5, 428, 429]. При давлении прессования 6—12 т/см² преимущество металлокерамического твердого сплава с его высокой стойкостью к привариванию еще более заметно. Холодное или горячее приваривание металлического порошка к стенкам матрицы, ведущее к преждевременному износу стальной матрицы, у твердых сплавов очень невелико.

На рис. 64 показана футерованная твердым сплавом матрица для прессования металлических порошков. Твердосплавная футеровка (темная) состоит из десяти сегментов, каждый из которых в отдельности шлифуют алмазно-металлическим диском и затем производят его посадку в стальную обойму с помощью промежуточного кольца (светлое) [430]. Так, крупные матрицы, которые можно подвергать последующему шлифованию, могут быть изготовлены цельнотвердосплавными путем горячего прессования [431].

Если суммировать все преимущества и возможные недостатки твердого сплава, как износостойкого мате-

риала, применяемого в машиностроении и в приборостроении, то выявляется преобладание преимуществ твердосплавных инструментов по сравнению с до сих пор применявшимися стальными. Твердосплавные инструменты в большинстве случаев в 3—5 раз дороже стальных и являются относительно более хрупкими. При неправильном обращении с твердосплавным инструментом или неудачном выборе марки металлокерамического твердого сплава может произойти повреждение или даже разрушение дорогостоящего инструмента. Однако первоначальные высокие затраты быстро перекрываются высокой производительностью твердосплавного инструмента, в особенности при обслуживании высококвалифицированным рабочим персоналом [432]. Себестоимость изготовления изделий снижается в результате сокращения времени на побочные операции и почти полного устранения брака. Наряду со снижением себестоимости большое значение имеет улучшение использования станков, качества изделий и т. д. Таким образом, применение твердых сплавов в качестве износостойких материалов оправдывается не только с чисто производственной, но и с народнохозяйственной точки зрения. Необходимо отметить, что переход от применявшихся до сих пор стальных инструментов к твердосплавным требует тесного сотрудничества между потребителями и производителями. В ряде случаев необходимо менять конструкцию изготавливаемой детали в соответствии со свойствами твердого сплава.

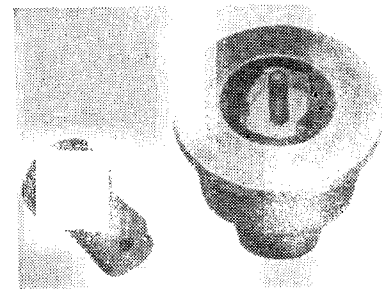


Рис. 64. Прессформа для прессования спеченных магнитов, футерованная металлокерамическим твердым сплавом

Твердосплавные покрытия для изнашиваемых деталей

Ранее упоминалось о применении литого карбида вольфрама для наплавки бурового инструмента. В пос-

¹ Патент (герм.) № 712679, 1938.

ледние годы были разработаны методы нанесения износостойких покрытий и металлоподобных твердых материалов, в особенности из карбидов и боридов¹, на работающие на износ малогабаритные детали всевозможных приборов путем напыления. Уже Шоон [433] доказал возможность напыления порошка карбида вольфрама. Методом так называемого «газопламенного напыления», разработанным фирмой Air Products Company, с помощью пистолета напыляют тонкий слой карбида вольфрама с 8% кобальта [48, 434—443]. Масса смеси WC—Co при этом не плавится, а напыляется на поверхность изделия при температуре выше точки плавления кобальта; при этом ценный карбид вольфрама не разлагается. В результате получается довольно плотное малопористое покрытие со структурой металлокерамического твердого сплава. Покрытия, содержащие вследствие некоторой незначительной декарбидизации η-фазу, обладают такой же высокой износостойкостью, как и компактные твердые сплавы, и лучшей износостойкостью, чем обычные покрытия из наплавочных твердых сплавов или же покрытия, полученные хромированием. В качестве примеров применения этого, к сожалению, дорогого метода можно назвать винтовые калибры, калибры-пробки, сердечники для металлокерамических инструментов поршней и гнезд клапанов, ударные приспособления в дробильных машинах, ножницы, матрицы, ролики станков для правки проволоки, уплотнители компрессоров и т. д.

Более экономичным является процесс так называемого «плазменного напыления», заключающийся в том, что в атмосфере защитного газа и при высокой температуре дуговой плазмы наносят тонкие покрытия твердых материалов, пластмасс и других металлоподобных или окисных материалов [444, 445].

Методом электроэрозии можно не только обрабатывать твердые сплавы, но и при соответствующей схеме включения наносить покрытие из твердых сплавов, на-

¹ Впоследствии выяснилось, что в уже ранее известных наплавочных твердых сплавах на основе легированных сталей и стеллитов носителями твердости являются монокарбиды, двойные карбиды, нитриды, а в ряде случаев и бориды, и силициды, которые обуславливают высокую износостойкость подобных покрытий. *Прим. авторов.*

пример, на сталь. В Советском Союзе разработан метод электроэрозионного нанесения покрытий из твердых сплавов типа WC—Co* и WC—TiC—Co*, позволяющий увеличить в 2—4 раза срок службы инструментов из обычной инструментальной и быстрорежущей стали [446—455]. Этот метод оправдывает себя, однако, лишь в особых случаях.

Существует также группа наплавочных твердых сплавов на основе боридов, в частности боридов хрома [456]. В качестве примера можно назвать известные давно наплавочные твердые сплавы борид хрома — никель — кремний типа «Колмоной» [290, 298, 457—469].

Литература

1. Wahl H. Die Technik, 1948, Bd 3, S. 193—204.
2. Wahl H. Metalloberfläche, 1947, Bd 1, S. 145—151.
3. Symposium on Wear of Metals. Amer. Soc. Test. Mat., Philadelphia, 1937.
4. Reibung und Verschleiss. Vortragssammlung der VDI, Verschleiss-tagung, Stuttgart, 1938; VDI-Verlag, Berlin, 1939.
5. Kieffer R., Benesovsky F. Industrie und Technik, 1948, Bd 3, S. 251—257.
6. Walzel R. I., Plansee Seminar, Reutte/Tirol, 1952, p. 100—105.
7. Spath W. Z. VDI, 1952, Bd 94, S. 829—832.
8. Avery H. S. Surface Protection against Wear and Corrosions, Amer. Soc. Met., Cleveland, 1953, p. 49, 10—39, 191—201.
9. Littmann M. Engineering, 1946, v. 159, p. 502.
10. Хрущов М. М., Бабичев М. А. ДАН СССР, 1956, т. 107, с. 75—76.
11. Späth W. Physik und Technik der Härte und Weiche, Springer-Verlag, Berlin, 1940.
12. Williams S. R. Hardness and Hardness Measurement, Amer. Soc. Met., Cleveland, 1942.
13. Taber D. Hardness of Metals, Clarendon Press, Oxford, 1951.
14. Knopp F. a. o. J. Res. Nation. Bur. Standards, 1939, v. 23, p. 39—61.
15. Hanemann H., Berunhardt E. O. Z. Metallkunde, 1940, Bd 32, S. 35—38.
16. Ramsthaler P. Mikroskopie, Wien, 1947, Bd 2, S. 131—151.
17. Meincke H. Metallobefläche, 1951, Bd 5, S. O17/A21.
18. Bückle H. L'essai de microdureté et ses applications. Ministère de l'air, Paris, 1960.
19. Kieffer R., Kölbl F. Powder Met. Bull., 1949, v. 4, S. 4—17.
20. Hinnüber J. Z. VDI, 1950, Bd 92, S. 111—117.
21. Foster L. S. a. o. J. Amer. Ceram. Soc., 1950, v. 33, p. 27—33.

* В принятом в Советском Союзе обозначении соответственно ВК и ТК. *Прим. перев.*

22. Frazer W. R. Tool Engng., 1950, v. 24, № 3, p. 33—38.
23. Tarasov L. P. Metal Progr., 1948, v. 54, p. 846—847.
24. Leckie-Ewing P. Trans. Amer. Soc. Metals, 1952, v. 44, p. 348—362.
25. Ковальский А. Е., Канова Л. А. Заводская лаборатория, 1950, т. 16, с. 1362—1365.
26. Westbrook J. H. A. S. T. M., 1957, Prpr. № 73.
27. Bückle H. Metall, 1955, v. 9, p. 549—554, 1067—1074, Ver. dtsch. Ing. Ber., 1957, Bd 11, S. 9—27, 29—43, 147—151; Met. Rev., 1959, v. 4, p. 49—100.
28. Bierbaum C. H. Trans. Amer. Soc. Steel Treat., 1930, v. 18, p. 1009—1026.
29. Ridgway R. R. a. o. Trans. Electrochem. Soc., 1933, v. 63, p. 369—392.
30. Хрущов М. М. Заводская лаборатория, 1949, т. 15, с. 213—217.
31. Thibault N. W., Nyquist H. L. Trans. Amer. Soc. Met., 1947, v. 38, p. 271—325.
32. Scott H., Gray T. T. Trans. Amer. Soc. Met., 1940, v. 28, p. 399—416.
33. Ludwig N. Metalloberfläche, 1951, Bd 5, S. A38/A42.
34. Avery H. S. Welding J., 1950, v. 29, p. 552—578.
35. Dawidl W. Z. Metallkunde, 1940, Bd 32, S. 320—325.
36. Hinüber J. Fortschrittliche Fertigung und moderne Werkzeugmaschinen, W. Girardet, Essen, 1954, S. 56—60; Techn. Mitt. Krupp, 1955, Bd 13, S. 66—68.
37. Dawidl W. u. a. Ann. Univ. Saraviensis. Naturwiss. Sci, 1960—1961, v. 9, p. 121—161; Z. Metallkunde, 1963, Bd 54, S. 66—71.
38. Altmeyer G., Jung O. Z. Metallkunde, 1961, Bd 52, S. 576—583.
39. Dawidl W., Frisch B. Arch. Eisenhüttenwes., 1962, Bd 33, S. 61—66.
40. Dawidl W. Chem. Fabrik, 1940, Bd 13, S. 133—135.
41. Dawidl W., Hinüber J. Kolloid Z., 1943, Bd 104, S. 233—236.
42. Meyer O., Eilender W. Arch. Eisenhüttenwes., 1938, Bd 11, S. 545—562.
43. Kieffer R. Z. Metallkunde, 1944, Bd 46, N 9; Metallforschung, 1947, Bd 2, S. 236—238; Powder Met. Bull., 1947, v. 2, p. 104—111.
44. Nowotny H., Kieffer R. Metallforschung, 1947, Bd 2, S. 257—265.
45. Norton J. T., Mowry A. L. Trans. Amer. Inst. Met. Engng, 1949, v. 185, p. 133—136.
46. Nowotny H. a. o. Mh. Chem., 1959, v. 90, p. 669—679.
47. Kieffer R. I. Plansee Seminar, Reutte/Tirol, 1952, S. 268—296.
48. Hinüber J. Techn. Mitt. Krupp, 1954, Bd 12, S. 5—12, 81—88; Techn. Mitt. Essen, 1954, Bd 47, S. 183—190; Ind.—Rdsch., 1953, Bd 8, Nr. 6, S. 20—21; Symposium on Powder Metallurgy, 1954; Iron Steel Inst., L., 1956, p. 305—310.
49. Меерсон Г. А., Самсонов Г. В. Изв. АН СССР, ОТН, Металлургия и топливо, 1956, № 4, с. 121—125.
50. Wahl H. Arch. Metallkunde, 1949, Bd 3, S. 121—128.
51. Nieberding O. Abhutzung von Metallen unter besonderer Berücksichtigung der Messflächen von Lehren. VDI-Verlag, Berlin, 1930.
52. Nieberding O., Sporkert K. Werkstattstechnik, 1936, Bd 30, S. 221.
53. Sommer A. Werkstattstechnik, 1942, Bd 36, S. 185—192.
54. Winkler O. Z. Elektrochem., 1943, Bd 49, S. 221—228.
55. Raunecker G. Heraeus Festschrift, 1951, S. 147—157.
56. Sawin N. Werkstattstechnik, 1939, S. 165—170.
57. Grodzinski P. Machinist, 1950, Bd 94, S. 397—401. Feinwerktechn., 150, Bd 54, S. 317—321; Metalloberfl., 1952, Bd A6, S. 190—192; Research, 1953, v. 6, p. 98—105; Werkstattstechn. und Maschinenbau, 1958, Bd 48, S. 364—372; Ind. Diamond Rev., 1957, v. 17, p. 70—74, 106—114.
58. Blake H. N. Proc. Amer. Soc. Test. Mat., 1928, v. 28, II, p. 341—355.
59. Avery H. S. Hard Surfacing by Fusion Welding, Amer. Brake Shoe Comp., N. Y., 1947, p. 18, 41—44.
60. Haworth R. D. Metal Progr., 1949, v. 55, p. 842—848; Trans. Amer. Soc. Met., 1949, p. 819—854; Disk. p. 854—869.
61. Baskey R. H. Trans. Amer. Soc. Lubr. Engng., 1959, v. 2, p. 116—123.
62. Mordike B. L., Wear, 1960, v. 3, p. 374—387.
63. Hyde G. F., Fuchsluger H. J. Lubrication Engng, 1961, 17, p. 476—483.
64. Buckley D. H., Johnson R. L. NASA TN D 1103 (1961).
65. Diehl C. H. Iron Age, 1961, v. 188, p. 57—59.
66. Brown R. D. a. o. Trans. Amer. Soc. Lubr. Engng, 1962, v. 5, p. 24—31.
67. Григорьева В. В., Артемов А. Ю. Порошковая металлургия, 1962, № 3, с. 86—88.
68. Pons L. a. o. Compt. Rend., 1962, v. 255, p. 2100—2102.
69. Knotek O. Metall, 1962, Bd 16, S. 19—28, Jernkontorets Ann., 1963, Bd 147, S. 116—132.
70. Norman T. E., Loeb C. M. Trans. Amer. Inst. Engng. 176, 1948, v. 176, p. 490—520.
71. Milligan L. H., Ridgway R. R. Trans. Electrochem. Soc., 1935, v. 68, p. 131—137.
72. Ammann E. Z. Techn. Physik, 1940, Bd 21, S. 332—335.
73. Wellinger K. Z. Metallkunde, 1949, Bd 40, S. 361—364.
74. Stauffer W. Festschrift M., Roš. Vogt-Schild-Verlag, Solothurn., 1950.
75. Григорьева В. В. Порошковая металлургия, 1963, № 3, с. 63—70.
76. Dahl W., Lueg W. Stahl und Eisen, 1956, Bd 76, S. 2—6571.
77. Грошев П. Ф. Цветные металлы, 1960, № 10, стр. 71—76.
78. Golden J., Rowe G. W. Wear, 1958, v. 1, p. 491—498; Brit. J. Appl. Physics, 1958, v. 9, p. 120—122; 1959, v. 10, p. 367—371; 1960, v. 11, p. 517—520.
79. Kieszniewski J. a. o. Wire Ind., 1961, v. 28, p. 991—993; Isotopentechnik, 1962, Bd 2, S. 11—14.
80. Rabinowicz E. Journ. Appl. Physics, 1953, v. 24, p. 367.
81. Rabinowicz E., Tabor D. Proc. Roy. Soc., L., 1951, v. A208, p. 455—475.
82. Pirani M., Schröter K. Z. Metallkunde, 1924, Bd 16, p. 132—133.

83. Fehse A., Schröter K. Werkstattstechnik, 1930, Bd 25, S. 237; Wiss. Vefföf. Osmar-Konzern, 1931, Bd 2, S. 207—217.
84. Zapp A. R. Wire and Wire Products, 1944, v. 19, p. 543—546, 569—571.
85. Hirtschfeld M. Werkstatt und Betrieb, 1952, Bd 85, S. 17—21.
86. Schubert P. B. Machinery, L., 1953, v. 82, p. 671—674; Machinery, N. Y., 1951, v. 58, p. 174—178.
87. Wedle H. Draht, 1953, Bd 4, S. 1—8.
88. Sanderson L. E. Wire Production, 1953, v. 2, N 6, p. 9—21.
89. Anders H. Draht, 1954, Bd 5, S. 425—426.
90. Trippel P. Machinist, 1954, Bd 98, N 2, S. 49—51.
91. Бриак Е., Биок А. Твердосплавные волокна. Волгоград, Материалы конференции, 1955.
92. Dawidl E., Dinlinger E. Handbuch der Hartmetallwerkzeuge, Springer-Verlag, Berlin, 1956, Bd 11, S. 252—262, 265—272, 263—269, 281—287.
93. Brühl R. Maschinenmarkt, 1962, Bd 68 N 14, S. 25—30.
94. Miller E. T. Wire and Wire Prod., 1960, v. 35, N 12, p. 1668, 1670, 1710.
95. Tubben F. Blech, 1963, Bd 49, N 2, S. 49—53.
96. Walker T. Draht, 1963, Bd 14, S. 684—688.
97. Engle E. Wire and Wire Prod., 1939, v. 14, p. 319—324, 350—351.
98. Hinnüber J. Stahl und Eisen, 1942, Bd 62, S. 1083—1091.
99. Reitzig G. Werkstatt und Betrieb, 1950, Bd 83, S. 361—364.
100. Longwell J. R. Wire and Wire Prod., 1941, v. 16, p. 37—39; Canad. Metals, 1942, v. 5, N 6, p. 147—148.
101. Glen E. Iron Age, 1942, v. 150, p. 64—65.
102. Mackert A. Ver. dtsh. Eisenhüttenl.—Bericht, 1943, Nr. 45; Facharbeiten auf dem Gebiete des Eisenhüttenwes., 1939, bis 1945, Verlag Stahleisen, Düsseldorf, 1953.
103. Steel, 1946, v. 119, p. 86, 88.
104. Glen E. Modern Ind. Press, 1946, v. 8, N 3, p. 32, 42.
105. Mack R. D. Western Mach. Steel World, 1946, v. 37, p. 226—229.
106. Richards E. T. Werkstatt und Betrieb, 1946, Bd 79, S. 92—96.
107. B. I. O. S. Final Rep., 1945, Nr. 1385, p. 41, 1, 66—81, 343—360, 367—388.
108. Berry H. Wire Ind., 1943, v. 10, p. 33—35, 75—77, 125—127.
109. Sandford E. J. Sheet Metal Ind., 1944, v. 19, p. 129—134.
110. Miller E. T. Wire and Wire Products, 1948, v. 23, p. 910—913; 1955, v. 30, p. 886—887.
111. Berry B. E. Wire Ind., 1952, v. 19, p. 45—55.
112. Bryjak E., Missol W. Fertigungstechnik, 1957, Bd 7, S. 557—561.
113. Walker T. Wire Ind., 1962, v. 29, p. 462—466, 559, 561, 590.
114. Metal Progr., 1944, v. 45, p. 681, Metals and Alloys, 1944, v. 20, p. 694.
115. B. I. O. S. Final Rep., 1947, No. 1711, p. 12, 38, 47—50.
116. Ellis J. L. Tool and Die J., 1951, v. 16, N 11, p. 72—73, 100, 106, No. 12, p. 64, 68, 122—124.
117. Van Beek J. Techn. Mitt. Essen, 1959, Bd 52, S. 229—236.
118. Schumann H., van Beek J. Werkstattstechn und Maschinenbau, 1951, Bd 41, S. 432—435.
119. Stäblein F. Techn. Mitt. Essen, 1954, Bd 47, S. 210—214.

120. Glen E. Machinist, 1947, Bd 91, S. 1135—1137.
121. Bernhoeft C. P. Metal Ind., L., 1942, v. 60, p. 204—208.
122. Le Grand R. Machinist, 1948, Bd 91, S. 1246—1252, 1353—1364; Metalworking Prod., 1958, p. 866—869.
123. Symposium Tungsten Carbide Dies.; Wire and Wire Prod., 1950, v. 25, p. 133—135, 138—143, 166—171.
124. Werth S. Stahl und Eisen, 1952, Bd 72, S. 66—69.
125. Tomkins J. O. Wire and Wire Products, 1950, v. 25, p. 576—578.
126. Lueg W. Stahl und Eisen, 1951, Bd 71, S. 1140—1145.
127. Wisfreich J. G. J. Iron and Steel Inst., 1951, v. 167, p. 162—164.
128. Brühl R. Stahl und Eisen, 1927, Bd 77, S. 1384—1385.
129. Trurnit W. Stahl und Eisen, 1944, Bd 64, S. 503—506.
130. Reitzig G. Draht—Welt, 1951, Bd 37, S. 18—21.
131. Brühl R. Draht, 1956, Bd 7, S. 177—178.
132. Eisenhuth C., Stahl und Eisen, 1959, Bd 70, S. 1153—1154.
133. Withers R. M. J. J. Iron and Steel Inst., 1950, v. 164, p. 63—66.
134. Lueg W. Stahl und Eisen, 1951, Bd 71, S. 157—170, 51—521; 1953, Bd 73, S. 621—629, 1954, Bd 74, S. 874—876.
135. Domes V. Stahl und Eisen, 1951, Bd 71, S. 1147—1148.
136. Lueg W. Werkstattstechn. und Maschinenbau, 1952, Bd 42, S. 56—58.
137. Kuntze H., Pomp A. Stahl und Eisen, 1954, Bd 74, S. 1325—1334.
138. Schimz K. Draht, 1954, Bd 5, S. 17—18.
139. Heidenhain W. Ver. dtsh. Eisenhüttenl. — Bericht, 1944, N 80.
140. Bibliography on Wire, Iron Steel Inst., Bibliograph. Ser., 1947, N 13, L. p. 71.
141. Lueg W., Treptow K. H. Stahl und Eisen, 1954, Bd 74, S. 1334—1342.
142. Becker K. Hochschmelzende Hartstoffe und ihre technische Anwendung, Verlag Chemie, Berlin, 1933, S. 207, 208, 214, 217.
143. Becker K. Hartmetallwerkzeuge, Verlag Chemie, Berlin, 1935, S. 157—168, 171, 172—173, 174, 178—181, 183—184, 207.
144. Becker K. Techn. Zbl. prakt. Metallbearb., 1935, Bd 45, S. 275—276.
145. Beardslee K. R. Wire and Wire Prod., 1936, v. 11, p. 553—559; 1938, v. 13, p. 63—66.
146. Swinn E. J. Sheet Metal Ind., 1944, v. 19, p. 297—300.
147. Saxton R. Metallurgia, 1946, v. 36, p. 68—69; 1948, v. 38, p. 314—316.
148. Jukveci A. Stahl, 1947, Bd 7, Nr. 8, S. 737—741.
149. Wistreich J. G. Wire Ind., 1950, v. 17, p. 889—892, 895—899.
150. Holzberger J. Stahl und Eisen, 1951, Bd 71, S. 1098—1102.
151. Lueg W., Funke P. Stahl und Eisen, 1959, Bd 79, S. 996—1002.
152. Müller O., Wohlbier H., Kruppsche Mh., 1932, Bd 13, S. 89.
153. Becker K. Elektrizität im Bergbau, 1953, Bd 10, S. 93—96.
154. Borschel W., Müller E. Glückauf, 1951, Bd 87, S. 1003—1010.
155. Dobrodt A. F. Mines Mag., 1953, v. 43, N 7, p. 13—14, 30.
156. Müller O., Glückauf, 1954, Bd 90, S. 1074—1085; Schlägel und Eisen, 1956, S. 439—444.

157. Hinrichs K. Techn. Mitt. Essen, 1954, Bd 47, S. 225—230.
158. Wilde H. Berg. und Hüttenmänn. Mh., 1954, Bd. 99, S. 188—193.
159. Sandford E. J., Wiles J. R. Alloy Metals Rev., 1954, v. 8, No. 71, p. 2—7; No. 72, p. 2—8, N 73, p. 2—8.
160. Müller O. Techn. Mitt. Essen, 1954, Bd 47, S. 218—225; Techn. Mitt. Krupp, 1954, Bd 12, S. 89—96; 1962, Bd 20, S. 93—102; 1963, Bd 21, S. 89—95.
161. Mader W. Montan-Rdsch., 1955, Bd 3, S. 39—45.
162. Jeschke H. DEMAG-Nachr., 1955, Bd 3, S. 39—45.
163. Berndt F., Dawidl W. Handbuch der Hartmetallwerkzeuge, Springer-Verlag, Berlin, 1956, Bd 11, S. 306—322.
164. Jeschke H. Handbuch der Hartmetallwerkzeuge, Springer-Verlag, Berlin, 1956, Bd 11, S. 323—326.
165. Köible F., Montan-Rdsch., 1956, S. 260—264, Planseeber, Pulvermetallurgie, 1956, Bd 4, S. 72—79.
166. Hinrichs K. Hartmetall im Bergbau, Springer-Verlag, Berlin, 1956, S. 58—83, 90—98, 98—119.
167. Köible F. Berg. und Hüttenmann. Mh., 1958, Bd 103, S. 12—15, Planseeber. Pulvermetallurgie, 1958, Bd 6, S. 22—26.
168. Jäger K. Bergbautechnik, 1958, 8, S. 24—27.
169. Črha Z., Novák J. Hutnické Listy, 1963, t. 19, S. 34—37.
170. Schulz P. Glückauf, 1950, Bd 86, S. 784—792.
171. Fairhurst C. Trans. Inst. Min. Engng, 1955, Bd 115, S. 85—113.
172. Fish B. G., Barker J. S. Colliery Engng, 1956, v. 33, p. 91—95, 143—147; 1957, v. 34, p. 463—467, 513—518.
173. Fish B. G. Mine and Quarry Engng, 1958, v. 24, p. 264—267; 1961, v. 27, p. 29—37, 78—81; Trans. Amer. Soc. Min. Met. Engng, 1958—59, v. 68, p. 357—383.
174. Jackson I. F., Hartman H. L. Trans. Amer. Soc. Min. Engng, 1962, v. 223, p. 255—266.
175. Passmann B. Kali, 1930, Bd 24, S. 121—126.
176. Schulz P., Tröskén K. Das Auffahren von Gesteinsstrecken, Verlag Glückauf, Essen, 1949, S. 30—40.
177. Bertnon M. Rev. Ind. Mineral, 1949, p. 3—22, 51—66.
178. Dresner G. Glückauf, 1934, Bd 70, S. 821—830.
179. Hinnüber J. Berg- und Hüttenmänn. Mh., 1941, Bd 89, S. 117—124; Öl und Kohle, 1942, Bd 38, S. 391—398.
180. Middendorf H. Das Auffahren von Gesteinsstrecken, Verlag Glückauf Essen, 1949, S. 40—43.
181. Riedl J., Glautschnig N. Montan-Rdsch., 1956, Nr. 4, S. 81—88.
182. Borschel W. Techn. Mitt. Krupp., 1955, Bd 13, S. 3—9.
183. Schmidt W. Z. Erzbergbau Metallhüttenwesen, 1960, Bd 13, S. 174—179.
184. Latin A. Metallurgy, Manchester, 1961, v. 64, p. 211—216.
185. Karlowith Ch., Urban A. Bohrtechniker-Ztg., 1937, N 9, S. 265—273.
186. Esch A., Töpperwien H. Z. Erzbergbau Metallhüttenwesen, 1958, Bd 11, S. 15—28.
187. Tröskén K. Glückauf, 1951, Bd 87, S. 145—161; 1954, Bd 90, S. 1094—1105.
188. Dinglinger E. Werkstatttechnik und Maschinenbau, 1955, Bd 45, S. 361—367.
189. Fish B. G. Mining Mag., 1956, Bd 94, N 3, S. 133—142.
190. Cermak K. Montan-Rdsch., 1956, S. 268—271.
191. Preusse W. Z. Erzbergbau Metallhüttenwesen, 1958, Bd 11, S. 470—477.
192. Klobassa O. Montan-Rdsch., 1958, Bd 6, S. 43—47.
193. Wunsch H. Glückauf, 1959, Bd 95, S. 265—273.
194. Goodrich R. H. Quart. Colorado School Mines, 1961, v. 56, № 1, p. 3—21.
195. Cronjaeger H. Erzmetall, 1953, Bd 6, S. 494—496.
196. Inett E. W. Engng. Min. J., 1956, Bd 157, N 8, S. 75—79.
197. Untersuchungen über das Drehschlagbohren, Forschungsber. Min. Nordrhein—Westfalen, 1959, N 712.
198. Wahl H. u. a. Bergbau-Archiv, 1959, Bd 20, S. 58—90; Wear, 1961, v. 4, p. 234—245.
199. Liljeström W. E., Quart. Colorado School Mines, 1961, v. 56, N 1, p. 84—96.
200. Menke J. Glückauf, 1932, Bd 68, S. 337—340.
201. Hensoldt E. E. Hartmetallbohrkunde des Steinbruchs DAF-Verlag, Berlin, 1941.
202. Jeschke H. Glückauf, 1941, Bd 77, S. 570—574.
203. Richter E. Metall und Erz., 1942, Bd 39, S. 178—184.
204. Varvill W. W. Mine Quarry Engng., 1947, v. 13, p. 37—44.
205. Griffiths H. M. Colliery Engng., 1947, v. 24, p. 120—124.
206. Wimpfen S. P. Mining and Metallurgy, 1947, v. 28, p. 148—149.
207. Bloemsmá J. H. a. o. J. Chem. Met. Min. Soc. South Africa, 1947, Jan. p. 243—283; 1948, p. 35—38, Jan., p. 210—211.
208. Dorstewitz G. Z. Erzbergbau Metallhüttenwesen, 1950, Bd 3, S. 361—370; 1957, Bd 10, S. 592—604.
209. Hartman H. L. Mining Engng, 1959, v. 11, N 1, p. 68—75.
210. Pohl W. Erzmetall, 1961, Bd 14, S. 338—344.
211. Tamacki M. Sumitomo Electric Techn. Rev., 1963, N 2, p. 75—85.
212. Müller O., Wohlbier H. Glückauf, 1933, Bd 69, S. 706—708.
213. Bammer G. Berg- und Hüttenmänn. Monatsch., 1941, Bd 89, S. 106—110.
214. Krekeler K. Die Zerspanbarkeit metallischer und nichtmetallischer Werkstoffe, Springer-Verlag, Berlin, 1951, S. 296—300.
215. Lück H. Z. Erzbergbau Metallhüttenwesen, 1957, Bd 10, S. 391—396.
216. Clement M. P. Erzbergbau Metallhüttenwes., 1957, Bd 10, S. 255—264.
217. Zeppernick G. Das Auffahren von Gesteinsstrecken, Verlag Glückauf, Essen, 1949, S. 43—47.
218. Jeschke H. Z. Erzbergbau Metallhüttenwesen, 1948, Bd 1, S. 168—176.
219. Steiner H. Berg- und Hüttenmänn. Monatsch., 1950, Bd 95, S. 205—217.
220. Sullivan R. G. Engng and Min. J., 1947, v. 148, N 3, p. 57—60.
221. Adamson R. W. Mining Mag., 1948, v. 38, N 1, p. 24—28; N 2, 19—20.
222. Hinnüber J. Glückauf, 1951, Bd 87, S. 14—18.
223. Müller O. Techn. Mitt. Krupp, 1942, Bd 10, N 1, S. 1—11;

Techn. Bl., 1941, Bd 31, S. 519—520; Bergbau, 1942, Bd 55, S. 255—262.

224. Müller E. Glückauf, 1941, Bd 77, S. 565—570.

225. Kirnbauer F., Bertl E. Glückauf, 1942, Bd 78, S. 141—144; Metall und Erz., 1942, Bd 39, S. 145.

226. Fry R. F., Canad. Mining J., 1951, v. 72, Nr. 3, p. 55—57.

227. Heaslip J. C. Canad. Mining Metallurg. Bull., 1951, v. 44, p. 419—423.

228. Reynolds J. W., Canad. Mining Metallurg. Bull., 1951, v. 44, p. 630—635.

229. Zinkl A. J. Mining Engng., 1951, v. 3, p. 312—314.

230. Grech L. Bergbau-Bohrtechniker Z., 1949, Bd 65, Nr. 5, S. 26—28, Nr. 7—10, 16.

231. Ryd E. Jernkontorets Ann., 1947, v. 131, p. 373—410; Disk., S. 411—424.

232. Ekstam T. a. o. Jernkontorets Ann., 1949, v. 133, p. 253—286; Disk., S. 286—299; 1952, Bd 136, S. 41—58.

233. Eisenburger P. Demag-Nachrichten, 1950, September, S. 23—25.

234. Fulton J. H. a. o. Canad. Mining Metallurg. Bull., 1950, v. 43, p. 254—258.

235. Montan-Ztg., 1951, Bd 67, S. 100—102.

236. O'Hara T. A. Mining Engng., 1954, v. 6, p. 294—298.

237. Shierlaw N. C. Chem. Eng. and Mining Rev., 1955, v. 47, p. 473—482.

238. Gloeckner M. H. Erzbergbau Metallhüttenwesen, 1953, Bd 6, S. 81—87.

239. Rudiger O., Kinna W. Glückauf, 1953, Bd 89, S. 1221—1227; Techn. Mitt. Krupp, 1954, Bd 12, S. 157—158.

240. Legat A. Montan-Rundschau, 1956, S. 258—260.

241. Dahlin C. Mining J., 1959, v. 252, p. 194—196; Missouri School of Mines Res. Techn. Ser., 1957, N 94, p. 67—92.

242. Roberts A. a. o. Mine and Quarry, 1962, v. 28, p. 447—458.

243. Coeuillet M. Rev. ind. minerale, 1950, March., p. 270—293.

244. Mondanel M. Rev. ind. minerale, 1950, March., p. 294—324.

245. Wild K. G. Erzbergbau Metallhüttenwesen, 1949, Bd 2, S. 134—138.

246. Hinnüber J., Metall und Erz., 1944, Bd 41, S. 242—243.

247. Креймер Г. С. и др. Сборник трудов ВНИИТС «Твердые сплавы», М., Металлургия, 1960, № 2, с. 314.

248. Hinnüber J., Kinna W. Techn. Mitt. Krupp., 1961, Bd 19, S. 130—153; Stahl und Eisen, 1962, Bd 82, S. 31—46.

249. Gurland J., Bardzil P., J. Metals, 1955, v. 7, p. 311—315.

250. Johnson J. F. Engng. and Mining J., 1955, v. 156, p. 84.

251. Eisenburger P. DEMAG-Nachr., 1956, Nr. 145, S. 23—27.

252. Z. Erzbergbau Metallhüttenwesen, 1950, Bd 3, S. 266—370.

253. Pohl W. Z. Erzbergbau Metallhüttenwesen, 1949, Bd 3, S. 88—94.

254. Wells E. J. Chem. Eng. and Mining Review, 1949, v. 41, p. 135—141.

255. Oppenau M. Rev. ind. minerale, 1950, April, p. 337—344.

256. Tölke DEMAG-Nachrichten, 1950, September, S. 26—28.

257. Herbst F. Metall und Erz., 1942, Bd 39, S. 287—292.

258. Carlström C. G. Tekn. Tidskr., 1948, v. 78, p. 821—826.

259. Henry M. Rev. ind. minerale, 1950, Februar, S. 129—138.

260. Koto H. a. o. Nippon Kinzoku Gakkai-Shi, 1957, v. 21, p. 429—433.

261. Schbagendes Gesteinsbohren mit Hartmetall-Schneiden, DEMAG AG, Duisburg.

262. Inett E. W. Mine and Quarry Engng., 1956, v. 22, p. 274—280.

263. Krippner E., Schroder G. Metall und Erz., 1942, Bd 39, S. 202—205.

264. Fritzsche H. Metall und Erz., 1942, Bd 39, S. 417—423.

265. Leibold Th. Glückauf, 1943, Bd 79, S. 582—585.

266. Ryhre G., Kallin A. Tekn. Tidskr., 1949, v. 79, p. 553—559.

267. Pohl W. Z. Erzbergbau Metallhüttenwesen, 1949, Bd 2, S. 88—94.

268. Dohmen F. Das Auffahren von Gesteinsstrecken, Verlag Glückauf, Essen, 1949, S. 47—59.

269. Antill J. M. Chem. Eng. and Mining Rev., 1949, v. 41, p. 440—443.

270. Jeschke H. Glückauf, 1950, Bd 86, S. 83—89.

271. Woss K. H. Bergbau, 1952, Bd 3, S. 169—172.

272. Fraenkel K. H. Rev. ind. minerale, 1953, v. 34, p. 387—394; Tekn. Tidskr., 1953, v. 83, p. 139—142.

273. Dillon R. B. Bull. Inst. of Mining Metallurgy, 1954, p. 321—331.

274. Cousens W. L., Veres E. J. Chem. Metallurgy Mining Soc. South Africa, 1955, v. 55, p. 179—251.

275. Jacobsen H. S. Tidskr. Kjem. Bergves, 1945, v. 5, p. 196—199.

276. Widén C. A., Haglund W. Tekn. Tidskr., 1945, v. 75, p. 533—535.

277. Didring C. O., Aberg S. Tekn. Tidskr., 1947, v. 77, p. 359—363.

278. Thomson G. Mining J. (L.), 1951, v. 237, p. 310—311.

279. Hahn L. Z. Erzbergbau Metallhüttenwesen, 1957, Bd 10, S. 103—113.

280. Ammann E. Werkzeugmaschine, 1935, Bd 39, S. 429—434.

281. Spence J. R. Welding J., 1944, v. 23, p. 318—322.

282. Gallaher J. A. Welding J., 1944, v. 23, p. 16—24.

283. Sharp H. W. Welding J., 1946, v. 25, p. 936—941.

284. Knotek O. Techn. Mitt. Essen, 1954, Bd 47, S. 214—218.

285. Braumühl H. Erzmetall, 1954, Bd 7, S. 289—290.

286. Culbertson R. P. Welding J., 1955, v. 34, p. 861—869.

287. Birkhead M. Welding Metal Fabr., 1956, v. 24, № 1, p. 25—32.

288. Schmidt A. Montan-Rdsch., 1956, S. 265—268.

289. Knotek O., Birk I. Grosse Schweisstechnische Tagung, 1956, Vieweg, Braunschweig, Schweissen und Schneiden, 1961, Bd 13, S. 105—109; Schweisstechnik, 1962, Bd 16, April, S. 45—50.

290. Clauser H. R. Materials and Methods, 1947, v. 25, № 6, p. 103—118.

291. Avery H. S. Tooling and Production, 1953, v. 19, N 2, p. 49—51, 94; Mining Congress J., 1953, v. 39, p. 106—111.

292. Fauland H. Bergbau, Bohrtechniker-Erdöl-Ztg., 1948, Bd 64, S. 9—12.

293. Avery H. S. Welding J., 1951, v. 30, p. 144—162.
294. Elonka E. Amer. Machinist, 1953, v. 97, p. 113—128.
295. Barry J. J. Welding J., 1953, v. 32, p. 119—126; Machine Design, 1951, v. 23, N 3, p. 114—119.
296. Wellinger K., Uetz H. Schweissen und Schneiden, 1959, Bd 11, S. 458—474.
297. Bryjak E. Ber. 11, Internat. Pulvermet. Tagung, Eisenach, 1961, Akademie-Verlag, Berlin, 1962, S. 355—362.
298. Ehlers P. Schweissen und Schneiden, 1963, Bd 15, S. 419—424.
299. Kohlermann R., Ebert W. Schweissttechnik, 1961, Bd 11, S. 317—319.
300. Rogers C. E., Woods G. Welding J., 1951, v. 30, p. 160—162.
301. B. I. O. S. Final Rep., N 1076.
302. F. I. A. T. Final Rep., N 772, S. 3—19.
303. Altholz E. Machinery, N. Y., 1953, v. 29, p. 159—164.
304. Iron Age, 1953, v. 171, N 7, p. 75; Steel, 1953, v. 135, p. 92—94; Precision Metal Molding, 1953, v. 11, N 5, p. 42—44; Machinery, 1953, v. 83, p. 206—210.
305. Clark F. H. Mining and Met., 1944, v. 52, p. 81.
306. Bridgman P. W. J. Appl. Physics, 1941, v. 15, p. 461—469.
307. Dirlinger E. Anz. Maschinenwesen Essen, 1941, Bd 63, N 53, S. 16—20.
308. Swinn E. J. Machinery, L., 1943, v. 63, p. 229—230.
309. Brams S. H. Iron Age, 1945, v. 156, N 18, p. 55—57.
310. McKenna P. M. Machinist, 1946, v. 90, p. 1453—1456; Amer. Machinist, 1946, v. 90, 15 August, p. 117—120.
311. Longwell J. R., Amer. Machinist, 1945, v. 89, 5 July, p. 128—160, p. 118—119; Steel, 1946, v. 119, N 23, p. 130, 132, 159—160, 162.
312. Hennig F. Steel Processing, 1946, v. 32, p. 379—382.
313. Prospekt Carboly, 1947, GT-200.
314. Beardslee K. R. Machinery, L., 1947, v. 71, p. 507—512; Machinery, N. Y., 1946, v. 52, N 12, p. 150—156.
315. Eckersley H. J. Ins. Product. Engr., 1947, v. 28, p. 358—377.
316. Fehse A. Werkstatt und Betrieb, 1947, Bd 80, S. 49—56.
317. Hinnüber J. Maschinenmarkt, 1949, Bd 55, N 81—82, S. 38—40.
318. Gillespie J. S. Metal Progr., 1949, v. 56, p. 523—526.
319. Witthoff J., Erlmann F. Ind. Anz. Essen, 1950, Bd 72, N 33—34, S. 57—63.
320. Burden H. Alloy Metals Rev., 1948, v. 5, N 47, p. 2—11.
321. Gillespie J. S. Machinery, N. Y., 1950, v. 56, N 6, p. 184—185.
322. Hettich F. Werkstattstechn. und Maschinenbau, 1951, Bd 41, S. 439—440.
323. Dawohl W., Dinglinger E. Handbuch der Hartmetallwerkzeuge, Springer-Verlag, Berlin, 1953, Bd 1, S. 147—151; Berlin, 1956, Bd 11, 300—305.
324. Witthoff J. Werkstattstechn. und Maschinenbau, 1954, Bd 44, S. 3—9; Draht, 1957, Bd 8, S. 465—670; Ind Anz. Essen, 1954, Bd 47, S. 214—218; 1957, Bd 79, S. 305—307; Metal Treatment, 1954, v. 21, p. 456—462.
325. Lennon F. J., Iron Age, 1954, v. 174, N 16, p. 142—144.
326. Dufek V. Stavivo, 1961, v. 39, p. 99—100.
327. Eberhardt O., Blum G. Neue Werkstoffe durch pulvermetallurgische Verfahren, Akademie-Verlag, Berlin, 1964, S. 88—97.
328. Iron Age, 1947, v. 160, p. 54.
329. Whiting L. A. Metalworking, 1958, v. 14, p. 10—13.
330. Pachomov A. V. Amer. Machinist, 1960, v. 104, N 5, p. 92—93.
331. Zapp A. R. Wire and Wire Prod. 1945, v. 20, p. 35—41, 83.
332. Montgomery W. E. a. o. Steel Processing, 1949, v. 35, p. 407—412, 531—536, 563; 1950, v. 36, p. 138—141, 152—153.
333. Kinyon E. C. Wire and Wire Prod., 1951, v. 26, p. 215—217, 260—262.
334. Glen A. E. Wire and Wire Prod., 1953, v. 28, p. 885—886, 928—930; 1955, v. 30, p. 1230—1231, 1294; Amer., Machinist, 1953, v. 97, p. 138—140; Steel Processing, 1947, v. 33, N 10, p. 618—621; 1953, v. 39, N 7, p. 321—323, 355.
335. Eschler H., Werkstatt und Betrieb, 1956, Bd 89, S. 258—260; Draht, 1956, Bd 7, S. 6—7.
336. Sieber K. Draht, 1958, Bd 9, S. 442—449.
337. Witthoff J. Ind. Anz. Essen, 1951, Bd 73, S. 341—346.
338. Campbell I. C. Iron Age, 1940, v. 145, Febr., p. 44—46.
339. Slick E. C., White F. E. Iron Age, 1947, v. 160, N 15, 74—77.
340. Crump H. Steel, 1948, v. 123, N 13, p. 103, 104, 106.
341. Prospekt Talide, 1950, CR. 50, Metal Carbides Corp., Youngstown.
342. Wills H. J. Steel, 1941, v. 109, N 4, p. 78, 80, 88.
343. Beeghly R. T. Iron and Steel Eng., 1951, v. 28, N 4, p. 74—79.
344. Billigmann J., Stahl und Eisen, 1951, Bd 71, S. 115—117; Draht, 1951, Bd 2, S. 95—107.
345. Oviatt S. A., Gribbin P. H. Steel, 1954, v. 134, N 7, p. 128—130.
346. Glen E. Steel, 1942, p. 78, 122, 123—124; Metals and Alloys, 1943, p. 356—538; Iron Age, 1946, v. 157, p. 51—54; Steel Proceeding, 1947, v. 23, p. 618—621; Western Mach. Steel World, 1947, v. 38, p. 69—73; Steel, 1947, v. 121, p. 75—76, 109; Machine Tool Blue Book, 1946, v. 42, p. 187—190, 192.
347. Hinman C. W. Steel Processing, 1945, v. 31, p. 501—502.
348. Denham A. F. Mod. Ind. Press, 1944, v. 5, p. 28—30.
349. Tool and Die J., 1945, v. 10, Febr., p. 97—100, 140.
350. Bratton W. J. Western Mach. Steel World, 1945, v. 36, p. 410—411.
351. Papworth P. J. Machinist, 1948, v. 92, p. 455—459.
352. Hinnüber J., Dietze H. D. Techn. Mitt Krupp, 1955, Bd 13, S. 118—120.
353. Cope St. R., Metalworking Production, 1955, v. 99, p. 1830—1833.
354. Elliot B., Evans J. Sheet Metal Inds, 1955, v. 32, p. 813—821; Machinery, 1956, v. 88.
355. Mapes D. Steel, 1946, v. 119, N 5, p. 84—86; Product Engng, 1946, v. 18, p. 62—64.
356. AWF, Hartmetall-Schuitwerkzeuge Beuth, Berlin, 1952.
357. Glen E. Amer. Machinist, 1946, Bd 90, S. 142—143; Amer. Machinist, 1947, v. 9, p. 979—981; Amer. Machinist, 1947, v. 91, p. 137—139; Amer. Machinist, 1949, v. 93, p. 85—88.

358. Brocher B. C. Machinist, 1947, v. 91, p. 1623—1627; Amer. Machinist, 1946, v. 90, p. 101—105.
359. Zapp A. R. Wire and Wire Products, 1947, v. 22, p. 591—593, 612—614.
360. Reitler E. J., Harmon C. R. Tool Eng., 1948, v. 20, N 2, p. 47—50.
361. Eglinton G., Tool Eng., 1949, v. 22, N 5, p. 24—28.
362. Muir G. P. Tool Eng., 1949, v. 22, N 4, p. 17—20.
363. Eglinton G. Tool and Die J., 1950, v. 16, N 1, p. 70—72.
364. Shingledecker G. Tool and Die J., 1950, v. 15, N 10, p. 60—62, 92.
365. Oberg N. W. Steel, 1953, v. 132, N 18, p. 100—102.
366. Méroz R. J. Suisse d'horlogerie, 1953, N 9, p. 193—197.
367. Spencer L. F. Tooling and Production, 1953, v. 19, N 3, p. 136, 142, 144; N 5, p. 53—56; Tool Eng., 1953, v. 30, N 5, p. 35—40.
368. Ballhausen C. Techn. Mitt. Essen, 1954, Bd 47, S. 199—200.
369. Heymel E. Fertigungstechnik, 1955, Bd 5, S. 536—542.
370. Patton W. G. Iron Age, v. 168, 1951, N 17, p. 57; 1956, v. 178, N 11, p. 91—94.
371. Fletcher W. A. Tool Eng., 1956, v. 37, N 2, p. 78—81.
372. Pond J. B. Carbide Engng., 1958, v. 10, N 1, p. 7—10.
373. Nutting R. C. Carbide Engng., 1938, v. 10, N 4, p. 9—11.
374. Schmidt J. P. Carbide Engng., 1958, v. 10, N 12, p. 9—15.
375. Vieregge C., Ind.-Blatt, 1958, Bd 58, N 4, S. 129—132.
376. Chambers A. E. Machinery, 1960, v. 96, p. 1177—1182.
377. Лазаренко Б. Р. ДАН СССР, 1961, т. 31, № 4, с. 83—87.
378. Harig H. Amer. Soc. Tool Mfg. Engng., 1962, v. 62, TP N 411.
379. Jones F. D. Die Desing and Die Making Practice, Industr. Press, N.Y., 1951, p. 175—183.
380. Reitler E. J. Mod. ind. Press., 1951, v. 13, N 6, p. 24—28.
381. Backstrom M. J., Reitler E. J. Machinery, N. Y., 1951, v. 57, N 12, p. 170—176; Machinery, L., 1951, v. 79, p. 795—801.
382. Amisberg H. C. Machinist, L., 1949, v. 93, p. 1031.
383. Pickett K. L. J. Instr. Product. Engr., 1952, v. 31, p. 31—65; Sheet Metal Ind., 1952, v. 29, p. 129—143.
384. Oehler G. Werkstattstechn. und Maschinenbau, 1951, Bd 41, S. 436—438.
385. Spofford J. E. Steel, 1951, v. 18, N 10, p. 80—83.
386. Hamile A. T. Amer. Machinist, 1950, v. 94, p. 100—102.
387. Urbas E. J. Tooling and Production, 1953, v. 18, N 11, p. 68—69, 72.
388. Machinery, N. Y., 1945, v. 52, p. 148; Machinery, L., 1952, v. 80, p. 409.
389. Balchin N. C. Brit. J. Appl. Phys., 1962, v. 13, p. 564—569.
390. Kissel J. W. a. o. Trans. Amer. Soc. Lubr. Eng., 1962, v. 5, p. 39—45; Wear, 1962, v. 5, p. 446—457.
391. Barwell F. T., Milne A. A. Proc. 7th Int. Congr. Applied Mechanics, 1948, v. 4, p. 294—310.
392. Shooter K. V. Research, 1951, v. 4, p. 136—139.
393. Kozacka J. S. a. o. Trans. Amer. Soc. Mech. Engng., 1953, v. 75, p. 1203—1209; 1956, v. 78, p. 1403—1406.
394. Baughman R. A., Bamberger E. N. J. Basic Engng., 1963, v. 85, p. 265—272.

395. Frank H. Fertigungstechnik, 1943, Heft 7, S. 160.
396. Busch J. Amer. Machinist, 1946, v. 90, p. 129.
397. Foote F., Automotive Ind., 1955, p. 72—73, 124.
398. Blackall St. F. Tool and Die J., 1950, v. 15, N 1, p. 64.
399. Product Engng., 1945, v. 15, p. 88—89.
400. Roessing K. W., Been O. W. Proc. Amer. Soc. Test. Mat., 1962, v. 62, p. 1081—1087.
401. Mitsche R. J. Plansee Seminar, Reutte/Tirol, 1952, S. 27—38.
402. Френкель А. Б. Заводская лаборатория, 1956, т. 33, с. 148—189.
403. Yoshizawa I. Trans. Japan. Soc. Mech. Eng., 1958, v. 24, p. 466—471.
404. Fehse A. Werkstattstechnik, 1930, Bd 24, S. 238.
405. Lohse N. Z. V. D. I., 1935, Bd 75, S. 1107.
406. Graham J. W., Kennicott W. L. Ceram. Ind., 1950, v. 55, N 6, p. 93—96. Bull. Amer. Ceram. Soc., 1963, v. 42, p. 106—109.
407. Hughes C. E., Miller E. T. Wire and Wire Prod., 1950, v. 25, p. 885—886, 902—904.
408. Kieffer R., Hotop W. Metallwirtsch., 1944, Bd 23, S. 379—386.
409. Bundy F. P. a. o. Nature, 1955, v. 176, p. 51—55.
410. Hall H. T. Rep. Sci. Instr., 1958, v. 29, p. 267—275.
411. Ballhausen C. Z. V. D. I., 1963, Bd 105, S. 617—623, 658—662.
412. Nakayama N. Rep. Gov. Ind. Res. Inst., Nagoya, 1964, v. 13, p. 129—134.
413. Becker K. Chemische Apparatur, 1937, Bd 24, S. 33—35.
414. Mancantelli R. W., Woodward J. R. Mining Engng., 1955, v. 7, p. 557—561.
415. Machinery, N. Y., 1951, v. 58, N 3, p. 185—186; Materials and Methods, 1951, v. 34, N 6, p. 69, Tool Eng., 1951, v. 27, Nov., p. 49; Iron Age, 1952, v. 169, N 1, p. 205, 1952, v. 170, N 7, p. 129.
416. Gillespie J. S., Wallace I. L. Steel, 1952, v. 130, p. 84.
417. Kennedy J. D. Steel, 1952, v. 131, N 5, p. 92—94; Materials and Methods, 1952, v. 36, N 2, p. 166—174; Precision Metal Molding, 1952, v. 10, № 10, p. 105—108.
418. Benson C. R., Chamber E. S., Amer. Machinist, 1955, v. 99, N 19, p. 126—127.
419. Textil Manuf., 1948, v. 74, p. 321.
420. Snyder G. H. Machinist, 1938, v. 82, p. 647—648.
421. Fawcett W. E. Iron Age, 1952, v. 170, N 22, p. 114—116.
422. Schuman H. Werkstattstechn. und Maschinenbau, 1952, v. 42, p. 65.
423. Gleser K. M. Precision Metal Molding, 1952, v. 10, N 7, p. 31, 74—77.
424. Wilson T. A. Proc. 11-th Ann. Meet. Metal Powder Assoc., 1955, v. 11, p. 44—51.
425. de Groat G. H. Tooling for Metal Powder Parts, McGraw-Hill, N. Y., 1958.
426. Bia A., Gallo A. Ing. Meccanica, 1963, v. 12, N 1, p. 41—45.
427. Уманский А. М., Сокольский В. И. Порошковая металлургия, 1964, № 2, с. 86—88.

428. Kieffer R., Hotop W. Sintereisen und Sintershal, Springer-Verlag, Wien, 1948, S. 282—283.
429. Mosthaf E., Machinery, L., 1950, v. 77, p. 227—233.
430. Scheuba N. Techn. Mitt. Krupp. Forsch. Ber., 1962, Bd 20, S. 157—161.
431. Ballhausen C. Technik, 1949, Bd 4, S. 79.
432. Witthoff J. Techn. Rundschau, 1953, Bd 45, N 47, S. 1—3; Werkstattstechn. und Maschinenbau, 1955, Bd 45, S. 195—202.
433. Schoop M. V. Korrosion und Metallschutz, 1942, Bd 18, S. 243—244.
434. King F. E. Materials and Methods, 1952, v. 36, N 3, p. 112—114.
435. Perry H. W. Metals Ind., 1952, v. 81, p. 421—422.
436. Barry J. J. Materials and Methods, 1953, v. 37, N 1, p. 80—81.
437. Donnelly W. L. Steel Proc., 1953, p. 279—282.
438. Teter M. A. Proc. 10th Ann. Meeting Metal Powder Assoc., Cleveland, 1954, v. 1, p. 68—71.
439. Eschelman R. H. Tool Eng., 1956, v. 36, N 1, p. 117—122; Iron Age, 1959, v. 183, N 21, p. 152—153.
440. Dickinson T. A. Metal Finishing, 1956, v. 2, N 15—16, p. 89—90, 102.
441. Haycock H. J., Fraser R. J. Machinery, 1957, v. 91, p. 738—742.
442. Kirner K. Z. Metallkunde, 1950, Bd 51, S. 391—393.
443. Doyle A. G., Lambert J. W. Brit. Weld. J., 1963, v. 10, p. 450—461.
444. Bonner P. E., Cresswell R. A. Brit. Weld. J., 1963, v. 10, p. 205—211.
445. Zuchowski R. S., Garrabrant E. G., Welding J. 1964, v. 43, N 1, p. 13—26.
446. Иванов Г. П. Станки и инструмент, 1951, т. 22, № 5, с. 20—22.
447. Попилов Л. Я., Вестник машиностроения, 1952, т. 32, № 9, с. 60—61.
448. Цвибел В. Н., Вестник машиностроения, 1953, т. 33, № 12, с. 75—76.
449. Иванов Г. П., Титов Н. Д. Литейное производство, 1953, № 1, с. 21—22.
450. Палатник Л. С. ДАН СССР, 1953, т. 89, с. 455—458.
451. Frantz H. Fertigungstechnik, 1953, Bd 3, S. 91—95.
452. Deguer W. Fertigungstechnik, 1953, Bd 3, S. 241—244.
453. Миркин Л. А. Вестник машиностроения, 1955, т. 35, № 4, с. 48—51.
454. Полягченко А. В. Вестник машиностроения, 1955, т. 35, № 7, с. 65—70.
455. Bryjak E., Missol W. Hutnik (Polska), 1955, t. 22, s. 77—86.
456. Iron Age, 1955, v. 175, p. 122—123; 1956, v. 177, N 2, p. 83; Materials and Methods, 1956, v. 44, N 4, p. 243.
457. Smith M. O. INCO, 1936, v. 14, N 2, p. 16—17.
458. Jones F. G. Welding J., 1943, v. 22, p. 797—798.
459. Long G. J. a. o. Welding J., 1946; v. 25, p. 744—745.
460. Holtgren L. A., Parker R. E. Welding J., 1950, v. 18, p. 523—28.
461. Sayre H. S. Welding J., 1951, Bd 31, S. 35—39.
462. Patton W. G. Iron Age, 1953, v. 172, N 23, p. 172—173.
463. Steinitz R., Binder I. Powder Met. Bull., 1953, v. 6, p. 123—125.
464. Moore D. G., Cuthile J. R. Bull. Amer. Ceram. Soc., 1955, v. 34, p. 375—382.
465. Mansford R. E. Metal Ind., 1958, v. 93, p. 413—416.
466. Sellier E. Rev. Soudure, 1959, v. 15, N 3, p. 130—135.
467. Искольдский И. И., Черкинская С. Т. Твердые сплавы, 1959, т. 1, с. 116—127.
468. Grünert P. Neue Werkstoff durch pulvermetallurgische Verfahren, Akademie-Verlag, Berlin, 1964, S. 119—124.
469. Knotek O., Rapatz F. Hartaufschweislegierungen Springer-Verlag, Berlin/Göttingen/Teidelberg, demnächst.
470. Avery H. S., Chapin H. J. Welding J., 1952, Bd 31, S. 917—930.

ПРИМЕНЕНИЕ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ ОБРАБОТКИ РЕЗАНИЕМ

1. Значение твердых сплавов для развития техники резания

Основными факторами в развитии технологии производства являлись точность, скорость и производительность. В то время как точность повышалась в результате совершенствования станков и введения более чувствительных методов измерения, скорость и производительность лимитировались режущими материалами. В начальный период развития техники резания скорость резания составляла несколько метров в минуту, так как резцы из углеродистой стали не допускали более высоких скоростей. Лишь разработка и внедрение легированной инструментальной стали и затем (примерно 1900 г.) быстрорежущей стали позволили повысить скорость резания до 20—40 м/мин. Решающим шагом в современной обрабатывающей промышленности явилась разработка металллокерамических материалов карбид — вспомогательный металл, предшественниками которых были литые стеллиты Хайнса. Благодаря внедрению металллокерамических твердых сплавов WC — Co (Шрётер, 1926 г.) и затем сплавов WC — TiC — Co и WC — TiC — TaC — Co (1931—1937 гг.) скорость резания при обработке чугуна, стали и других металлических и неметаллических материалов значительно превысила 100 м/мин, а при обработке легких металлов — даже 1000 м/мин.

На рис. 65 приведена диаграмма, построенная по данным Лауссмана⁴ и показывающая на примере точения стальной детали, как сильно менялось машинное время в процессе развития режущих материалов. Время обработки деталей снизилось примерно в десять раз

по сравнению с быстрорежущей сталью. Применение режущей керамики (окисной и карбидной) позволило достичь еще более высоких скоростей развития (см. главу «Режущая керамика»). Поскольку разработка и внедрение режущей керамики находятся пока еще в процессе становления [1], здесь рассматриваются только классические твердые сплавы.

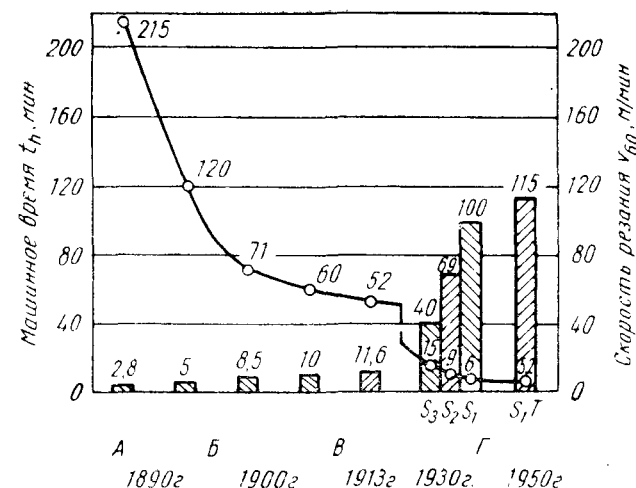


Рис. 65. Возрастание скорости резания или снижение машинного времени в процессе развития режущих материалов. Сталь SM, $\sigma_{\text{в}}=90-100 \text{ кг/мм}^2$, диаметр детали 318 мм, длина 660 мм. Условия резания: $a=5 \text{ мм}$; $s=1,1 \text{ мм/об}$; $\chi=45^\circ$:

А — углеродистая сталь; Б — легированная инструментальная сталь; В — быстрорежущая сталь; Г — твердые сплавы

Разработка твердых сплавов сопровождалась, естественно, многочисленными исследованиями резания этими новыми режущими материалами. Выделяются исследовательские работы Высших технических училищ в гг. Аахене и Мюнхене. Шалльброх разработал первые рекомендации для точения твердосплавными резцами, причем критерием стойкости являлась ширина площадки износа — величина, введенная в 1936 г. Валлихсом и Хунгером.

Развитие твердосплавных инструментов оказало большое влияние на станкостроение. Мощность современных

⁴ Доклад, Берлин, 1951.

Зависимость скорости резания от главнейших факторов процесса резания

Станок	Обрабатываемая деталь	Инструмент
Размеры Тип Производительность Привод Состояние	Материал: вид прочность линейное расширение твердость состояние Состояние поверхности Размеры Простая геометрическая форма Фасонная деталь: сбалансированная несбалансированная Вид обработки: обдирка предварительная обработка получистовая обработка чистовая обработка	Материал: инструментальная сталь быстрорежущая сталь твердый сплав алмаз Размеры Углы резания Вид крепления Состояние
Вид крепления		Режимы обработки
Деталь не зажимается Деталь зажата цангой Патрон, планшайба В центрах Планшайба с центрами В приспособлении с подпоркой В приспособлении, движущемся с обрабатываемой деталью В неподвижно закрепленном приспособлении Сбалансированное		Глубина резания: постоянная изменяющаяся Подача: продольная поперечная Прерывистое резание Охлаждение: с охлаждением без охлаждения Резание в нагретом состоянии Сход стружки: свободный принудительный

станков, обусловленная повышением скоростей резания, достигла 100 кВт и более. Потребовалась свободная от вибраций, более сильная и жесткая конструкция станков. Кроме того, необходимо было создать специальные станки для заточки твердосплавных инструментов.

Лишь одновременное развитие режущих материалов и обрабатывающих станков позволило полностью использовать высокопроизводительные твердые сплавы и обусловило небывалый подъем производственной мощности, повышение качества и снижение стоимости продукции во второй четверти двадцатого столетия [2].

2. Основы резания с учетом особенностей твердосплавного инструмента

В данной книге основы обработки резанием рассматриваются лишь в том объеме, который необходим для общего понимания процесса резания и выявления существенного различия между стальным и твердосплавным инструментами. обстоятельному изучению процессов резания посвящена обширная специальная литература [3—25].

Точение является наиболее распространенным методом обработки. Большинство исследовательских работ по обработке резанием посвящено точению, так как на нем легче всего прослеживаются основы процесса резания; полученные результаты и закономерности могут быть перенесены на другие виды обработки резанием — строгание, фрезерование, сверление, развертывание и т. д. Накопленный опыт показывает, что основные факторы, влияющие на процесс резания и относящиеся к инструментам из быстрорежущей стали, действительно и для твердых сплавов основных групп (WC — Co, WC — TiC — Co, WC — TaC — Co, WC — TiC — TaC — Co). Однако следует учитывать особые свойства твердых сплавов и их различное поведение при резании разных материалов. Насколько сложным является изучение проблемы резания, видно из табл. 53. Лауссман¹ пытался показать зависимость скорости резания твердыми сплавами от главнейших факторов процесса резания, т. е. от конструкции обрабатываемой

¹ Доклад, Берлин, 1951.

детали, инструмента, станка, режимов резания и вида крепления детали. Имеется много возможных комбинаций, которые не могут быть подробно рассмотрены в рамках данной книги. При изучении данного вопроса авторы книги в основном придерживались схемы Хиршфельда [11], наиболее интересной для специалистов в области твердых сплавов.

Основные понятия

Рабочие движения процесса резания и главные плоскости

На рис. 66 приведена схема процесса точения, из которой можно получить представление о следующих понятиях.

В результате главного движения (вращения шпинделя) токарного станка происходит процесс резания об-

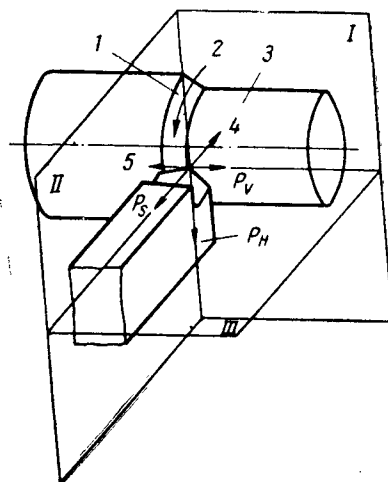


Рис. 66. Схема процесса точения:

1 — поверхность резания (обрабатываемая поверхность); 2 — направление резания; 3 — рабочая поверхность (обработанная поверхность); 4 — поперечная подача; 5 — продольная подача; P_V — сила подачи; P_S — сила отжима резца; P_H — главная сила резания; I, II, III — главные плоскости резания

рабатываемой детали. Подача s (мм/об) — продольная подача параллельно оси обрабатываемой детали или поперечная подача перпендикулярно оси детали — вместе с процессом резания составляют рабочее движение. Скорость резания v (м/мин) — это рабочее движение в единицу времени, т. е. скорость движения обрабатываемой детали относительно режущей кромки инструмента. В большинстве случаев скорость подачи очень мала и по-

тому может не учитываться. Таким образом, скорость резания можно рассматривать как путь, пройденный режущей кромкой по обрабатываемой детали в направлении резания за единицу времени. При точении детали диаметром d (мм), вращающейся с n (об/мин), скорость резания составляет

$$v = \frac{\pi d n}{1000}, \text{ м/мин.}$$

Глубиной резания a (мм) называется толщина слоя материала, снимаемого с обрабатываемой детали (рис. 67). Если d_1 — диаметр обрабатываемой детали и d_2 — диаметр обработанной детали, то глубина резания составляет

$$a = \frac{d_1 - d_2}{2}.$$

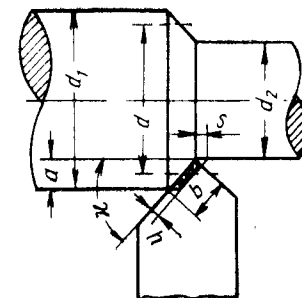


Рис. 67. Измеряемые величины при точении

Для определения скорости резания в уравнение подставляют средний диаметр

$$d = \frac{d_1 + d_2}{2}.$$

При малых и средних глубинах резания в расчет принимают диаметр обрабатываемой детали.

Тремя главными плоскостями, которыми пользуются для определения составляющих усилий резания и углов резания, являются: первая главная плоскость в направлении продольной подачи, вторая главная плоскость в направлении поперечной подачи и направлении резания и третья главная плоскость, перпендикулярная двум предыдущим. Параллельно третьей главной плоскости лежит опорная поверхность токарного резца.

На обрабатываемой детали различают обрабатываемую поверхность (поверхность, которая удаляется в результате обработки), обработанную поверхность (поверхность, получающуюся в результате резания) и поверхность резания (поверхность, образующуюся непосредственно под режущей кромкой инструмента).

Углы резца выбирают в зависимости от характера процесса резания. При изготовлении режущих инструментов руководствуются определенными значениями углов резца. Точное определение углов сопряжено с трудностями, так как величина углов не должна зависеть от положения инструмента относительно обрабатываемой детали. В большинстве промышленных стран на резцы

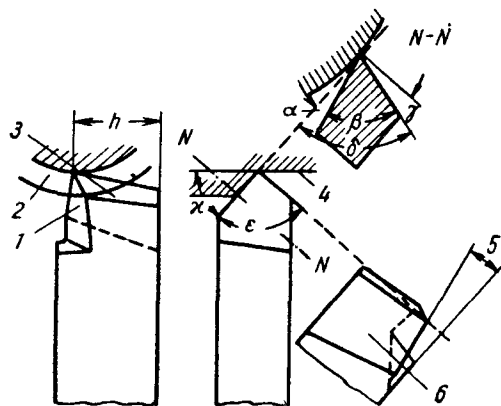


Рис. 68. Углы и поверхности токарного резца по стандарту ДИН 768:

1 — передняя поверхность; 2 — поверхность резания; 3 — задняя поверхность вспомогательной режущей кромки; 4 — рабочая поверхность; 5 — угол наклона λ ; 6 — задняя поверхность главной режущей кромки

существуют стандарты, определяющие посредством измерительных плоскостей или системы координат положение главной режущей кромки и передней поверхности. В немецких стандартах ДИН 768 и 6581 (1960 г.) углы режущей кромки определяются при помощи условных плоскостей, образующихся из направлений движения при резании (см. рис. 66) [26, 27]. Резец имеет (рис. 68) главную режущую кромку (непосредственно участвующую в процессе резания) и вспомогательную режущую кромку (примыкающую к закруглению при вершине и способствующую отделению стружки от обрабатываемой поверхности в зависимости от

радиуса закругления и толщины среза). Различают также переднюю поверхность резца, по которой сходится стружка, и заднюю поверхность (главной и вспомогательной режущей кромки), обращенную к поверхности резания или обработанной поверхности детали.

На инструменте различают следующие углы.

Задний угол α — угол между поверхностью резания и задней поверхностью резца. В случае твердосплавных инструментов этот угол должен быть по возможности малым для обеспечения хорошей опоры. Однако слишком малый угол (в зависимости от обрабатываемого материала) увеличивает трение. Как правило, угол α равен 4—5° при обработке стали, 6—8° — мягких металлов и 10—15° — меди.

Передний угол γ — угол между перпендикуляром на поверхность резания и передней поверхностью резца. Чем больше передний угол, тем легче отделяется стружка от обрабатываемой детали. Однако из-за опасности выкрашивания (что зависит как от обрабатываемого, так и от режущего материала) величина угла не должна превышать определенного значения. При обработке меди и мягкой стали твердыми сплавами угол γ составляет 20—18°; при обработке легких металлов он может быть еще больше. С увеличением твердости обрабатываемого материала угол γ уменьшают. Для обработки особо твердой стали и материалов очень высокой прочности с успехом применяют даже отрицательный передний угол. Чем больше α и особенно γ , тем меньше заключенный между ними угол заострения β и тем больше опасность разрушения режущей кромки. Поэтому для твердого сплава, который является относительно хрупким материалом, углы α и γ должны быть по возможности малыми, особенно при прерывистом резании твердых материалов; необходимой предпосылкой для этого является, конечно, достаточная мощность станка. При отрицательном переднем угле γ угол заострения превышает 90° и режущая кромка подвергается в основном сжимающей нагрузке (рис. 69) [12].

Угол установки κ — угол между первой главной плоскостью и проекцией режущей кромки на третью главную плоскость. Он определяет толщину среза h и активную часть режущей кромки и влияет на сопротив-

ление резанию и плавность процесса резания. Как правило, угол χ равен 30—60°. Чем больше склонность обрабатываемой детали к вибрации, тем большим должен быть угол установки. У подрезного токарного резца он составляет 90, у широких чистовых резцов 0°.

Угол наклона λ — угол наклона главной режущей кромки к третьей главной плоскости. Если режущая кромка опускается к вершине, угол λ положительный. Для твердосплавных инструментов угол наклона имеет

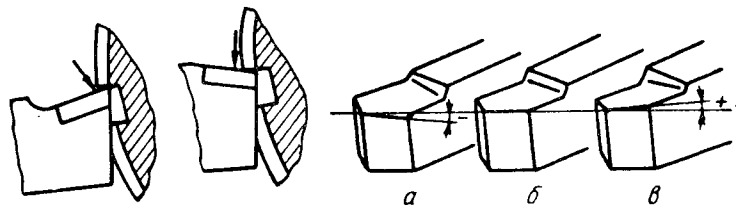


Рис. 69. Нагрузка на режущую кромку при положительном и отрицательном переднем угле

Рис. 70. Режущая кромка с различным углом наклона λ :

а — $\lambda < 0^\circ$; б — $\lambda = 0^\circ$; в — $\lambda > 0^\circ$

большое значение. У сравнительно хрупких твердых сплавов следует избегать нагрузки на вершину режущей кромки, возникающей в начале резания, особенно при прерывистом резании. Если вершина режущей кромки является самой низкой точкой главной режущей кромки и угол λ является положительным (рис. 70), опасность выкрашивания уменьшается. Однако при больших углах наклона требуются большие усилия резания. Наиболее надежный радиус закругления вершины резца r равен коэффициенту 2,5, умноженному на величину подачи; он применяется в том случае, если не требуется меньший радиус при обработке нежестких деталей или большой радиус при чистовой обработке для достижения высокой чистоты поверхности.

В книге не рассматриваются обозначения углов резания по американским стандартам. Однако необходимо отметить, что в работе Крекелера [12] имеются формулы и графики для пересчета углов, принятых в американских стандартах в соответствии с немецкими стандартами [28].

Стружка

Поверхность стружки, лежащая в воображаемой плоскости, перпендикулярной к направлению резания и проходящей через вершину резца, называется сечением среза F :

$$F = hb,$$

где h — толщина среза;
 b — ширина среза (см. рис. 67).

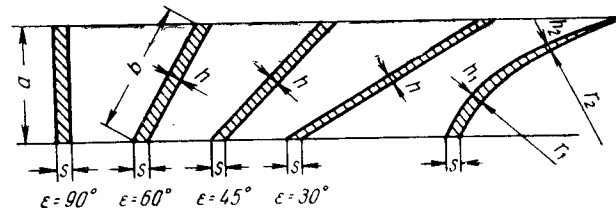


Рис. 71. Формы сечения среза

Практически сечение среза является произведением подачи на глубину резания:

$$F = as.$$

При одинаковой подаче и одной и той же глубине резания форма сечения среза различна (рис. 71) и зависит от угла установки χ или от формы режущей кромки (прямая или изогнутая). От формы сечения среза зависит не только удельное давление резания, но и стойкость инструмента.

Лайензеттер [5] предлагает рассматривать форму сечения среза, площадь которого выражена теоретическим сечением среза as , по отношению к длине захвата l (рис. 72). Для этой цели он вводит коэффициент резания, равный $\frac{l}{as}$, и рассматривает величину, обратную этому коэффициенту, как толщину среза m :

$$m = \frac{as}{l}.$$

Таким образом, m является принятой толщиной среза площадью as по длине захвата l . Величина m всегда

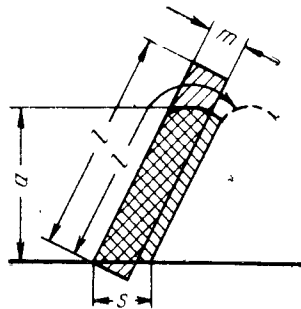


Рис. 72. Толщина среза:

a — глубина резания; l — длина захвата; m — толщина среза; s — подача

меньше величины s . Длина захвата l зависит от глубины резания, угла установки и радиуса закругления вершины. Чем больше толщина стружки, тем меньше длина активной части режущей кромки и тем меньше стойкость.

Сопротивление резанию

Стружкообразование

Измерения колебаний давления резания при очень малых скоростях резания и непосредственное наблюдение за процессом резания с помощью скоростной киносъемки позволяют объяснить процесс стружкообразования следующим образом.

Вначале режущая кромка инструмента во все возрастающей мере деформирует поверхность обрабатываемой детали. При дальнейшем повышении давления возникают нагрузки, при которых разрушается структура. Отделенные частицы материалов в виде стружки начинают перемещаться вдоль передней поверхности резца, при этом они подвергаются срезающим напряжениям, в результате чего в определенных плоскостях скольжения полностью или частично разрушается связность стружки. Отдельные фазы этого периодически повторяющегося процесса сопровождаются изменениями давления резания, за которыми можно проследить при резании с очень низкими скоростями. При очень высоких скоростях резания изменения сопротивления следуют одно за другим так быстро, что измерению они уже не поддаются. Однако это выражается в виде более или менее сильной вибрации в процессе резания.

Срезание отдельных частиц стружки происходит у различных материалов по-разному в зависимости от предела прочности при растяжении, относительного удлинения и твердости материала. У хрупких материалов (чугун) стружка полностью отламывается; образуется короткая стружка надлома. У вязких материалов

(сталь) образуется длинная сливная стружка, но и в этом случае заметна деформация, которую можно наблюдать по изменению сечения среза. При обработке мягких и вязких материалов резцом с отрицательным передним углом образуется стружка надлома. Короткую стружку получают и при обработке вязких материалов режущей кромкой специального выполнения (со стружколомающим уступом) [29, 30].

Форма стружки зависит не только от материала, но и от других факторов, в частности от углов режущей кромки, глубины резания, подачи, скорости резания и т. д. Многочисленным исследованиям взаимосвязи этих факторов посвящена специальная литература [12, 18].

Для деформации стружки необходима затрата определенной работы, которая тем больше, чем сильнее деформация [31]. Образование стружки надлома у вязких материалов обуславливает поэтому большую нагрузку на инструмент; требуются большие усилия резания и затрата энергии. Между деформацией стружки и качеством поверхности обрабатываемой детали существует зависимость. Значительно сильнее стружка деформируется при низких скоростях резания, так как деформируются отдельные кристаллиты, вырывающиеся из материала, и поверхность детали становится шероховатой и чешуйчатой. При высоких скоростях резания, применяемых для твердых сплавов, кристаллиты отделяются режущей кромкой без существенной деформации. Поверхность резания и обрабатываемая поверхность детали при этом очень гладкие, что свидетельствует о целесообразности применения твердого сплава [31, 32].

Характерным явлением при резании металлов, в частности стали, является упрочнение обрабатываемой детали, а также и стружки вследствие срезающих напряжений. По данным Мерчанта [33], твердость поверхности обрабатываемой детали (в зависимости от вида материала) в 1,5—2,5 раза, а твердость стружки в три раза выше первоначальной твердости. У хрупких материалов (чугун) твердость почти не повышается. Трение стружки и обрабатываемой детали об инструмент также влияет на усилие резания.

Таким образом, при резании необходимо преодолеть следующие усилия: сопротивление резанию, т. е. сопротивление материала отделению от него частиц; сопро-

тивление деформации, т. е. сопротивление снятого и обрабатываемого материала изменению формы (упругая и пластическая деформация обрабатываемой детали и стружки); сопротивление трению, обусловленное трением стружки и обрабатываемой детали об инструмент. Большая часть работы резания уходит на преодоление сопротивления деформации; так, при резании чугуна на это затрачивается 50%, а при резании стали 75% общей работы. На сопротивление резанию расходуется 35% общей работы при обработке чугуна и 15% при обработке стали. Остающаяся часть общей работы тратится на преодоление сопротивления трению.

Образование нароста на режущей кромке

При резании мягких и вязких материалов на режущей кромке инструмента нередко скапливаются частицы обрабатываемого материала (рис. 73) [34—36]. Так на-

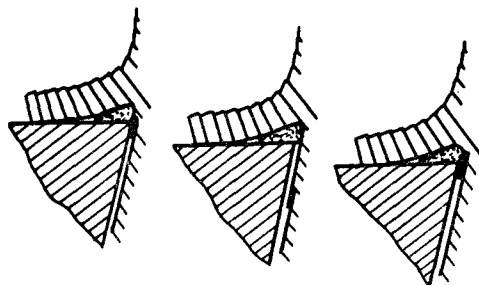


Рис. 73. Образование нароста на режущей кромке

зываемый нарост на режущей кромке в процессе работы увеличивается и затем частично или полностью отрывается и уносится со стружкой; при этом иногда вырываются и частицы режущей кромки, а на лезвии снова образуется нарост. Происходит периодическое образование и удаление нароста. Следствием этого непрерывного процесса, отдельные фазы которого длятся лишь доли секунды, является износ режущей кромки, приводящий к ее разрушению. В связи с этим следует отметить характерное явление износа по передней поверхности резца при обработке стали — так называемое лункообразование, являющееся следствием процесса приваривания. Тэйлор объяснял образование нароста скоплением

мельчайших частиц материала, которые привариваются к лезвию в процессе резания под действием давления и относительно высокой температуры. Давиль [37, 38] подтвердил это предположение интересными исследованиями. Образцы из обрабатываемого и режущего материала (твердые сплавы WC—Co и WC—TiC—Co), поверхность которых была очень тщательно отшлифована и отполирована, спрессовывали под определенным давлением в течение некоторого времени при повышающейся температуре. При этом определяли сначала минимальную температуру, требующуюся для приваривания образцов, так называемую температуру «схватывания». Ниже приведена температура схватывания (приваривания) для исследованных пар разных материалов*.

Металлы и сплавы	Температура приваривания, °C
Сталь прочностью 60 кг/мм ² :	
WC	1000
WC+0,5% Co	900
WC+1% Co	775
WC+5% Co	625
WC+20% Co	625
Co	550
WC+15% TiC+5% Co	775
TiC	1000
быстрорежущая сталь	575
Сталь прочностью 110 кг/мм ² :	
WC	1050
WC+0,5% Co	900
WC+1% Co	800
WC+5% Co	750
Co	750
WC+15% TiC+5% Co	850
TiC	1150
Серый чугун твердостью 200 кг/мм ² :	
WC+5% Co	700
WC+15% TiC+5% Co	825

Затем определяли прочность сцепления пар материалов при повышающейся температуре. В табл. 54 и на

* Исследования справедливы и для сплавов с добавками TiC+TaC(NbC).

Таблица 54

Прочность шва твердый сплав — сталь в зависимости от температуры приваривания (нагрузка 2,2 кГ/мм², время 20 мин)

Температура приваривания, °С	Предел прочности при растяжении шва, кГ/мм ²			
	твердый сплав WC—Co (95/5) (G1)		твердый сплав WC—TiC—Co (80/15/5) (S1)	
	сталь 40*	сталь 120*	сталь 40*	сталь 120*
625	0,2	—	—	—
650	0,5	—	—	—
675	1,2	—	—	—
700	2,2	0,01	0,01	—
725	3,6	0,01	0,6	—
750	4,1	0,1	0,5	—
775	—	1,1	0,7	—
800	—	0,7	0,7	0,1
825	—	1,0	1,2	0,01
850	—	4,8	1,5	0,5
875	—	3,5	1,6	1,1
900	—	5,2	1,9	0,4
925	—	5,2	—	1,3
950	—	6,2	—	0,8
1000	—	7,2	—	—
1075	—	—	—	0,7

* Предел прочности при растяжении 40 и 120 кГ/мм².

рис. 74 приведены результаты исследования, которые позволяют сделать следующие выводы. Температура приваривания твердых сплавов к стали выше, чем быстрорежущей стали к стали. Из двух исследованных марок твердого сплава сплавы WC—TiC—Co привариваются к стали при значительно более высокой температуре, чем сплавы WC—Co. Температура приваривания возрастает с повышением прочности (твердости) стали. При содержании Co свыше 5% существенного повышения температуры приваривания не наблюдается. Сопоставление прочности сварных швов сплавов WC—Co — сталь и WC—TiC—Co — сталь показывает, что одинаковые значения прочности достигаются для сплавов, содержащих TiC, при значительно более высоких температурах, чем для сплавов WC—Co. Эти наблюдения однозначно (во всяком случае в отношении износа

твердосплавной режущей кромки в результате приваривания) показывают превосходство сплавов WC—TiC—Co перед сплавами WC—Co при резании стали.

Характерной особенностью явления износа в результате наростообразования при резании некоторых материалов является то, что он возникает в определенном диапазоне скоростей резания (большой частью при низких скоростях резания) и затем при переходе определенной границы снова исчезает. Это можно объяснить тем, что при высоких скоростях резания трение между резцом (передней поверхностью) и стружкой уменьшается и изменяется структура стружки вследствие рекристаллизации и упрочнения; при определенных условиях происходит небольшое поверхностное окисление. Продолжительность соприкосновения стружки с резцом также сокращается при увеличении скорости резания. Все эти факторы в какой-то степени препятствуют образованию нароста.

Стружка действует на резец как твердое тело и изнашивает его, образуя на передней поверхности резца углубление.

Раньше полагали, что нарост должен благоприятно сказываться на сроке службы режущей кромки, предохраняя ее от износа вследствие истирания и действия температуры. Однако исследования в частности твердого сплава показали обратное. Нарост приводит к неплавной работе инструмента (что значительно ухудшает качество поверхности обрабатываемой детали), к нерав-

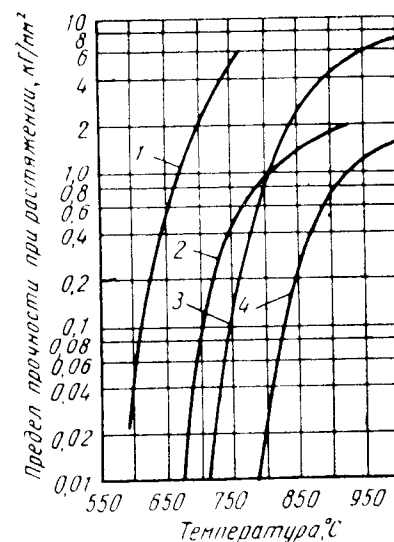


Рис. 74. Прочность шва в зависимости от температуры приваривания (нагрузка 2,2 кГ/мм², 20 мин):

1 — твердый сплав G1 — сталь 40; 2 — твердый сплав S1 — сталь 40; 3 — твердый сплав G1 — сталь 120; 4 — твердый сплав S1 — сталь 120

номерности подачи и прежде всего к преждевременному разрушению режущей кромки. При обработке твердыми сплавами образование нароста связано большей частью с неправильным выбором скорости резания — слишком низкой скоростью. Срок службы режущей кромки при этом сокращается из-за ее выкрашивания в результате отрыва наростов.

Минералокерамические режущие пластинки по понятным причинам не склонны к образованию наростов.

Усилия резания

Сопротивление, оказываемое обрабатываемым материалом отделению и деформированию стружки (включая трение), обычно называют сопротивлением резанию. Оно выражается в действующей на резец силе P , которую при обычном продольном точении можно разложить на три составляющие (см. рис. 66). Главная сила резания P_H , действующая в направлении главного движения резания, лежит на линии пересечения первой и второй главных плоскостей. Усилие подачи P_o является осевой силой в горизонтальной плоскости, действующей как сопротивление подаче и лежащей на линии пересечения первой и третьей главных плоскостей. Усилие отжима резца P_s является радиальной силой в горизонтальной плоскости, лежащей на линии пересечения второй и третьей главных плоскостей.

Соотношение между составляющими P_H , P_o и P_s не является постоянным и зависит от формы режущей кромки и ее положения, а также от сечения среза и направления резания. Необходимо знать соотношение сил при резании, так как этим определяется нагрузка на отдельные узлы станка, т. е. его конструкция.

Равнодействующая сила резания P изменяется в процессе образования стружки, что может привести к нежелательной вибрации во время обработки. При высоких скоростях и правильно выбранных углах резания колебания незначительны, если станок не перегружен, а инструмент и обрабатываемая деталь достаточно жестки и хорошо закреплены.

Величина силы P и ее разложение на отдельные составляющие зависят от обрабатываемого материала и режимов резания. Любой материал в зависимости от

свойств оказывает на режущую кромку определенное давление — давление резания (усилие резания). При постоянных режимах резания каждый материал характеризуется определенным давлением резания; отнесенное к 1 мм^2 площади поперечного сечения оно дает удельное давление резания k_s [39, 40]. Поскольку главное усилие резания имеет решающее значение [в то время как сила подачи P_o и сила отжима резца P_s оказывают лишь незначительное влияние (до $\sim 0,1$) на общее усилие резания и практически могут быть опущены], оно является, как правило, общим усилием резания, т. е. $P_H = P$. Для стружки площадью F общее усилие резания

$$P (\text{кг}) = F (\text{мм}^2) \cdot k_s (\text{кг/мм}^2).$$

Удельное давление резания k_s не является, однако, постоянной величиной для данного материала; оно зависит от режимов резания и особенно от формы стружки, формы сечения стружки, углов резания, смазки, температуры и т. д. Даже при постоянном значении этих величин и определении так называемого «коэффициента резания» остается еще зависимость от скорости резания и состояния режущей кромки. Вполне понятно, что при таких условиях трудно получить согласующиеся величины, и поэтому литературные данные об удельном усилии резания имеют значительные отклонения.

Определение усилий резания в зависимости от различных (рассматриваемых ниже) факторов имеет особое значение при использовании твердых сплавов, позволяющих применять такие скорости резания, которые создают высокие усилия резания. Для преодоления этих усилий станок должен подвергаться предельным нагрузкам. Поэтому при конструировании обрабатывающих станков и инструментов для твердого сплава необходимо знание величин отдельных составляющих усилий резания.

Для практического определения усилия резания разработано большое количество механических, гидравлических, пневматических и электрических приборов, из которых наибольшее распространение имеет индуктивный прибор Шалльброха и Шаумана [41].

Влияние различных факторов на давление резания

Влияние прочности обрабатываемого материала. Из сказанного о процессе стружкообразования следует, что удельное усилие резания тесно связано с прочностью и твердостью обрабатываемого материала. Тем не менее расчеты на основе этих данных о прочности вызывают

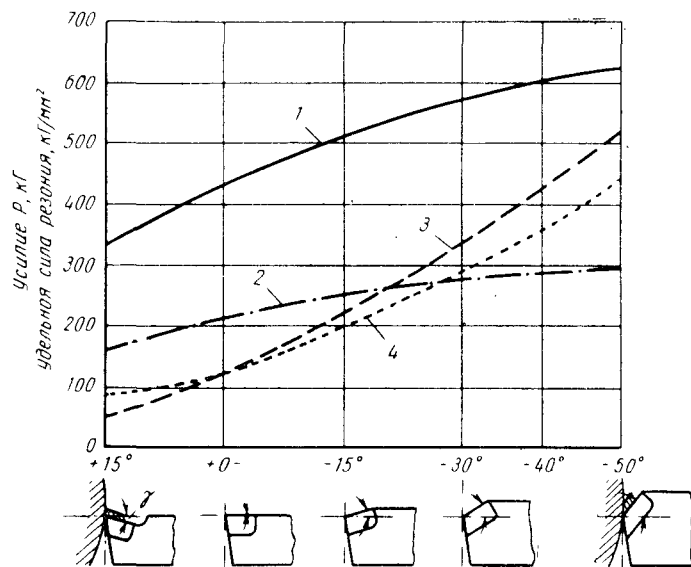


Рис. 75. Зависимость усилия резания при точении твердым сплавом S2 от величины переднего угла. Обрабатываемый материал — сталь St 70.11, сечение среза $a \times s = 4,5 \times 0,47 = 2,1 \text{ мм}^2$, скорость резания $v = 140\text{—}160 \text{ м/мин}$:

1 — главная сила резания P_g ; 2 — удельное давление резания k_g ;
3 — сила подачи P_o ; 4 — сила отжима резца P_T

большие трудности; формулы же, полученные эмпирическим путем, в частности уравнение Кроненберга [4] для чугуна и стали, могут служить лишь для ориентировочных расчетов.

Влияние углов резания. Углы резания, особенно α , γ и κ , оказывают большое влияние на величину усилия резания, причем форма инструмента, при которой усилие резания наименьшее, не всегда является наилучшей (см. раздел об отрицательном переднем угле).

Увеличение заднего угла α способствует уменьшению усилия резания, однако при использовании твердого сплава нельзя переходить определенную границу из-за опасности поломки режущего лезвия. Большой передний угол γ также оказывает благоприятное влияние на усилие резания. Поскольку увеличение углов α и γ приводит к уменьшению угла заострения β и увеличивает опасность выкрашивания заостренного лезвия, для твердого сплава выбирают по возможности большой угол β ; в особо трудных случаях он должен быть больше 90° , т. е. нужно применять отрицательный передний угол. При этом, согласно Паличу [42] (рис. 75), сильно увеличивается усилие резания, что приводит к значительному повышению потребной мощности станка и теплообразованию на лезвии. Однако для твердосплавного резца, обладающего очень высокой жаропрочностью, это не является недостатком, так как режущая кромка при отрицательном переднем угле в большинстве случаев подвергается сжимающей нагрузке. О работе инструментов с отрицательным передним углом сообщается в обширной литературе [7, 43—49].

С увеличением угла установки κ давление резания сначала снижается, достигая минимального значения, а затем снова возрастает. Лучший угол установки при обработке стали составляет 45° , при обработке чугуна 60° . Изогнутое лезвие и большой радиус закругления вершины с относительно большой длиной захвата обуславливают большую деформацию стружки и, следовательно, высокое удельное усилие резания.

Влияние сечения среза. Общее усилие резания возрастает (при соблюдении одинаковых углов резца и практически одинаковых условий обработки) почти линейно с увеличением сечения среза. Удельное усилие резания, напротив, сильно увеличивается с уменьшением сечения среза, так как при малом сечении стружки затрачивается относительно большая работа на ее образование. В двойной логарифмической системе координат зависимость удельного усилия резания от сечения стружки для различных материалов выражается прямой (рис. 76).

Удельное давление резания зависит также от формы стружки. При увеличении толщины стружки h оно уменьшается медленнее, чем происходит это увеличение; при увеличении ширины стружки b оно возрастает почти про-

порционально. Таким образом, удельное усилие резания зависит от глубины резания — с увеличением подачи оно уменьшается.

Влияние скорости резания. Скорости резания, применяемые при обработке быстрорежущими сталями, не влияют на удельное усилие резания. При повышении скорости резания до ~ 100 м/мин (что вполне возможно для твердосплавных резцов) усилие резания уменьшает-

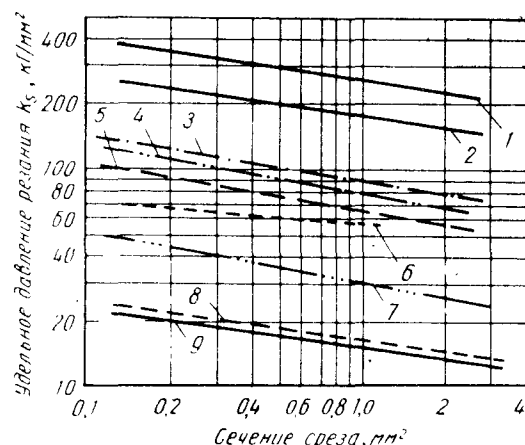


Рис. 76. Зависимость удельного давления резания k_s от сечения среза при обработке различных материалов твердыми сплавами ($v = 100$ м/мин, $a:s=5:1$, сухое резание):

1 — сталь St90; 2 — сталь St50; 3 — Ge26; 4 — Ms58;
5 — Al—Cu—Mg; 6 — Zn—Cu4A; 7 — 6Mg—Al—Zn;
8 — слоистая древесина; 9 — слоистый пластик на тканевой основе

ся в большей или меньшей степени в зависимости от обрабатываемого материала и при дальнейшем увеличении скорости резания остается постоянным.

Влияние смазки. Усилие резания можно уменьшить, применяя соответствующие смазочные жидкости. Так, удельное давление резания снижается на 5—10% при применении эмульгированного минерального масла и до 20% при использовании растительного масла.

Влияние температуры. При так называемом «горячем резании», когда обрабатываемую деталь сильно

нагревают (различный индукционный или электродуговой нагрев, а также применение сварочной горелки), на преодоление сопротивления отделению и деформации стружки требуется меньшее усилие, поскольку с повышением температуры прочность и твердость всех материалов уменьшаются [50—56]. Повышение твердости в результате деформации обрабатываемой детали и стружки произойти не может. Поэтому усилие резания, как показали последние исследования, существенно уменьшается (при условии, что режущая кромка, которая находится в таких же условиях, как и обрабатываемый материал, способна выдержать температурные нагрузки). Поскольку твердый сплав обладает очень высокими жаропрочностью и горячей твердостью, резание обрабатываемой детали в нагретом состоянии очень перспективно [57—59]. По этим же соображениям, в настоящее время особый интерес представляет горячее резание минералокерамическим инструментом.

Температура резания

Как уже говорилось выше, температура играет решающую роль при образовании нароста на поверхности резца и износе лезвия. Для стальных инструментов, у которых с повышением температуры прочность и твердость уменьшаются, температура резания вообще имеет основное значение. Критический диапазон температур при применении твердосплавных инструментов (в результате высоких «горячей» твердости и прочности металл-керамических твердых сплавов) лежит значительно выше, чем у быстрорежущей и тем более углеродистой сталей. Тем не менее выяснение причин теплообразования на лезвии и определение температуры резания имеет очень большое значение с точки зрения их влияния на стойкость твердосплавных инструментов.

Распределение теплоты и определение температуры резания

Энергия, затрачиваемая на обработку материала, почти полностью преобразуется в теплоту. В соответствии с затратой работы при резании, образующуюся теплоту можно подразделить на теплоту стружкообразования, теплоту деформации и теплоту трения. На

рис. 77 [49, 50, 55, 60—62] показано, как распределяется образующаяся теплота на обрабатываемую деталь, инструмент и стружку. Такое распределение бывает лишь при нормальных режимах обработки; при неблагоприятном выборе режима (неправильные углы резания и сечения стружки) или при тупом резце сопротивление резанию увеличивается

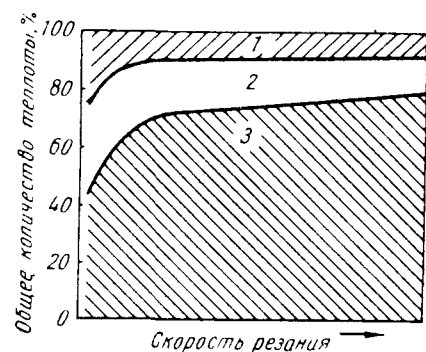


Рис. 77. Распределение теплоты, образующейся при резании, в зависимости от скорости резания:

1 — в обрабатываемой детали; 2 — в инструменте; 3 — в стружке

при одновременном повышении температуры, причем на инструмент и на обрабатываемую деталь приходится большая доля теплоты. Нагрузка на инструмент связана не только с общим количеством теплоты, но и с ее распределением. Несомненно, что стойкость инструмента зависит от той температуры, которая развивается после установления равновесия в наиболее нагруженной области инструмента, т. е. в зоне контакта режущей кромки с обрабатываемой деталью. Эта температура — так называемая «температура резания» (зависящая от количества образовавшейся теплоты, теплопроводности инструмента, детали и стружки, величины теплопроводящего сечения, теплового излучения, искусственного охлаждения и т. д.), как уже указывалось выше, имеет решающее значение для процесса резания и работоспособности инструмента. Вопросу определения температуры резания посвящены многочисленные исследования с использованием калориметрических и термоэлектрических способов, методов теплового излучения, а также метода покрытия резца специальными красками. Установки и методы для определения температур резания описаны в книге Ланга [13], а также в специальной литературе [44, 63].

Факторы, влияющие на температуру резания

Режимы резания. Температура резания всех материалов повышается с увеличением скорости резания, глубины резания и подачи. Эта зависимость выражается при резании стали более четко, чем при обработке чугуна; при этом наибольшее влияние оказывает скорость резания, затем сле-

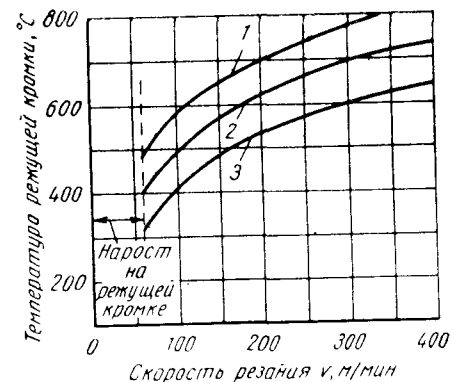


Рис. 78. Влияние скорости резания и подачи на температуру резания стали твердыми сплавами:

1 — $s=0,4$; 2 — $s=0,2$; 3 — $s=0,1$

дует подача; глубина резания влияет лишь незначительно. При анализе удельного усилия резания установлено, что для достижения большей производительности целесообразнее получать толстую стружку, т. е. давать большую подачу. С точки зрения тепловой нагрузки лезвия лучше тонкая стружка, т. е. большая глубина резания и малая подача. Поскольку температура резания оказывает решающее влияние на стойкость, рекомендуется применять малую подачу и большую глубину резания.

Кремер¹ установил, что при обработке стали твердыми сплавами на высоких скоростях резания (50—500 м/мин) температура резания повышается значительно медленнее, чем при низких скоростях при условии, конечно, что в последнем случае на качество измерений не будет влиять наростообразование на передней поверхности резца (рис. 78). Как уже указывалось выше, с увеличением скорости резания уменьшается деформация материала и стружки; кристаллиты обрабатываемого материала не вырываются, а разрезаются, благодаря чему уменьшается потребное усилие, а следовательно, и теплообразование.

¹ Krämer F. Diss. Techn. Hochschule Hannover, 1936.

Обрабатываемый материал. При резании различных материалов развивается и различная температура. Чем прочнее материал, тем больше сопротивление резанию и теплообразование. Так, например, при обработке стали и чугуна возникает значительно более высокая температура, чем при обработке цветных и легких металлов. В свою очередь при резании стали развивается более высокая температура, чем при резании чугуна. Однако это нельзя объяснить различными удельными усилиями резания. Во всяком случае, тепловая нагрузка на лезвие при обработке чугуна ниже, чем при обработке стали. Это можно объяснить тем, что для нагрузки лезвия решающим является не абсолютное количество тепла, а доля его от общего количества теплоты, приходящаяся на нагрев резца, что определяется режимом обработки и стружкообразованием. Витая стальная стружка отделяется от резца не непосредственно за режущей кромкой, а скручивается по передней поверхности, образуя спираль. В результате этого увеличивается не только поверхность соприкосновения между стружкой (в качестве основного носителя теплоты) и резцом, но и продолжительность контакта. В противоположность этому менее деформированная и значительно более холодная чугунная стружка сразу отделяется от резца и падает. Таким образом, поверхность и продолжительность соприкосновения очень малы, а следовательно, и температура лезвия значительно ниже. Так как температурные кривые при обработке чугуна и стали изменяются совершенно по-разному, то и влияние подачи на скорость резания чугуна сказывается в значительно меньшей степени.

Определенное значение имеют также теплопроводность и теплоемкость обрабатываемого материала; чем больше теплопроводность, тем быстрее отводится теплота от места ее возникновения; чем больше теплоемкость, тем большее количество теплоты раходуется на нагрев обрабатываемой детали и тем меньше нагревается резец и стружка.

Обрабатывающий материал. Теплопроводность и теплоемкость инструмента влияют на температуру резания таким же образом, как и соответствующие свойства обрабатываемого материала. Теплопроводность твердых сплавов группы WC—Co (см. табл. 8) значительно выше теплопроводности быстрорежущей стали. Это

благоприятно сказывается на обработке материалов, дающих стружку надлома, когда температурная нагрузка на лезвие не очень большая. В сравнении с быстрорежущей сталью твердые сплавы WC—TiC—Co для обработки стали обладают (в зависимости от содержания TiC+TaC) примерно такой же или несколько меньшей теплопроводностью. Однако этот недостаток, который мог бы сказаться на температуре резания, не существенен, так как режущие свойства твердых сплавов не подвержены влиянию температуры в такой степени, как сталь. То же справедливо и в отношении удельной теплоемкости твердых сплавов, которая значительно ниже удельной теплоемкости быстрорежущей стали.

Стойкость резца

Стойкость и ее определение

Под стойкостью режущего инструмента подразумевают отрезок времени, в течение которого заточенный режущий инструмент работает до затупления. Опыты по определению стойкости имеют важное значение для оценки обрабатываемости материала и выбора режущего материала и позволяют определить ориентировочные скорости резания для производственных условий [40, 64—66]. Таким образом, стойкость различных режущих материалов при обработке определенного материала и прочих равных условиях резания (этот случай интересен в первую очередь) характеризует пригодность этих режущих материалов для данного процесса резания. С другой стороны, стойкость определенного инструмента при обработке различных материалов при прочих равных условиях резания характеризует обрабатываемость этих материалов [21, 24, 25, 67—72]. Путем применения прерывистого резания (некруглых, ребристых валов с пазами) условия испытания при определении стойкости могут быть осложнены и приспособлены к условиям обработки фрезерованием.

Практически стойкость режущего инструмента определяют на опытах по точению или других видах резания; при постоянных режимах ступенчато повышают скорость резания и определяют время полного износа ре-

жущей кромки. Износ быстрорежущей стали выявляется в виде блестящей полосы на поверхности резания, образующейся в результате того, что затупившееся лезвие не режет, а скользит по поверхности резания.

Зависимость стойкости от скорости резания может быть выражена кривыми, которые в системе двойных логарифмических координат превращаются в прямые линии (прямые $T-u$). Изменяя сечение среза, получают параллельные друг другу прямые линии, что дает возможность определить скорость резания при стойкости, обычно применяемой на практике, т. е. v_{60} , v_{120} и т. д. Для различных материалов, обрабатываемых одинаковым инструментом, или для одинаковых материалов, обрабатываемых различным режущим инструментом, получают прямые линии стойкости с разным углом наклона.

Для построения прямых стойкости можно обойтись двумя точками, расположенными на возможно большем расстоянии друг от друга. Построение подлинных кривых $T-u$ является продолжительной операцией. При резании твердым сплавом, т. е. материалом, обладающим устойчивой структурой, как правило, не бывает внезапного выхода лезвия из строя; оно изнашивается медленно по задней (полоска износа) и по передней поверхностям (лунка) резца одновременно. Поэтому для определения стойкости твердосплавного инструмента обычно применяют так называемый «метод износа лезвия». При этом определяют увеличение ширины площадки износа на задней поверхности резца [27, 31, 32, 36, 73, 74]. Вначале износ прогрессирует быстро, затем все медленнее, и при построении графика в двойных логарифмических координатах снова получают прямую линию (прямую $B-T'$). Применяя разные скорости резания, получают параллельные прямые, с помощью которых можно определить очень важную для производства зависимость износ — стойкость (прямые T_B-u при определенной ширине площадки износа).

Для сокращения продолжительности испытаний на стойкость были предложены многочисленные методы кратковременных испытаний. Так, например, твердые сплавы испытывают до ширины площадки износа 0,1 мм и получают так называемые кривые $T_{0,1}-u$. Измерение температуры резания, которое является относительно

быстрой и простой операцией, также может быть использовано в качестве кратковременного метода. По кривым температура резания — скорость резания (кривые $T-u$) и температура резания — стойкость (кривые $T-t$), которые в двойном логарифмическом масштабе являются прямыми линиями, можно построить кривые $T-u$.

Многочисленным другим методам определения стойкости (при особом внимании к кратковременным методам испытаний) посвящено систематическое исследование Шалльброха и Бетмана [18].

Износ режущего инструмента и его причины

В процессе резания резец выходит из строя в результате затупления (конец периода стойкости), поломки (полное разрушение режущей кромки или выкрашивание частиц режущего материала), размягчения (потеря твердости у стали и приваривание — явления, почти не наблюдаемые у твердого сплава) и, наконец, в результате все увеличивающегося износа. Характер износа и его влияние на процесс резания могут быть различны.

На рис. 79 показаны разные виды износа токарного резца, которые могут проявляться отдельно или одновременно [18]. При работе твердосплавным инструментом причиной выхода резца из строя является в первую очередь его износ. Задняя и передняя поверхности резца постепенно истираются до полного затупления. Тщательное измерение ширины площадки износа свидетельствует [75] о скачкообразном увеличении износа (каскадный износ), которое можно объяснить изменениями, происходящими в характерной для твердых сплавов структуре.

При обработке материалов, дающих сливную стружку (сталь), резец обычно изнашивается по задней поверхности вследствие трения; износ по передней поверхности вследствие истирания происходит кратерообразно под влиянием очень нагретой, твердой, шероховатой и изогнутой стружки, причем за режущей кромкой образуется корытообразное углубление — так называемая «лунка». На рис. 80 показан износ по задней поверхности резца (площадка износа), а на рис. 81 — лунка на передней поверхности твердосплавного резца. При точении глубина лунки увеличивается, причем ее край, на-

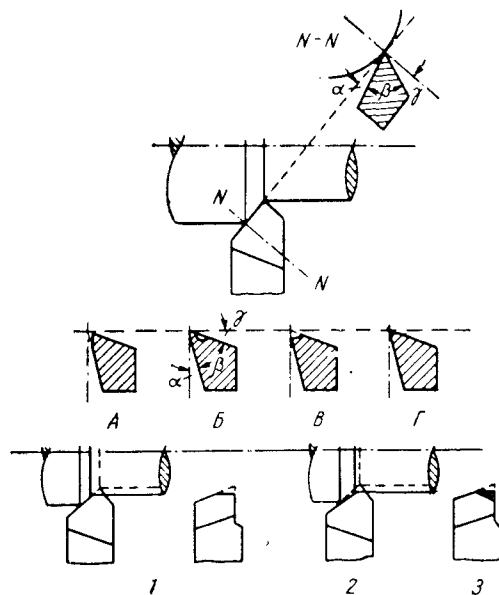


Рис. 79. Различные виды износа резца. Разрезы перпендикулярны к режущей кромке в плоскости $N-N$:

A — износ по задней поверхности; B — лункообразование; B — износ по передней поверхности; $Г$ — износ режущих кромок (округление кромок); 1 — износ вершины; 2 — косой износ вершины; 3 — граница износа

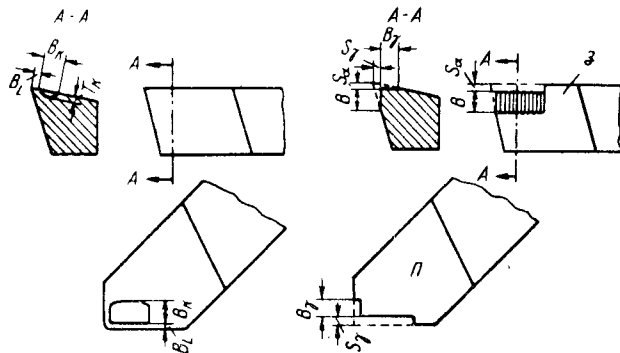


Рис. 80. Износ резца по задней и передней поверхностям:

B и B_n — ширина площадки износа на задней и передней поверхностях соответственно; S_α и S_γ — смещение режущей кромки на задней и передней поверхностях соответственно; B_K — ширина лунки на передней поверхности;

B_L — ширина полки перед лункой; T_K — глубина лунки

ходившийся вначале на расстоянии ~ 1 мм за режущей кромкой, приближается к последней по мере резания (см. рис. 81). Поскольку одновременно изнашивается и задняя поверхность, полоска между режущей кромкой и краем лунки (так называемая «полка перед лункой») становится все уже, угол заострения уменьшается, что приводит к более или менее сильному выкрашиванию режущей кромки, и резание становится невозможным.

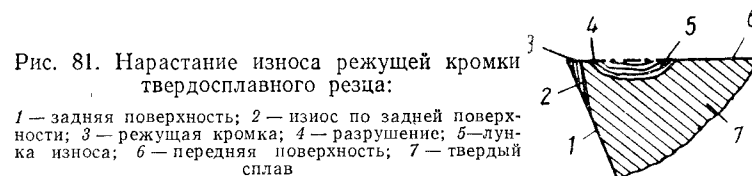


Рис. 81. Нарастание износа режущей кромки твердосплавного резца:

1 — задняя поверхность; 2 — износ по задней поверхности; 3 — режущая кромка; 4 — разрушение; 5 — лунка износа; 6 — передняя поверхность; 7 — твердый сплав

При определении стойкости твердых сплавов путем измерения износа резца в большинстве случаев определяют ширину площадки износа B на задней поверхности резца (см. рис. 80) с помощью измерительного микроскопа. Износ по передней поверхности, определение которого можно было бы проводить путем измерения объема лунки, пока не применяется для количественной оценки [40, 76, 77].

Процесс и причины износа металлического режущего материала при обработке резанием очень сложны. У твердого сплава они связаны со свойствами обрабатываемого материала и с характерными свойствами структуры самого режущего материала [21, 24, 25, 31, 36, 40, 60, 67—69, 71, 72, 74, 78—86]. В соответствии с описанием стружкообразования различают материалы, дающие короткую стружку надлома (чугун, цветные металлы, керамика, пластмассы и т. д.), и материалы, дающие сливную стружку (сталь).

У чугуна удельное сопротивление резанию относительно мало, поэтому образуется небольшое количество тепла. Короткая стружка надлома отделяется от материала и сразу падает без длительного соприкосновения с режущей кромкой. Поскольку в процессе резания стружка является основным носителем тепла, то при обработке чугуна вследствие небольшого теплообразования и короткого времени соприкосновения лишь с не-

большой частью режущей кромки, тепловая нагрузка на режущую кромку не очень велика. Приваривания чугунной стружки, содержащей графит, к твердому сплаву под действием тепла и давления, т. е. наростообразования и лункообразования при высоких скоростях резания, как правило, не наблюдается. Однако чугунные стружка и деталь в большинстве случаев очень тверды и изнашивают инструмент путем истирания [87]. Кроме того, вследствие незначительного расширения чугуна общее давление резания концентрируется на очень малой поверхности лезвия; таким образом, возникающее местное давление может быть весьма значительным и необходима большая прочность режущей кромки. Поэтому для обработки чугуна пригодны лишь очень твердые и достаточно вязкие с хорошей теплопроводностью твердые сплавы высокой износостойкости; этим требованиям и отвечают в первую очередь сплавы WC—Co.

О причинах износа твердых сплавов WC—Co существует несколько точек зрения. Согласно Давилу [88], твердые сплавы с содержанием Co менее 10% имеют связанной карбидный скелет значительной прочности, заполненный мягким и легкоплавким Co. Последний изнашивается в первую очередь, карбидный скелет ослабляется и начинает выкрашиваться в зависимости от его твердости и вязкости. Поскольку это явление носит, по-видимому, периодический характер, ширина площадки износа приобретает ступенчатую форму (каскадный износ). Согласно электронномикроскопическим исследованиям Понса и его сотрудников [89], при абразивном износе на кристаллах WC появляются трещины, способствующие их выкрашиванию.

Очень сильный износ по передней поверхности резца (WC—Co) при точении стали заставил Трента [36, 90] предположить, что здесь образуется жидкая фаза в виде тонкой пленки, которая быстро удаляется. С помощью экспериментов, аналогичных опытам Давиля [37, 38], автору удалось доказать, что между твердыми сплавами WC—Co и сталью при температуре 1300—1325°С образуется жидкая фаза. Если в твердом сплаве присутствует TiC, температура повышается до 1350°С и выше. Несомненно, что в расплавлении поверхности важную роль играет и давление.

При обработке стали удельное сопротивление резанию в 2—3 раза выше, чем при обработке чугуна, и, следовательно, образуется значительно большее количество тепла. Длинная сливная стружка сходит по передней поверхности резца, причем поверхность соприкосновения с режущей кромкой большая и время относительно продолжительное. При этом стружка существенно деформируется, что также способствует теплообразованию. Все эти факторы создают значительную термонагрузку на режущую кромку (в отношении ее окалинностойкости и жаропрочности), более высокую, чем при обработке чугуна.

При низких скоростях резания в результате высокой температуры, значительного давления и относительно продолжительного соприкосновения стружки с режущей кромкой образуются наросты, приводящие вследствие их периодического отрыва к более или менее сильному выкрашиванию. По мере увеличения скорости резания это явление постепенно исчезает и начинает образовываться лунка [91].

В связи с тем, что износ при обработке стали большей частью является следствием взаимодействия поверхностных сил между инструментом, стружкой и обрабатываемой деталью (экспериментально это можно доказать опытами по Давилу путем определения «температуры приваривания» или прочности сварного шва), склонность к привариванию можно уменьшить при правильном выборе соответствующих легирующих добавок. Это замедляет образование нароста, лунки и износа по задней поверхности. Наилучшее действие оказывают добавки TiC и TaC и отчасти NbC, ZrC и NiC. Эти карбиды металлов образуют устойчивые и прочные окислы. Поэтому в настоящее время для обработки стали применяют твердые сплавы WC—TiC—Co и WC—TiC—TaC(NbC)—Co.

Причиной износа твердых сплавов WC—TiC—Co, так же как и сплавов WC—Co, является, по мнению Трента [36, 90], образование под действием температуры и давления тонких пленок жидких фаз. Эти пленки быстро удаляются в результате механического воздействия. Различие между обеими марками твердого сплава состоит в том, что сплавы WC—TiC—Co образуют со сталью жидкую фазу лишь при температуре 1350°С и выше. Это подтверждено экспериментально опытами,

аналогичными опытам Давиля, и объясняется характерным поведением WC—TiC-твердого раствора в подобных марках твердого сплава. Если присутствует структурно свободный WC, то появляются более легкоплавкие фазы, как и в сплавах WC—Co. Наблюдаемая зависи-

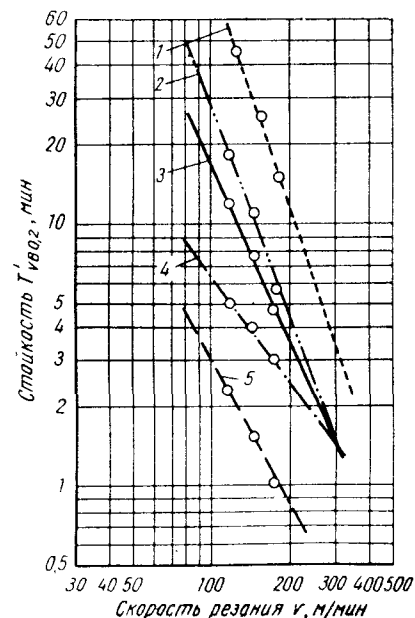


Рис. 82. Кривые стойкость — скорость резания для сплава L3 при резании стали SK 45 в различных атмосферах (передний угол $\gamma = +5^\circ$, угол наклона $\lambda = +10^\circ$, задний угол $\alpha = +6^\circ$, сечение среза $a \times s = 2 \times 0,2$ мм):

1 — азот; 2 — аргон; 3 — воздух;
4 — CO_2 ; 5 — кислород

могут окисляться только кобальт и карбид вольфрама. При температурах выше $800^\circ C$ начинается окисление твердого раствора, приводящее к повышенному износу по передней поверхности. Действительно, при экспериментальном точении в различных окисляющих и нейтральных атмосферах наблюдали определенное изменение стойкости (рис. 82) [71, 93—96].

мость износа по передней поверхности от содержания структурно свободного WC в твердых сплавах WC—TiC—Co подтверждается и на практике. Замена карбида титана карбидами тантала, ниобия или гафния ничего не меняет.

По мнению Хиннюбера [92], наряду с механическим износом в результате истирания и приваривания значительное влияние на износ оказывает окисление при высоких температурах. Как указывалось выше, ре-

жущая кромка очень сильно нагревается при высоких скоростях резания материалов, дающих сливную стружку. В этом случае при температуре до $800^\circ C$ у твердых сплавов WC—TiC—Co на воздухе в основном

Согласно исследованиям Хэенкампа [97, 98], вследствие перепада температур между обрабатываемым материалом и твердосплавным лезвием возникает термоэлектрический ток, способствующий переносу материала и, следовательно, процессу износа. В результате термодиффузии наблюдается довольно быстрый перенос углерода, что приводит к обезуглероживанию за ней поверхности резца и к образованию бедных по углероду фаз типа хрупкой η -фазы.

Таким образом, при образовании сплава между обрабатываемым материалом и твердым сплавом большую роль играют процессы диффузии. Вопросам диффузии между соприкасающимися парами пластинок WC (или твердый сплав) — сталь (или чугун) посвящены металлографические исследования Альтенверта [99]. При $800^\circ C$ WC начинает взаимодействовать и при $1000^\circ C$ образуется двойной карбид. Карбиды же титана и тантала не реагируют до $1500^\circ C$. Диффузионный износ при резании зависит от содержания углерода, причем это относится как к растворению WC и диффундированию углерода в сталь, так и к диффундированию углерода из чугуна в твердый сплав. В результате такого разрыхления структуры твердого сплава создаются предпосылки для его износа. Наличие твердых растворов, содержащих TiC или TaC, не способствует растворению WC; их присутствие препятствует износу.

Опитц и его сотрудники [86] также установили, что окисные включения в сталях могут привести (вследствие раскисления сплавами кальций — кремний) к образованию препятствующего износу окисного слоя на токарных резцах с пластинами из твердого сплава, содержащего TiC. Таким образом, незначительные примеси в обрабатываемом материале могут привести к разноречивым результатам при определении стойкости.

Процесс износа твердого сплава при резании является очень сложным. Большую роль при этом играют не только механические свойства режущего материала, но и химические реакции между ним и обрабатываемым материалом. Многообразие обрабатываемых материалов и разнообразие операций по резанию требует большого дифференцирования химического состава и структуры твердых сплавов, что очень затрудняет международную стандартизацию и обозначение сплавов.

Факторы, влияющие на стойкость

Режимы резания. Кривые $T-v$, получаемые при определении стойкости в зависимости от сечения среза, в системе двойных логарифмических координат представляют собой ряд параллельных прямых (рис. 83). Математически эти кривые соответствуют уравнению

$$Tv^n = C; \quad n = \operatorname{tg} \beta = \frac{\Delta \lg T}{\Delta \lg v},$$

где T — стойкость;
 v — скорость резания;
 n — тангенс угла наклона.

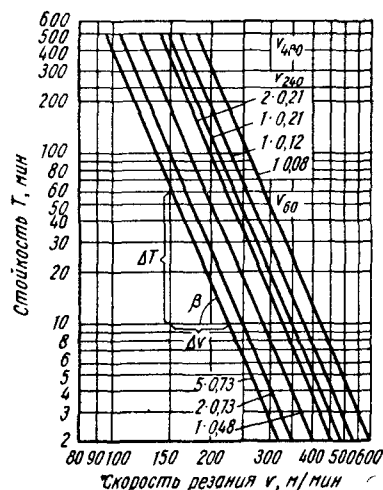


Рис. 83. Стойкость твердых сплавов при обработке стали St85 (кривые $T-v$)

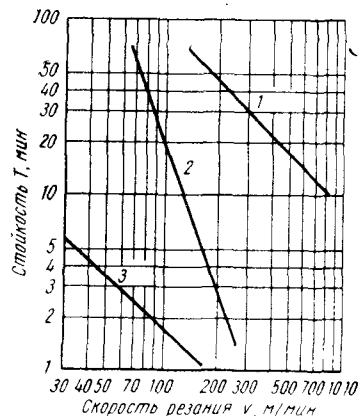


Рис. 84. Стойкость твердых сплавов при обработке алюминиевого сплава (1), стали St 80 (2) и Ge 22(3)

Величина n , определяющая наклон прямых, различна для разных материалов и колеблется от 4 до 15; при различных видах обработки твердыми сплавами n составляет лишь 5—7 (рис. 84) [100].

На рис. 83 видно, как влияет скорость резания и сечения среза на стойкость. При постоянном сечении среза повышение скорости резания сказывается на сокращении стойкости. При постоянной скорости резания увеличение сечения среза сокращает стойкость. При дан-

ной стойкости режущего лезвия каждой форме и каждому размеру среза соответствует совершенно определенная скорость резания, причем увеличение сечения среза требует лишь относительно небольшого снижения скорости резания, что имеет большое значение для эффективного резания.

Закономерность зависимости между скоростью резания, сечением среза и стойкостью действительна, однако не для любой скорости резания и не для всякого сечения среза. При малых скоростях резания образуются наросты и ход кривой стойкости становится очень неравномерным. Для малых сечений среза также действительны другие закономерности [101] (см. выше).

При скорости резания 150 м/мин и сечении среза $1 \times 0,48 = 0,48 \text{ мм}^2$ период стойкости составляет 200 мин; при той же скорости резания и почти том же сечении среза $2 \times 0,21 = 0,42 \text{ мм}^2$ период стойкости равен 330 мин (см. рис. 83). Из этого следует важное для практической работы заключение, что при одинаковом сечении среза период стойкости тем больше, чем тоньше стружка, т. е. чем больше глубина резания и чем меньше подача [45]. Это можно объяснить тем, что при большей глубине резания в работе находится большая длина режущей кромки, что способствует распределению тепла и трения на большей поверхности. Аналогичное влияние оказывают и другие мероприятия, способствующие удлинению активной части лезвия: уменьшение угла установки, увеличение радиуса закругления режущей кромки и т. д. Поэтому при испытании на стойкость необходимо указывать не только площадь поперечного сечения, но и его форму. Зная «толщину дуги стружки» (термин введен Лайензеттером [5]), можно построить прямые $m-v_T$ (рис. 85). Из рис. 85 следует, что в случае тонкой стружки стойкость инструмента выше, чем в случае толстой стружки такого же сечения.

В разделе о температуре резания указывалось, что тепловая нагрузка на лезвие при обработке стали значительно больше, чем при обработке чугуна. Применяя охлаждение соответствующими жидкостями, можно повысить производительность. В случае твердого сплава, который выдерживает существенно более высокую тепловую нагрузку, чем быстрорежущая сталь, это сказывается не столько на повышении скорости ре-

зания, сколько на продлении периода стойкости до 200%. При этом охлаждающая жидкость оказывает не только охлаждающее действие, но и в качестве смазывающего вещества уменьшает трение. При обдирочном точении стали твердыми сплавами на мощных станках, когда тепловая нагрузка на лезвие находится на грани допустимой, охлаждение, особенно интенсивное, приводит к значительному повышению производительности [42, 48, 102—106] (рис. 86).

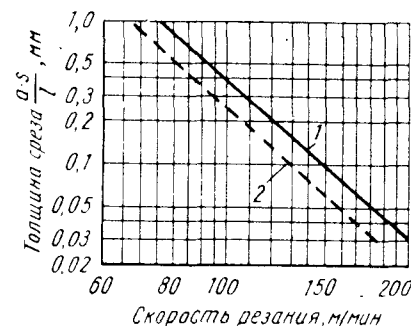


Рис. 85. Кривые $t-v_T$ для периодов стойкости 240 и 480 мин при обработке стали St 85 твердыми сплавами:
1 — v_{240} ; 2 — v_{480}

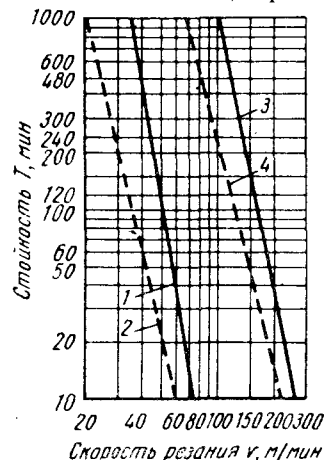


Рис. 86. Стойкость твердых сплавов при резании стали:
1 — $\frac{St 60-11}{WC-Co}$ с охлаждением;
2 — то же, без охлаждения;
3 — $\frac{St 85}{WC-TiC-Co}$ с охлаждением;
4 — то же, без охлаждения

Обрабатываемый материал и инструментальный материал. Из изложенного следует, что при обработке разных материалов одним и тем же режущим материалом положение прямых стойкости различно; это означает, что изнашивающее действие на режущий материал также должно быть различным. Особенно большое различие наблюдается между чугуном, дающим стружку надлома, и сталью, дающей сливную стружку. Причины этого явления подробно изложены в разделах о стружкообразовании и износе режущей кромки. Можно сказать только, что для обработки стали следует применять иные марки твердого сплава, чем для обработки чугуна.

на. Давиль [38] подробно исследовал эту проблему, обрабатывая сталь прочностью 55 кг/мм² твердыми сплавами WC—Co (95/5) и WC—TiC—Co (80/15/5). Его исследования применимы и для современных сплавов WC—TiC—TaC (NbC)—Co. Кривые стойкости на рис. 87 показывают, что TiC-твердые сплавы значительно превосходят сплавы WC—Co (особенно в области вы-

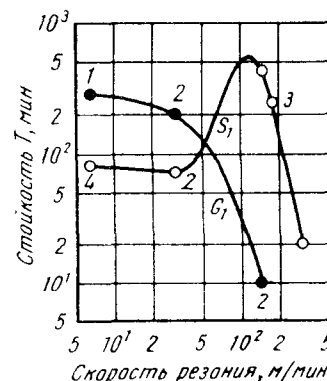


Рис. 87. Зависимость стойкости сплавов WC—Co и WC—TiC—Co от скорости резания при обработке стали ($\sigma_B = 55$ кг/мм², подача 0,63 мм/об, глубина резания 2,0 мм):

1 — притупление; 2 — образование лунки; 3 — притупление и лункообразование; 4 — выкрашивание

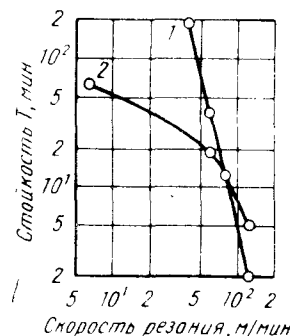


Рис. 88. Зависимость стойкости сплавов WC—Co и WC—TiC—Co от скорости резания при обработке чугуна (серый чугун, 200 HB, подача 0,77 мм/об, глубина резания 2,0 мм):

1 — притупление; 1' — притупление; 2 — выкрашивание; 2' — выкрашивание

соких скоростей резания). Износ по передней поверхности у сплавов WC—TiC—Co значительно ниже, чем у сплавов WC—Co, так как TiC препятствует привариванию. Более высокая производительность сплавов WC—Co при низких скоростях резания объясняется тем, что у сплавов WC—TiC—Co появляются наросты и выкрашивания. Кривая стойкости для сплавов WC—TiC—Co характеризуется максимумом [40, 71, 72, 101, 108]. Согласно последним исследованиям Давиля и Альтмайера [107], это связано с эффектом залечивания в структуре режущего материала.

Зависимость стойкости твердого сплава обеих марок

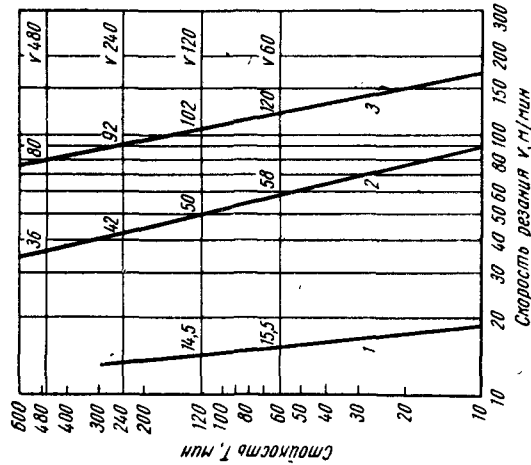


Рис. 89. Влияние различного содержания Со на производительность резания твердых сплавов при точении чугуна на станках с ЧПУ. Прочность чугуна 90 кг/мм²; сечение стружки 3×1 мм.

1 — быстрорежущая сталь с 2,5% Со; 2 — титановольфрамовый твердый сплав с 8% Со; 3 — титановольфрамовый твердый сплав с 5% Со

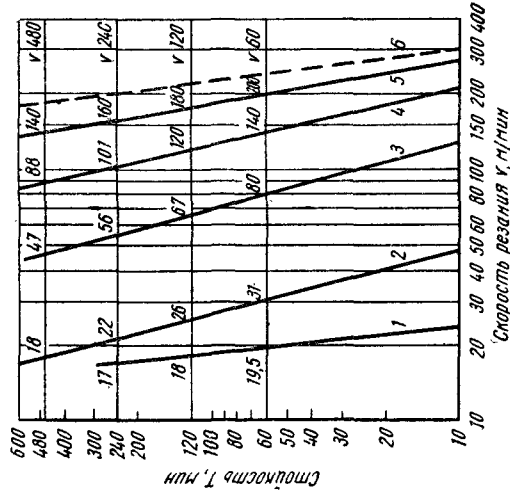


Рис. 90. Влияние карбида титана на производительность резания твердых сплавов при точении чугуна на станках с ЧПУ. Прочность чугуна 90 кг/мм² (глубина резания 2 мм, подача 0,73 мм/об).

1 — быстрорежущая сталь с 2,5% Со; 2 — твердый сплав WC—Co; 3—6 — титановольфрамовый твердый сплав с 8, 15, 25 и 70% TiC соответственно

при обработке чугуна твердостью по Бриннелю 200 кг/мм² приведена на рис. 88. Сплавы WC—TiC—Со плохо переносят большую механическую нагрузку и выкрашиваются при низких скоростях резания. Сплавы WC—Со обладают более высокой прочностью, а следовательно, и значительно большей стойкостью при об-

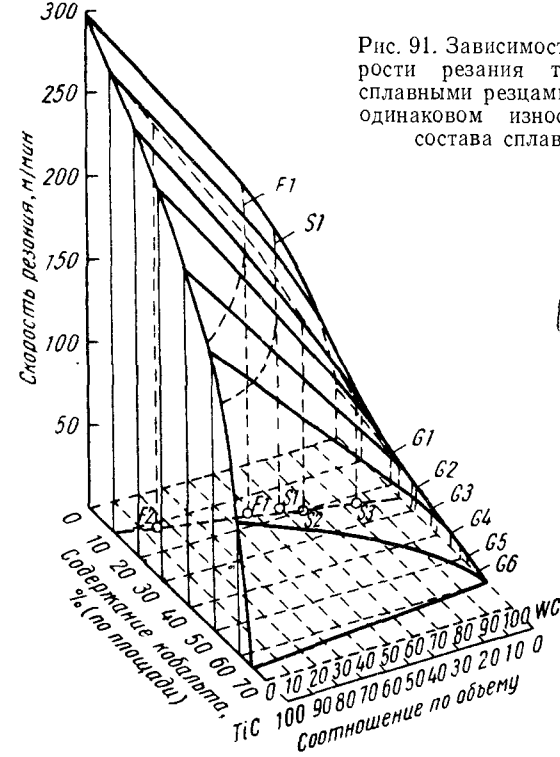


Рис. 91. Зависимость скорости резания твердосплавными резцами (при одинаковом износе) от состава сплава

работке чугуна на низких и средних скоростях резания.

Ведя дальнейшую разработку этих двух групп твердых сплавов для обработки чугуна и стали, исследователи обстоятельно изучили влияние различного состава и условий изготовления твердых сплавов на их стойкость. Рапатц, Поллак и Холцбергер [68] исследовали влияние содержания кобальта и карбида титана на стойкость сплавов WC—TiC—Со при обработке стали (рис. 89 и

90). Сравнивались также аналогичные марки твердых сплавов разных изготовителей [49, 109—112]. Необходимо отметить, что при оценке результатов исследования следует учитывать небольшое различие в составе и условиях изготовления, которое может оказаться решающим. Большую роль играет также обрабатываемый материал. Так, например, Шауман [113] при резании стали одинакового состава и одинаковых механических свойств

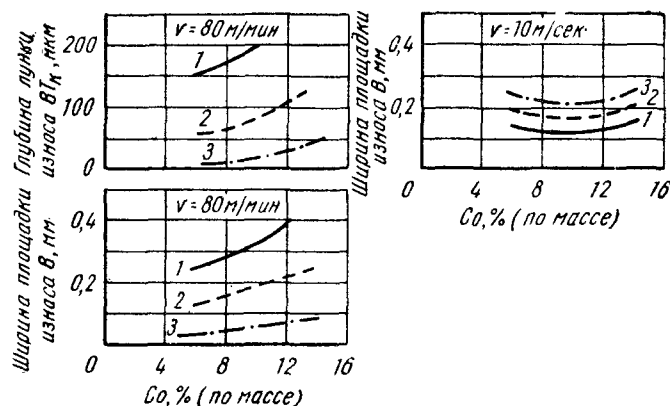


Рис. 92. Влияние TiC и TaC на стойкость сплавов в зависимости от содержания кобальта. Обрабатываемый материал St 70.11; $\alpha \times s = 2 \times 0,46 \text{ мм}^2$; $\alpha = 6^\circ$; $\gamma = 6^\circ$; $\kappa = 45^\circ$; $T = 10 \text{ мин}$ (при $v = 10 \text{ м/мин}$ износ по передней поверхности не определяли из-за сильного приваривания стружки):

1 — WC; 2 — 10% TaC+WC; 3 — 10% TiC+WC

одним и тем же твердым сплавом получил разные результаты по стойкости.

Балльхаузен [49] обстоятельно исследовал влияние содержания Co в сплавах WC—Co и WC—TiC—Co на производительность резцов при точении. На рис. 91 приведена пространственная диаграмма скоростей резания указанных сплавов: после 10 мин резания стали прочностью 85 кг/мм^2 ширина площадки износа составляла $0,15 \text{ мм}$. Из рис. 91 следует, что титанокарбидные твердые сплавы превосходят сплавы WC—Co при обработке стали.

Боосс [114] установил прямую зависимость износа по задней поверхности от содержания Co и дефицита C у твердых сплавов с 5—30% TiC.

Продолжая работы Балльхаузена по систематизации, Бойтель с сотрудниками [69, 115, 116] подробно исследовал вопросы производительности резания (характеризуемой величиной площадки износа и глубиной лунки) с точки зрения стандарта ISO. Из рис. 92 следует, что при обработке стали сплавы WC—TiC—Co и WC—TaC—Co превосходят по производительности сплавы, не содер-

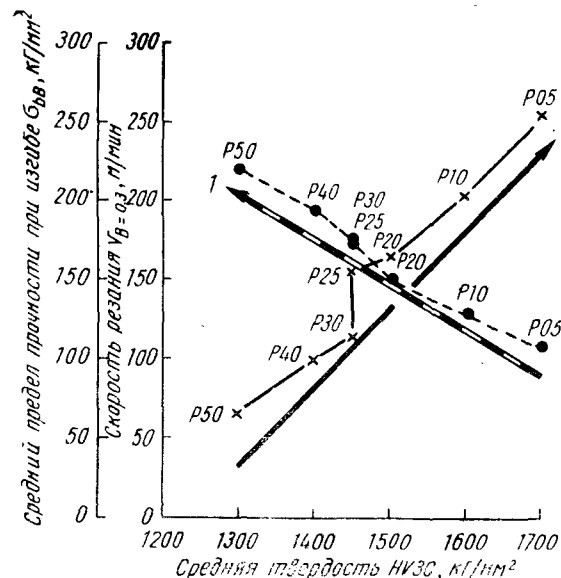


Рис. 93. Взаимосвязь твердости, износостойкости и вязкости твердых сплавов группы применения P; скорость резания $v_B = 0,3 \text{ м/мин}$; обрабатываемый материал Ск 60, $T = 10 \text{ мин}$, $\alpha \times s = 2 \times 0,46 \text{ мм}^2$; $\alpha = 6^\circ$, $\gamma = 6^\circ$, $\kappa = 45^\circ$, $r = 1,5 \text{ мм}$:

1 — повышение вязкости; 2 — повышение скорости резания или износостойкости

жащие TiC или TaC. Зависимость предела прочности при изгибе, твердости и скорости резания от состава группы применения P (см. стр. 57) приведена на рис. 93, причем особенно характерным является противоположность направлений увеличения скорости резания и износостойкости, а также твердости и вязкости. В соответствии с историческим развитием режущих материалов твердые сплавы с точки зрения производительности ре-

зания занимают среднее положение между быстрорежущими сталями и окисной керамикой, что подтверждается исследованиями по резанию чугуна и стали (рис. 94).

В случае применения очень вязких, но менее износостойких твердых сплавов группы К (см. стр. 57), производительность быстрорежущей стали при обработке чу-

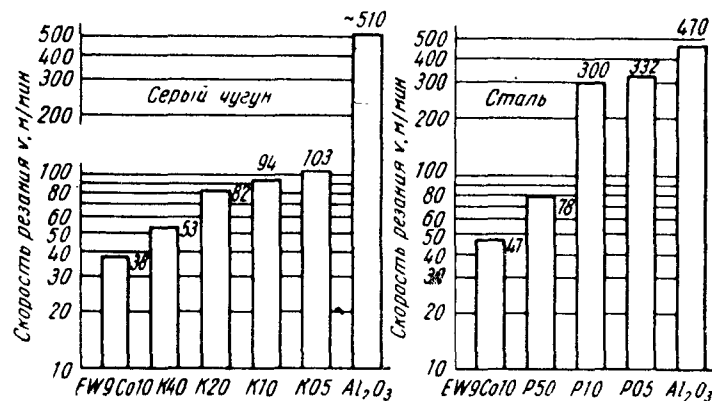


Рис. 94. Износостойкость быстрорежущей стали, твердого сплава и режущей керамики (ширина площадки износа $B=0,2$ мм; $T=10$ мин)

гуна почти вплотную приближается к производительности твердых сплавов. Окисная же керамика значительно превосходит по допускаемым скоростям резания даже высокоизносостойкие твердые сплавы. Примечательно, что при резании чугуна режущая керамика превосходит сплавы группы Р, применяемые для обработки стали. Объясняется это также характером износа. Износ твердых сплавов при обработке чугуна на очень высоких скоростях резания обуславливается не столько истиранием, сколько явлениями диффузии и связанными с ней последствиями. В случае режущей керамики наблюдается обратное. Несмотря на это окисная керамика не вытесняет твердые сплавы, а лишь дополняет их при определенных операциях резания.

Условия экономичного резания

При выборе скорости резания руководствуются, согласно Хиршфельду [11], двумя критериями: либо максимальной производительностью за единицу времени, либо минимальной общей стоимостью обработки. Учитывая стоимость машинной работы (зарплатная плата, энергия, амортизация и т. д.) и общую стоимость замены инструмента (смена инструмента, стоимость заточки, расход инструмента), получают следующее: эффективная стоимость должна быть тем выше, чем дороже инструмент, чем больше времени требуется на замену и заточку, чем выше доля заработной платы за заточку и чем ниже зарплатная плата рабочего-станочника.

При выборе наиболее экономичных условий резания [19, 27, 45, 92, 117—124] эффективная стоимость не может быть одинаковой для всех предприятий и цехов и даже для всех станков одного и того же цеха. Если для замены инструмента необходимо продолжительное время, как например, при работе на автоматах, то следует придавать большее значение стойкости инструмента. Особое значение это имеет при сложных и точных работах, когда после каждой замены одного из инструментов иногда приходится проверять и вновь устанавливать все другие инструменты. Поэтому при работе на автоматах стойкость инструмента должна быть, как правило, в 2—3 раза выше стойкости инструмента для работы на обычных токарных станках.

Твердые сплавы и металлорежущие станки

Поскольку твердые сплавы допускают значительно более высокие скорости резания при больших сечениях среза, они требуют более мощных станков. В табл. 55 приведены скорости резания и потребные мощности при обработке сталей различной прочности твердыми сплавами и быстрорежущей сталью. При обработке материалов высокой прочности твердыми сплавами допускаемая скорость резания возрастает относительно быстрее, чем увеличивается потребная мощность. Данные о скоростях резания стали St 70.11 в зависимости от глубины резания и подачи приведены в табл. 56. Повышение скорости резания особенно велико при малых подачах

Таблица 55

**Средняя скорость резания и потребная мощность
при обработке стали ($a=2$ мм, $s=0,5$ мм/об)**

Показатели	Режущий материал	Обрабатываемая сталь			
		St 50.11	St 60.11	St 70.11	St 85
Скорость резания, м/мин	Твердый сплав Быстрорежущая сталь	195	162	128	116
		26	21	15	13
Увеличение скорости резания		В 7,5 раза	В 7,7 раза	В 8,6 раза	В 9 раза
Потребляемая мощ- ность, кВт	Твердый сплав Быстрорежущая сталь	7,6 1,31	7 1,15	6,4 0,89	6,3 0,85
Увеличение мощности		В 5,8 раза	В 6,1 раза	В 7,2 раза	В 7,4 раза

Таблица 56

**Скорость резания (v_{240}) при обработке стали St 70.11
твердыми сплавами и быстрорежущей сталью [125]**

Подача, мм	Режущий материал	Скорость резания (м/мин) при глубине резания, мм					Увеличе- ние ско- рости резания
		0,5	1	2	4	8	
0,1	Твердый сплав	310	300	285	—	—	В 9,5 раза
	Быстрорежущая сталь	32,5	31,5	29,5	—	—	
0,16	Твердый сплав	275	250	240	—	—	В 8,5 раза
	Быстрорежущая сталь	32,5	30	28,5	—	—	
0,25	Твердый сплав	260	225	200	185	—	В 7,5 раза
	Быстрорежущая сталь	30,5	29	27,5	25	—	
0,5	Твердый сплав	—	160	143	133	128	В 6,0 раз
	Быстрорежущая сталь	—	27	25	23	20	
1,0	Твердый сплав	—	—	110	101	98	В 5,6 раза
	Быстрорежущая сталь	—	—	20,5	18	16	

(чистовая обработка). Чем больше работа принимает характер обдирки (примерное сечение среза 2 мм^2 и больше), тем относительно меньше повышается производительность. Тем не менее мощность старых станков для обдирочных работ недостаточна для использования всех преимуществ твердых сплавов.

На рис. 95 приведен график потребной мощности для обработки стали прочностью 70 кг/мм^2 [11]. В то время, как для снятия стружки сечением 5 мм^2 инструментальной сталью требуется 5 кВт , а быстрорежущей сталью — около 10 кВт , при тех скоростях резания, которые допускают применение твердого сплава, необходима мощность $20—30 \text{ кВт}$. При еще большем сечении среза потребная мощность еще выше и достигает $5—10$ -кратной величины. Так как мощность старых обычных станков не превышает 5 кВт , недостаток в мощности особенно ощутим при обдирочной и полубдирочной обработке твердыми сплавами.

В начальной стадии применения твердосплавных режущих инструментов сильно отставало развитие соответствующих мощных и устойчивых металлообрабатывающих станков. Лишь в последние годы начали строить специальные станки, в частности обдирочные токарные, универсальные токарные, револьверные, сверлильно-расточные, фрезерные, строгальные, позволяющие полностью использовать превосходные режущие качества твердых сплавов [11, 126—129]. Однако для новых высоковязких сплавов групп Р 40 и Р 50, заполняющих пробел между твердыми сплавами старых марок и быстрорежущей сталью, мощность и

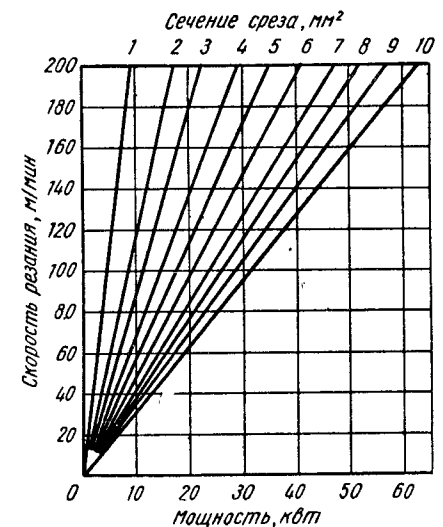


Рис. 95. Потребная мощность при точении стали

этих станков, согласно Кёльблю, недостаточна для обдирки и строгания.

По мнению Хиршфельда [11], преимущества твердых сплавов при обработке резанием и их экономическое значение следующие:

1. Сокращение машинного времени (времени резания). Вследствие высокой скорости резания и сокращения времени, необходимого для замены инструмента и его переточки (более длинный период стойкости), сокращается машинное время и увеличивается общее время работы инструмента.

2. Повышение производственной мощности цеха. Даже при довольно старом станочном парке можно за одно и то же время и при одинаковом количестве станков увеличить выход готовой продукции примерно на 30%. Новые станки, сконструированные специально для резания твердыми сплавами, повышают производительность цеха в несколько раз.

3. Уменьшение расхода энергии. Расход энергии, используемой для снятия определенного количества стружки, значительно ниже, чем при работе быстрорежущей стали.

4. Снижение расходов на приобретение и заточку инструментов. Твердосплавные инструменты имеют более продолжительный период стойкости и срок службы; соответственно снижаются расходы на заточку.

5. Улучшение качества изделий. В результате получения более гладкой поверхности и более точных размеров изделий при резании твердыми сплавами значительно упрощается рабочий процесс (отпадает операция шлифования) и достигается экономия средств.

6. Экономия ценных материалов. В весовой единице твердого сплава ценная составляющая — вольфрам используется значительно экономичнее, чем в быстрорежущей стали.

3. Изготовление твердосплавных инструментов

В настоящее время изготовление твердосплавных инструментов является общедоступным в заводских условиях и подробно описано в многочисленной литературе

и заводских инструкциях [8—11, 15, 130—139]. Поэтому в книге лишь подводятся итоги и приводятся новые данные.

Изготовление инструментов, оснащенных твердыми сплавами

Твердый сплав является дорогим материалом и его применение должно быть экономически оправданным. Поэтому у крупных инструментов, узлов машин и приборов делаются из твердого сплава только такие детали, которые подвержены высоким нагрузкам. Так, например, у токарных, строгальных и прочих режущих инструментов твердым сплавом оснащают только режущую часть, а остальные части делают из стали. Твердый сплав изготавливают в виде пластинок, которые большей частью стандартизованы (например, ДИН 4966, 1 и 2 издание, ISO TC 29 [140, 141], ДИН 4950). Эти пластинки напаивают на инструмент. В качестве материала для державки обычных токарных и строгальных инструментов применяют углеродистую сталь или сталь, легированную марганцем, прочностью около 70 кг/мм^2 . Следует избегать применения стали низкой прочности, так как она не выдерживает возникающих нагрузок. Применение такой стали может привести к поломке твердосплавной пластинки или разрыву спая [142]. Для инструментов с большим вылетом рекомендуются державки из тяжелых металлов [143—145] или из спеченной стали, пропитанной медью [146]. Эти державки отличаются хорошими амортизирующими свойствами.

Для инструментов, державки которых подвергаются особо высоким нагрузкам в отношении прочности, жаропрочности или износа (узкие резцы для шпоночных канавок, спиральные сверла, фрезы, зенкеры, развертки и т. д.), следует применять углеродистые стали высокой прочности, легированные инструментальными стали или низколегированные быстрорежущие стали. При этом иногда требуются особые методы напайки и обработки.

Как правило, для твердосплавных инструментов применяют державки большего сечения, чем для инструментов из быстрорежущей стали для аналогичных работ. Высота державки под твердосплавной пластинкой должна быть по меньшей мере в 3 раза больше толщины

пластинки, причем и для последней следует придерживаться определенных минимальных размеров [49].

Чтобы определить размер державки, используют номограммы, однако, согласно Лауссману¹, следует учитывать также удельное давление резания для данного обрабатываемого материала.

Для надежной передачи усилий резания на державку через паяное соединение необходимо плотное приле-

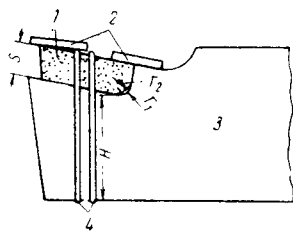


Рис. 96. Подготовленные к пайке твердосплавная пластина и державка резца ($H > 3s$); r_1 на державке меньше r_2 на пластинке):

1 — пластина; 2 — припой;
3 — державка; 4 — скрепляющая проволока

гание пластинки. Поверхности напайки должны быть очищены от грязи, масла или окислы. В державках, полученных разрезкой заготовок, и в кованых державках (отогнутые или изогнутые резцы) гнездо под пластинку фрезеруют или строгают под нужными передним углом и углом наклона. Опорную поверхность целесообразно сделать несколько больше, так, чтобы она выступала на несколько десятых долей миллиметра за нижние кромки пластинки (рис. 96). Это обеспечивает плотный спай до самого края под глав-

ной и вспомогательной режущей кромкой.

У широких инструментов с малой толщиной державки целесообразно увеличить ее толщину, чтобы избежать образования трещин в пластинке вследствие коробления державки. После напайки лишний материал державки выфрезеровывают или шлифуют.

Опорные поверхности пластинки шлифуют на круге из карбида кремния. Целесообразно применять более крупнозернистые круги, так как припой лучше пристает к шероховатой поверхности.

В случае необходимости непосредственно перед напайкой поверхности очищают от жира четыреххлористым углеродом или трихлорэтиленом.

Обычные твердосплавные инструменты лучше всего напавать электролитической медью (температура плав-

ления 1084°C), которую применяют в виде мелких кусочков жести или проволоки. При напавании небольших инструментов, которые работают при невысоких температурах, рекомендуется применять припой с низкой температурой плавления (серебряный или латунный). В последнее время серебряные припои применяют и для напайки обычных инструментов, инструментов ударного бурения (пайка в паз) и т. д. В качестве флюса и для защиты от окисления при напайке медью применяют обезвоженную порошкообразную буру. Для напайки серебром применяют более низкотемпературные флюсы, которые в большинстве случаев непригодны для напайки медью.

В табл. 57, согласно данным Хинниубера и Хильбеса [147], приведены свойства твердых и мягких припоев для напайки твердых сплавов. Медные припои применяют в тех случаях, когда режущий инструмент нагревается до высоких температур. При резании в горячем состоянии с успехом применяют даже более тугоплавкие медноникелевые припои. Серебряные припои дают более прочные соединения, но применять их можно лишь в тех случаях, когда температурная нагрузка не слишком велика. Мягкие припои нельзя подвергать температурным нагрузкам, однако возможность образования трещин в твердом сплаве вследствие напряжений в этом случае исключена [119, 148]. Вопросы появления напряжений и трещин в твердом сплаве, имеющие большое техническое значение, освещены в многочисленной литературе [49, 149, 150].

Вследствие диффузии при напайке происходит взаимодействие как между припоем и материалом державки, так и между припоем и твердым сплавом. Это вызывает изменение свойств припоя и поверхности твердосплавной пластинки, что доказываются измерениями микротвердости. В результате дисперсионного твердения прочность спая может быть выше прочности самого припоя. Во избежание появления обусловленных этим трещин напряжения напайку следует проводить как можно быстрее; идеальным решением данного вопроса является высокочастотная пайка.

При напайке крупных пластинок сложной формы, а также твердых сплавов с более высоким содержанием TiC и TaC рекомендуется применять компенсационные прокладки между пластинкой и гнездом. В этих целях

¹ Доклад, Берлин, 1951.

Свойства припоев для напайки твердых сплавов

Припой	Химический состав, %	Температура плавания, °С	Механические свойства в литом виде						Микротвер- дость (нагруз- ка 10 Г)	
			при 20°С			при 500°С			в литом виде	в слое припоя
			предел прочности в кг/мм ²	относи- тельное удлинение %	относи- тельное сужение %	предел прочности в кг/мм ²	относи- тельное удлинение %	относи- тельное сужение %		
Медь	Электролитическая	1083	14,3	16,5	19	5,0	4,7	9,5	118	140
Латуный припой	60 Cu, 39,2 Zn, 0,26 Si	920	25	8,5	19	8,3	18,7	40	172	253
Припой Дегусса 4900 Mn	18 Cu, 48,5 Ag, 20,5 Zn, 8 Mn, 5 Ni	690	35,4	2,7	8,1	4,5	11,6	28	185 (260)*	214 (350)*
LAg 50 Cd	16,7 Cu, 50,2 Ag, 16,9 Cd, 15,9 Zn	650	32	22	36	10,6	35	43	168	168
Мягкий припой	50 Zn, 50 Pb	250	—	—	—	—	—	—	15	15

* Выпадения

применяют мелкоячеистые оцинкованные или луженые железные проволоочные сетки или фольгу из специальных сталей [104, 116, 151]. Последняя применяется особенно успешно при пайке в паз, когда пластинка паяется по обоим большим опорным поверхностям. Перед напайкой пластинка с фольгой должна быть плотно пригнана к пазу. При напайке длинных и тонких пластинок (например, при армировании направляющих) рекомендуется покрыть их медью и затем паять оловом. В трудных случаях напайки с успехом применяют также пластинки с никелевым покрытием, полученным электролитическим осаждением и последующим спеканием [152]. Для уменьшения термических напряжений применяют напайку только широкой опорной поверхности пластинок [17, 152, 153].

Напайку производят в газовых и электрических муфельных печах [154]; в последнее время стали применять высокочастотный нагрев. Большие партии мелких инструментов экономично паять в электрических конвейерных печах, а инструменты с небольшим сечением стержня (не более 25×25 мм) — сварочной горелкой или в кузнечном горне. При напайке сварочной горелкой необходимо избегать попадания окисляющей части пламени на твердосплавную пластинку. Поэтому следует применять большие горелки и нагревать резец со стороны стержня.

При напайке в кузнечном горне для того, чтобы избежать непосредственного воздействия пламени на твердосплавную пластинку, устраивают своего рода нагревательную камеру из железной трубы, жести или шамотных кирпичей. Во всех случаях следует паять в восстановительной атмосфере, т. е. при газовой топке — с избытком газа, в электропечи — с защитным газом (водород, азотоводородная смесь, получаемая при расщеплении аммиака и т. д.).

Процесс напайки зависит от применяемого паяльного устройства, формы и количества инструментов. Наиболее распространенным видом напайки твердосплавных инструментов является следующий. Готовую к напайке пластинку привязывают железной или хромоникелевой стальной проволокой к стержню резца во избежание ее соскальзывания (см. рис. 96). Эта операция отпадает, если крупные пластинки укладывают почти в горизонтальном положении или если форма гнезда предотвра-

щает соскальзывание. Припой накладывают на пластинку или на место спая, засыпают бурой и помещают инструмент в печь. Целесообразно во время пайки одного инструмента подогревать следующий в формере печи. После предварительного подогрева и в течение дальнейшего нагрева на пластинку еще раз наносят

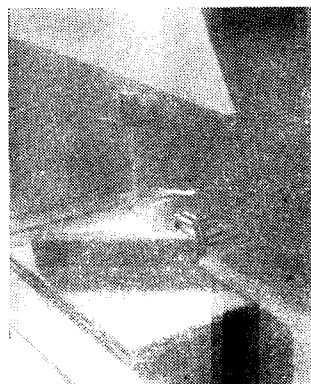


Рис. 97. Изготовление твердосплавного инструмента путем напайки токама высокой частоты (фирма «Фагерста Брукс», Швеция)

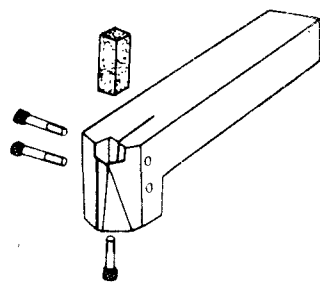


Рис. 98. Инструмент с механическим креплением твердосплавной пластинки

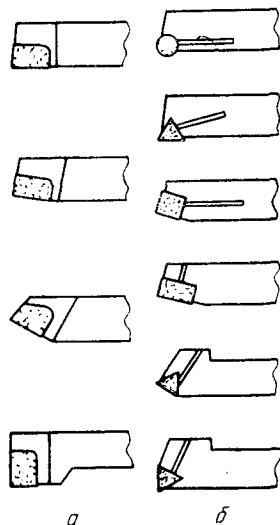


Рис. 99. Токарные резцы с напаянными твердосплавными пластинками (а) и механическим креплением пластинки (б)

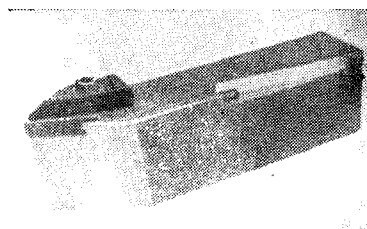


Рис. 100. Токарный резец с механическим креплением твердосплавной пластинки для работы на копировальном станке

буру с помощью маленького совка с длинной ручкой. Инструмент оставляют в печи до тех пор, пока припой не расплавится и не растечется по спаям. Затем инструмент вынимают из печи и заостренным прутком (слишком широкая поверхность соприкосновения вызвала бы внезапное местное охлаждение и образование трещин) слегка прижимают пластинку к гнезду до момента затвердевания припоя. После этого удаляют шлак и окалину проволоочной щеткой. Затем инструмент медленно охлаждают в золе, древесноугольной крупке, электродном угле или на воздухе. Быстрое охлаждение инструмента в воде недопустимо, так как оно способствует образованию трещин в пластинке.

В последнее время успешно применяют высокочастотную напайку. Инструмент подготавливают обычным образом и затем нагревают нужное место в высокочастотном индукторе [10, 155] (рис. 97). Этот метод дает большие преимущества при напайке инструментов со стержнями из материалов, нагрев которых нежелателен (например, высокопрочных сталей). В настоящее время этим методом изготавливают крупные серии пик отбойных молотков, инструментов для ударного бурения шпуров и т. д. [147].

Поскольку недостатки в напайке могут отрицательно сказываться на работе инструмента (образование трещин, выкрашивание), большое значение имеет неразрушающий метод контроля прочности спая [156].

Напайку пластинок из твердого сплава пытались заменить механическим креплением. С применением простых твердосплавных вставок (часто изготавливаемых методом мундштучного прессования) треугольной, квадратной, прямоугольной и круглой формы довольно широкое распространение получило механическое крепление, показанное на рис. 98 [60, 85, 138, 141, 157—160]. Призматические или цилиндрические твердосплавные пластинки (ДИН 4968, 1961) большей частью не перетачивают, а лишь поворачивают другой гранью, и только после затупления всех граней пластинку перетачивают по всем поверхностям. В некоторых случаях целесообразно после затупления всех режущих кромок направить пластинку на переработку (так называемые «многогранные неперетачиваемые пластинки»). Как следует из рис. 99, многие типы паяных инструментов можно заме-

нить инструментами механического крепления или специальной конструкции (рис. 100). Готовый инструмент снабжается фирменным знаком, данными о марке твердого сплава и условной окраской, которая лишь частично стандартизована; некоторые фирмы имеют собственную условную окраску. Хиршфельд [11] считает, что стандартизация условной окраски является произвольной и совершенно не соответствующей требованиям производства. Он предлагает только два цвета (красный и синий), чтобы различать две главных группы твердых сплавов; для обработки материалов, дающих стружку надлома (чугун, цветные металлы, неметаллические материалы), и для обработки материалов, дающих сливную стружку (стали). В пределах этих групп отдельные марки сплавов могут иметь разные оттенки того же цвета.

Поврежденные твердосплавные пластинки удаляют с державки, нагревая ее до температуры напайки, после чего пластинку можно легко освободить. Если нагрев невозможен, то головку инструмента погружают в азотную кислоту (плотность 1,4) на 1 ч и нагревают до 60° С; после этого пластинки, как правило, легко отделяются. При использовании старых державок следует обращать внимание на марку напаянного твердого сплава. Если марка изменилась, необходимо изменить условную окраску и обозначение марки.

Попытки получения карбидных порошков путем химической обработки твердосплавных отходов не дали положительных результатов; твердые сплавы из таких порошков (частично окисленных) обладают повышенной пористостью [161, 162]. Предлагается также использование твердосплавных отходов для изнашивающихся деталей [163].

Заточка твердосплавных инструментов

Заточку и переточку твердосплавных инструментов [120, 138, 147, 148, 164—171] следует проводить с гораздо большей тщательностью, чем заточку и переточку инструментов из быстрорежущей стали, так как твердые сплавы обладают высокой твердостью, относительно высокой хрупкостью, небольшой теплопроводностью (особенно высокотитановые твердые сплавы); особое значение имеют также углы резца [167].

Острые и свободные от зазубрин режущие кромки являются предпосылкой для хорошей работы и высокой производительности твердосплавных инструментов. Для получения высококачественной режущей кромки нужны специальные шлифовальные круги и соответствующие заточные станки. Поэтому переточку твердосплавных инструментов не рекомендуется поручать отдельным рабочим, а следует проводить централизованно в мастерской для заточки и контроля инструментов [165].

Корундовыми шлифовальными кругами можно пользоваться лишь для снятия материала державки, выступающего за пределы пластинки; эти круги не годятся для заточки твердосплавных пластинок, так как высокое

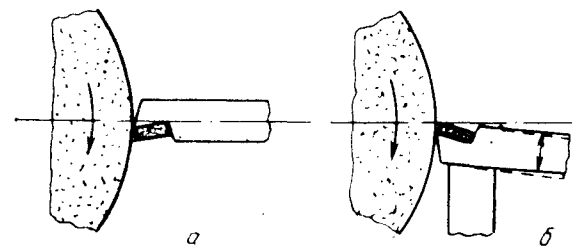


Рис. 101. Неправильная (а) и правильная (б) заточка твердосплавных токарных резцов

давление вызывает сильный нагрев и может привести к образованию трещин. Твердосплавные пластинки можно затачивать только на кругах из карбида кремния или на алмазных кругах [154, 165, 171—173].

Наряду с обычными плоскими цилиндрическими кругами, которые особенно пригодны для предварительной заточки [причем направление вращения круга должно быть сверху вниз, так как в противном случае режущая кромка будет выкрашиваться (рис. 101)], для чистовой заточки рекомендуется применять чашечные или кольцевые шлифовальные круги, плоские шлифующие поверхности которых позволяют проводить почти все виды заточных работ; кроме того, исключается возможность образования вогнутой поверхности на задней поверхности резца (рис. 102) и, несмотря на износ шлифовального круга, сохраняется постоянная окружная скорость. При выборе зернистости, соответствующей от-

Таблица 58

Режимы заточки твердосплавного инструмента

Рабочие операции	Шлифовальный круг				форма
	зерно		связка		
	вид	раз-мер	вид	твер-дость*	
Заточка державки под пластинкой	Корунд	24—36	Керами-ческая	J—K	Периферий-ный или чашечный круг
Грубая заточка вновь напаянных или сильно затупившихся инструментов .	Карбид кремния	36	Керами-ческая	H—J	Периферий-ный, чашеч-ный или сегментный круг
Чистовая заточка мелких инструментов и грубая заточка мелких инструментов	Алмаз	Д250 Д150	Метал-лическая		Чашечный круг
	Карбид кремния	80	Керами-ческая	H—J	То же
Чистовая заточка крупных инструментов и заточка фаски на инструментах . (см. рис. 102)	Алмаз	Д100 Д70 Д50	Метал-лическая или бакели-товая		Чашечный круг
	Карбид кремния	180 220	Керами-ческая	I—L	То же
Чистовая заточка инструментов для обработки древесины, пластмасс и волокнистых материалов, а также инструментов для чистовой обработки	Алмаз	Д30 Д15 Д7	Бакели-товая		Чашечный круг

Продолжение табл. 58

Рабочие операции	Шлифовальный круг				форма
	зерно		связка		
	вид	раз-мер	вид	твер-дость*	
Заточка стружкоформирующих уступов	Алмаз	Д150 Д100	Металлическая	J—K	Чашечный или периферийный круг Тарельчатый круг
	Карбид кремния	180 220	Керамическая		
Доводка и притупление режущей кромки (см. рис. 104)	Алмаз	Д100 Д50 Д70	Металлическая	K	Ручные алмазные притиры или бруски
		Д50 Д15	Бакелитовая		
	Карбид кремния	400 220	Керамическая		

* При работе с механическими подачами применяют более мягкие круги.

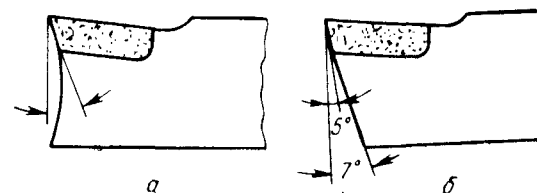


Рис. 102. Неправильная (а) и правильная (б) заточка задней поверхности твердосплавного резца

дельным процессам заточки, и твердости шлифовальных кругов из карбида кремния или алмазных кругов на органической или металлической связках (хорошо зарекомендовали себя также синтетические алмазы [47, 174]) рекомендуются режимы заточки, приведенные в табл. 58.

При заточке вручную окружная скорость кругов должна составлять 22—25 м/сек. При заточке на алмазно-металлических кругах применяют и более высокие скорости.

Заточные станки должны иметь достаточно жесткую конструкцию, а также прочные и точные подшипники, чтобы обеспечить спокойное, без биения, вращение шлифовального круга. Регулируемые подручники облегчают установки резцов под требуемыми углами [166].

Заточку резцов можно производить с охлаждением или всухую; в последнем случае требуется большая тщательность и большая затрата времени, чтобы (особенно при заточке крупных инструментов и при снятии большого количества материала) избежать появления трещин.

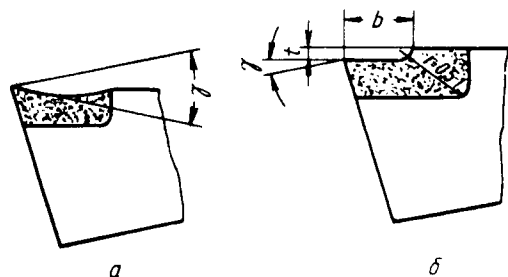


Рис. 103. Неправильная (а) и правильная (б) заточка стружколомающего уступа

Поэтому заточку следует производить, как правило, с охлаждением, в то время как доводку фасонных резцов, мелких инструментов для револьверных станков и автоматов, а также выточку стружколомающих уступов легче осуществлять всухую [171]. При мокрой заточке необходимо следить за обильной подачей чистой воды постоянной температуры, содержащей небольшое количество веществ, предохраняющих от ржавления части заточного станка. Подача воды должна осуществляться равномерно под небольшим напором для непрерывного охлаждения без разбрызгивания. При сухой заточке недопустимо охлаждение водой нагретых твердосплавных пластинок.

В целях экономии алмазных кругов неоднократно рекомендовалась доводка твердосплавных инструментов на лентах из карбида кремния [167, 175]. При заточке твердых сплавов, склонных к трещинообразованию, с успехом применялось охлаждение двуокисью углерода

[176—179]. Рекомендовалась также заточка при повышенной температуре [180].

При выточке стружколомающего уступа [181] необходимо следить за тем, чтобы передний угол не увеличился вследствие образования вогнутости (рис. 103).

Целью заточки является получение острой режущей кромки и предусмотренных для данного инструмента углов резания. Поэтому в процессе заточки и после окончания заточки необходимо проверять углы резца (особенно передний и задний углы и угол наклона) угловыми шаблонами. С помощью лупы или под микроско-

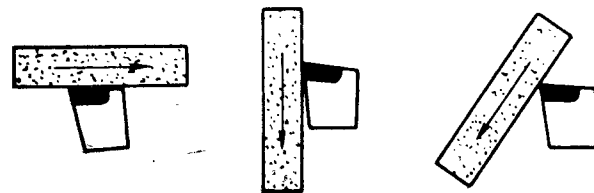


Рис. 104. Правка и притупление твердосплавной режущей кромки ручным притиром

пом проверяют отсутствие зазубрин на резце. При переточке инструмента следует обратить особое внимание на сохранение установленных углов резца. Перед применением, а также при небольшом затуплении режущую кромку притирают оселком из мелкозернистого карбида кремния или алмазно-металлическим ручным притиром.

Для обдирочных работ режущую кромку рекомендуется слегка притупить ручным притиром. В результате этого получают небольшую поверхность с отрицательным передним углом, что уменьшает опасность выкрашивания режущей кромки (рис. 104).

Электролитическое шлифование

В 1924 г. Пирани и Шрётер [182] предложили электролитическое сверление твердых сплавов. Этот метод широко применяется и в настоящее время при сверлении отверстий в алмазных волокнах. В 1929 г. был запатентован метод,¹ при котором анодное снятие материала в электролите ускорялось вращением шлифовального круга, служащего катодом. Разработка этого вида элек-

¹ Патент (англ.) № 335003, 1929.

тролитической заточки твердых сплавов осуществлена в СССР [183, 184]. В целях экономии алмазов Метцгер и Килерик [185] разработали электролитический метод шлифования с применением алмазных кругов. Имеется многочисленная литература, посвященная общим вопросам и специальным методам [167, 168, 186—199] электролитической обработки.

Электроэрозионное шлифование

В целях экономии алмазов, а также более бережного и быстрого шлифования твердых сплавов предложен метод электроэрозионного снятия материала для заточки твердосплавных режущих кромок, выточки стружколомающих уступов и заточки горных инструментов. Станки, применяемые для этого, аналогичны станкам для сверления твердых сплавов. Снятие материала должно происходить таким образом, чтобы за короткое время обеспечивалось высокое качество поверхности. По электроэрозионному шлифованию имеется обширная советская литература [200—209]; в Америке и Англии этот метод также приобретает все большее распространение [168, 188, 210]. Наряду с перечисленными техническими преимуществами метод электроэрозионного шлифования обладает и значительными экономическими преимуществами.

Обработка твердых сплавов

Обработка резанием

В период времени, исключая последние несколько лет, для обработки твердых сплавов применяли только шлифование карбидом кремния и алмазными кругами. В особых случаях (например, при обработке сердечников снарядов, крупных матриц и фильер для волочения труб) с успехом применяли также точение алмазными резцами.

Твердосплавными инструментами можно обрабатывать только твердые сплавы с высоким содержанием связующего металла. Так, твердые сплавы WC—Co с 20—40% Co обрабатывают мелкозернистым сплавом WC—Co с 3—6% Co, применяя отрицательный передний угол 5—10° и скорость резания 5—20 м/мин [138, 211—213]. Специальные марки сплавов со стальной связкой

(FeCo — TiC), применяемые, в частности, для производства инструментов, легче поддаются обработке резанием [99, 214]. О возможности обработки фасонных изделий, особенно турбинных лопаток из твердого сплава на основе TiC с высоким содержанием связующего металла, сообщает Пфаффингер [212].

Электроискровая обработка

В последние годы для выполнения отверстий, резьбы, гравирования в твердых сплавах и высокотвердых металлических материалах применяют электроискровую обработку. Принцип этого метода основан на том, что твердый материал удаляется в виде мельчайших частиц с помощью прерывистых искровых разрядов. Практически это осуществляют следующим образом: в масляной ванне между твердосплавной деталью и электродом (железо, медь, латунь, вольфрам или композиты W—Cu), отрегулированным для получения отверстия требуемой формы, создают искровые разряды путем релаксационных колебаний конденсаторного контура.

Под действием электрической дуги постепенно удаляются частицы твердого сплава, а также материал электрода, поэтому электрод необходимо обновлять. Этот метод обработки, который в известной мере аналогичен электродуговому методу получения отверстий в алмазах, обстоятельно исследован в Советском Союзе, где разработаны многочисленные электроискровые установки [215—227]. На западе этот метод с успехом применяется под названиями «метод-X» [228—231], «Спаркатрон» [104, 232, 233]. «Эродоматик» [189], «Элбо» [128], «Элокс» [234]. «Электра» [235, 236], «Агитрон» [237], «Абако» [238] и др. Последним достижениям в этой области посвящена работа Рюдигера и Винкельмана [239].

В настоящее время еще не совсем ясен вопрос, в какой мере электроискровая обработка твердых сплавов применима для изготовления пресс-матриц, фильер, ковочных и вырубных штампов и т. д., особенно в тех случаях, когда предъявляются высокие требования к точности размеров и чистоте поверхности. По-видимому, комбинация электроискрового способа с классическими методами шлифования и полирования (по крайней мере на конечных операциях) является наиболее экономич-

ной. В настоящее время техническое значение нового метода обработки не соответствует усиленной пропаганде и обширной литературе на эту тему [94, 129, 168, 188, 240—251]. Электроискровая обработка твердосплавных инструментов является, очевидно, более перспективной, чем сверление.

Обработка ультразвуком

Этот метод обработки рекомендуется применять не только для твердых сплавов, но и для высокотвердых диэлектриков (керамика, спеченная окись алюминия, стекло, кварц и т. д.). Метод основан на ультразвуковом колебании инструмента, который совместно с порошкообразным абразивом (например, карбидом бора) механическим внедрением вырезает отверстие (метод «Кавитрон»). Преимуществом ультразвукового сверления является высокая точность размеров и быстрота обработки; возможно применение этого способа совместно с электроискровой обработкой. С вопросами ультразвуковой обработки знакомит литература [128, 168, 188, 252—266].

4. Применение твердосплавного инструмента для обработки резанием

Применение и эксплуатация всякого рода твердосплавных инструментов для обработки резанием освещены во многочисленной литературе [3, 5, 7—16, 18, 22, 129, 131—139, 267—272].

В связи с развивающейся разработкой твердых сплавов, которая привела к применению на практике новых марок сплавов на основе WC — Ti — TaC (NbC) — Co, появилась необходимость замены старых обозначений различных марок твердого сплава по ДИН 4990 (май 1942 г.) новой системой обозначения. Было предложено объединить марки сплавов для обработки стали под индексом *L* (langspanend — сливная стружка), а марки сплавов для обработки чугуна и цветных металлов обозначить буквой *K* (kurzspanend — стружка надлома). Эти обозначения используются преимущественно только в литературе. Новая система обозначения марок твердых сплавов для обработки резанием ISO (Международная организация по стандартизации) разработана на меж-

дународной основе и опубликована в виде рекомендации ISO TC29 [69, 115, 116, 140]. В настоящее время эта система дает возможность изготовителю и потребителю разделять твердые сплавы с точки зрения их применения (табл. 59). Твердые сплавы подразделяются на основные группы *P*, *M* и *K* по главным отличительным признакам обрабатываемых материалов и по сходству требований, предъявляемых к инструменту. Подразделение основных групп на подгруппы по применению производится с учетом требований соответствующего процесса обработки (точение, фрезерование, строгание) и условий обработки (чистовая обработка, обдирочное точение), включая те добавочные условия, которые создает система деталь — станок — инструмент. Эти подгруппы благодаря соответствующим химическому составу и структуре сплава отвечают более узкому назначению при обработке резанием. Подгруппы по применению обозначаются двухзначной цифрой, добавляемой к букве обозначения основной группы. Большее значение индекса означает, что данная обработка резанием предъявляет более высокие требования к вязкости сплавов данной группы и, наоборот, с понижением цифрового индекса возрастают требования к твердости и сопротивлению износу или скорости резания (см. рис. 93). Стрелки в табл. 59 указывают на эту зависимость.

Структура системы, приведенная в табл. 59, является необходимым руководством к выбору марки сплава на практике и одновременно намечает пути для разработки новых сплавов с определенными свойствами.

Предприятиям — изготовителям твердых сплавов предоставляется возможность выпуска сплавов с требуемыми свойствами и структурой. К сожалению, они могут применять собственные обозначения марок, что приводит, естественно, к появлению на рынке огромного количества марок, которые приходится сравнивать с обозначениями по ISO. Кроме того, произвольно выбранный маркировочный цвет не совпадает с действительным цветом стружки при точении стали (горячая красная стружка) и чугуна (холодная синяя стружка).

В табл. 13 были приведены составы и свойства твердых сплавов соответствующих основных групп сплавов по обработке резанием. Однако, как уже указывалось выше, наряду с химическим составом существенную роль

Таблица 59
Подразделение и обозначение основных групп сплавов по обработке резанием и подгрупп по применению в соответствии с предложениями Международной организации по стандартизации (ISO TC 29)

Основные группы сплавов по обработке резанием, маркировочный цвет, материалы	Подгруппы по применению	Характерные особенности	Подразделение материалов	Эксплуатационные условия
P Синий Сталь; стальное литье; ковкий чугун, дающий сливную стружку	P 01	\nearrow Увеличение вязкости \nwarrow Увеличение износостойкости и твердости или скорости резания	Сталь; стальное литье	Чистовое точение и чистовое сверление; высокие скорости резания, малые сечения среза, высокая точность размеров и высокое качество поверхности, отсутствие вибрации
	P 10		То же	Точение, точение на копировальном станке, фрезерование, изготовление резьбы, высокие скорости резания, малые и средние сечения среза
	P 20		Сталь; стальное литье; ковкий чугун, дающий сливную стружку	Точение, точение на копировальном станке, фрезерование; средние скорости резания, средние сечения среза, строгание при малых сечениях среза
	P 30		То же	Точение, фрезерование, строгание, средние и большие сечения среза; также при менее благоприятных условиях*

M Желтый Сталь; стальное литье; марганцевая твердая сталь; легированный серый чугун; аустенитные стали; ковкий чугун; сферолитовый серый чугун; подслоная сталь	P 40	\nwarrow Увеличение вязкости \nearrow Увеличение износостойкости и твердости или скорости резания	Сталь; стальное литье (с включениями песка и раковинами)	Точение, строгание, долбление; низкие скорости резания, большие сечения среза, возможны большие передние углы при неблагоприятных условиях*, частично для работы на автоматах
	P 50		Сталь; стальное литье средней и низкой прочности и с включениями песка и раковинами	При самых высоких требованиях к вязкости твердого сплава; точение, строгание, долбление; низкие скорости резания, большие сечения среза, возможны большие передние углы; при неблагоприятных условиях*, для работы на автоматах.
	M 10		Сталь; стальное литье; марганцевая твердая сталь; серый чугун; легированный серый чугун	Точение; средние и высокие скорости резания, малые и средние сечения среза
	M 20		Сталь; стальное литье; аустенитные стали; марганцевая твердая сталь; серый чугун	Точение, фрезерование; средние скорости резания, средние сечения среза
	M 30		Сталь; стальное литье; аустенитные стали; серый чугун; высокожаропрочные сплавы	Точение, фрезерование, строгание; средние скорости резания, средние и большие сечения среза

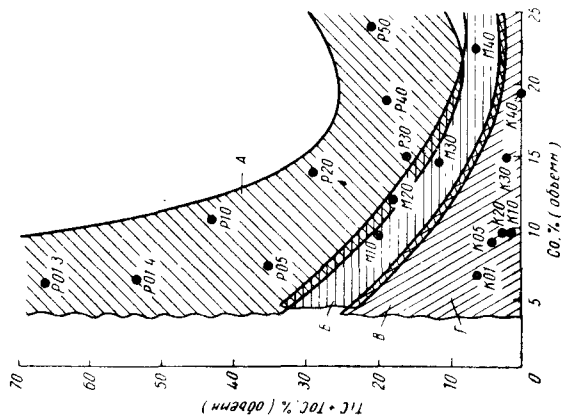


Рис. 105. Схема расположения основных групп сплавов по применению. Классификация сплавов дана в зависимости от обрабатываемых материалов:

А — сплавы для обработки стали и сталей;
Б — универсальные сплавы для обработки стали, стального литья и чугуна;
В — сплавы для обработки всех материалов, за исключением стали прочностью выше 50 кг/мм²; Г — сплавы для обработки материалов высокой твердости, а также материалов, оказывающих сильно изнашивающее действие.

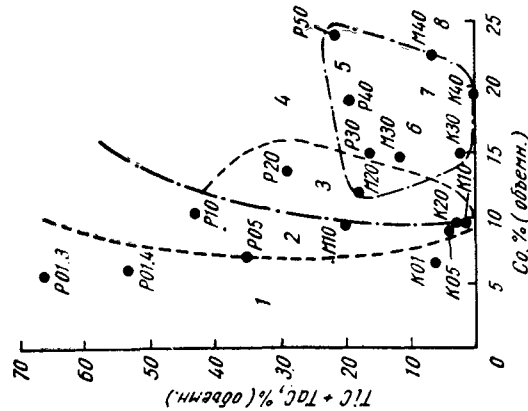


Рис. 106. Схема расположения основных групп сплавов по применению. Классификация дана по характеру обработки:

1 — чистовая обработка; 2 — промежуточная обработка; 3 — средняя черновая обработка; 4 — обдирочная обработка; 5 — обработка в диапазоне слесаря; 6 — тяжелая обдирочная обработка; 7 — обработка при больших передних углах; 8 — работа на автоматах

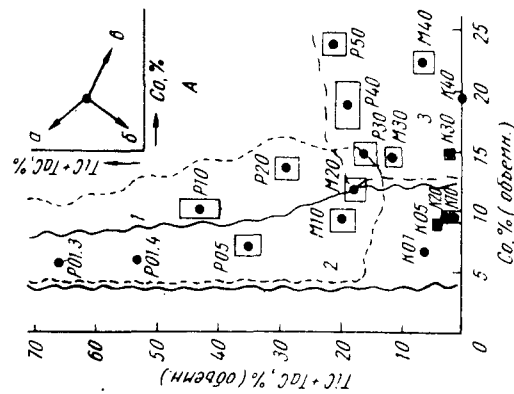


Рис. 107. Схема расположения основных групп сплавов по применению. Классификация по износостойкости и вязкости:

1 — сплавы, износостойкие при повышенных температурах; 2 — сплавы, износостойкие при очень высоких температурах; 3 — сплавы высокой вязкости; 4 — схематическое изображение взаимосвязи износостойкости и вязкости; 5 — повышение износостойкости при повышенных температурах; 6 — повышение стойкости против истирания; 7 — повышение вязкости

Литература

- Agte C., Kohlermann R., Heymel E. Schneidkeramik, Akademie-Verlag, Berlin, 1959, S. 2.
- Kienzie O. Werkstattstechn. Maschinenbau, 1951, Bd 41, S. 411—412.
- Brödner E. Zerspanung und Werkstoff, VDI-Verlag, Berlin, 1934; 2. Aufl., W. Girardet, Essen, 1950.
- Kronenberg M. Grundzüge der Zerspanungslehre, Springer-Verlag, Berlin, 1937, Grundzüge der Zerspanungslehre. Einschneidige Zerspanung, Bd 1, Springer-Verlag, Berlin, 1954.
- Leyensetter W. Grundlagen und Prüfverfahren der Zerspanung im besonderen des Drehens. RKW-Veröffentlichung N 114, G. B. Teubner, Leipzig, 1938.
- Schlesinger G. Materials, Cutting Tools and Machineability Index, J. Inst. Prod. Eng., 1942, v. 21, p. 63—102.
- Negative Rake Milling. Machinery Publ. Brighton, 1945.
- Woodcock F. Design of Metal Cutting Tools, McGraw-Hill, N. Y., 1948.
- Metal-Cutting Tool Handbook. Metal Cutting Tool-Inst., N. Y., 1949.
- Baker W., Kozacka J. Carbide Cutting Tools. How to Make and Use Them. Am. Techn. Soc., Chicago, 1949, p. 78—85.
- Hirschfeld E. Hartmetalle, Schweizer Druck- und Verlagschaus, A. G., Zürich, 1949.
- Krekeler K. Die Zerspanbarkeit der Werkstoffe. 3 Aufl., Springer-Verlag, Berlin, 1949; 1951, S. 200—206, 132—139.
- Lang M. Prüfen der Zerspanbarkeit durch Messung der Schnitttemperatur, C. Hansen, München, 1949.
- Merchant M., Ernst H. Principles of Metal Cutting and Machineability. McGraw-Hill. N. Y., 1949.
- Amer. Soc. Met., Machining. Theory and Practice, Cleveland, 1950.
- Chisholm A., Lickley J., Brown J. The Action of Cutting Tools. Machinery, Publ., L., 1951.

17. Chisholm A. The Theory of Cutting Tools. Modern Workshop Technology. Cleaver-Hume Press, L., 1950; Machinery, 1955, v. 61, № 5, p. 163—166.
18. Schallbroch H., Bethmann H. Kurzprüfverfahren der Zerspanbarkeit, B. G. Teubner, Leipzig, 1950, S. 172—186.
19. Witthoff J. Maschinenmarkt, 1955, Bd 61, № 69/70, S. 15—17; S. 19—21.
20. Grundlagenuntersuchungen bei der Zerspanung. 10. Forschungsbericht, Techn. Hochsch. Aachen, Girardet, Essen, 1958.
21. Rapatz F., Motalik F. Stahl und Eisen, 1956, Bd 76, S. 477—485; 1959, Bd 79, S. 1285—1292.
22. Wilson F. Machining with Carbides and Oxides, McGraw-Hill, N. Y., 1962.
23. Black P. Theory of Metal Cutting, McGraw-Hill, N. Y., 1961.
24. Verein Deutscher Eisenhüttenleute. Stahl und Eisen, 1963, Bd 83, S. 1209—1926.
25. Bickel E. Werkstattstechnik, 1963, Bd 53, S. 429—434.
26. Röhlke G. Werkstatt und Betrieb, 1953, Bd 86, S. 335—341; Werkstattstechnik, 1962, Bd 52, S. 242—245.
27. Witthoff J. Werkstatt und Betrieb, 1949, Bd. 82, S. 40—46; 1952, Bd 82, S. 521—526; 1955, Bd 88, S. 223—227; 1957, Bd. 90, S. 61—68.
28. Schwarzkopf P., Kieffer R. Cemented Carbides, Macmillan, N. Y., 1960, p. 297.
29. Hemscheidt H. Werkstattstechn. und Maschinenbau, 1956, Bd 46, S. 458—459.
30. Müller M. Werkstattstechn. und Maschinenbau, 1957, Bd 47, S. 269—273; 1953, Bd 49, S. 653—657.
31. Leyensetter W. Z.V.D.I., 1951, Bd 93, S. 375—378, 1952, Bd 94, S. 825—828; 1956, Bd 98, S. 957—962; Stahl u. Eisen, 1952, Bd 72, S. 1139—1144.
32. Pekelharing A., Schnermann R. Werkstattstechn. und Maschinenbau, 1955, Bd 45, S. 49—53.
33. Merchant M. Machining-Theory and Practice, Amer. Soc. Met., Cleveland, 1950, S. 5—44.
34. Wallichs A., Krekeler K. Stahl und Eisen, 1929, Bd 49, S. 578.
35. Schwerdt F. Z.V.D.I., 1936, Bd 80, S. 233—236.
36. Trent E. J. Inst. Prod. Eng., 1959, p. 105—130; Iron Steel Inst., 1963, v. 201, p. 847—855, 923—932, 1001—1015.
37. Dawidl W. Z. techn. Physik, 1940, Bd 21, S. 44—48, 336—345; Stahl und Eisen, 1941, Bd 61, S. 210—213.
38. Dawidl W., Rix W. Z. Metallkunde, 1940, Bd 32, S. 320—325, 1942, Bd 34, S. 156—159.
39. Kienzle O., Viktor H. Werkstattstechn. und Maschinenbau, 1957, Bd 47, S. 224—225, 541—546.
40. Weber G. Fortschrittliche Fertigung und moderne Werkzeugmaschine, Girardet, Essen, 1954, S. 80—90; Stahl und Eisen, 1958, Bd 78, S. 1678—1690.
41. Schallbroch H., Schaumann H. Maschinenbau, Betrieb, 1940, Bd 19, S. 235.
42. Pahlitzsch G. Z. Ver. dtsch. Ing., 1944, Bd 88, S. 365—371; 1950, Bd 92, S. 462—474.
43. Ernst H. Mech. Eng., 1944, v. 66, p. 295—299.

44. Opitz H., Kob J. Wirtschaftliche Fertigung und Forschung, München, 1949; Werkstatt und Betrieb, 1952, Bd 85, S. 81—85.
45. Burmester H. Werkstatt und Betrieb, 1949, Bd 82, S. 185—188; 1951, Bd 84, S. 512—516; Werkstattstechn. und Maschinenbau, 1951, Bd 41, S. 351—353.
46. Kogler. Werkstattstechn. und Maschinenbau, 1951, Bd 41, S. 92—94.
47. Pahlitzsch G. Ind.-Anz., 1951, Bd 73, N 54, S. 600—604; Werkstattstechn. und Maschinenbau, 1959, Bd 49, S. 241—247.
48. Werkstatt und Betrieb, 1948, Bd 81, S. 252—255; Metallbearbeitung mit negativen Spanwinkel, G. W. den Boer, Middelburg, 1953.
49. Ballhausen C., Vieregge G. Werkstatt und Betrieb, 1952, Bd 85, S. 657—663; Ind.-Anz., Essen, 1953, Bd 72, S. 223—227; 1954, Bd 76, S. 299—307; Techn. Mitt., Essen, 1954, Bd 47, S. 201—210.
50. Schmidt A. Iron Age, 1949, v. 163, N 17, p. 66—70; Machining-Theory and Practice. Amer. Soc. Met. Cleveland, 1950, p. 218—240; Werkstattstechn. und Maschinenbau, 1953, Bd 43, S. 453—458.
51. Häck F. Werkstattstechn. und Maschinenbau, 1950, Bd 40, S. 77—79.
52. Tour S., Fletcher L. Iron Age, 1949, v. 164, N 3, p. 78—89.
53. Friedmann L. Iron Age, 1950, v. 165, N 6, p. 71—76.
54. Krabacher E., Merchant M. Trans. Amer. Soc. Mech. Eng., 1951, v. 73, p. 761—776.
55. Chao B., Trigger K. Trans. Amer. Soc. Mech. Eng., 1951, v. 73, p. 777—793; 1955, v. 77, p. 1107—1121.
56. Caminada A. Materials and Methods, 1952, v. 36, N 1, p. 98—100.
57. Münnich. Werkstattstechn. und Maschinenbau, 1951, Bd 41, S. 59—60.
58. Tour S. Metal Progr., 1951, v. 59, p. 793—794.
59. Armstrong E., Cosler A. Materials and Methods, 1951, v. 33, N 1, p. 69—73.
60. Vieregge G. Werkstatt und Betrieb, 1953, Bd 86, S. 691—703; Ind.-Org., 1955, Bd 24, S. 29—34; Ind.-Anz., Essen, 1957, Bd 79, N 36; Stahl und Eisen, 1967, Bd 77, S. 1233—1244.
61. Ling F., Saibel E. Trans. Amer. Soc. Mech. Eng., 1955, v. 77, p. 693—700.
62. Sun E. 3. Fokoma, München, 1957, S. C29—C34; Microtecnic, 1957, Bd 11, N 2, S. 74—78.
63. Opitz H., Küsters K. Werkstatt und Betrieb, 1952, Bd 85, S. 43—47.
64. Digges T. Trans. Amer. Soc. Mech. Eng., 1930, v. 52, p. 155.
65. Boston O. Machining-Theory and Practice. Amer. Soc. Met., Cleveland, 1950, p. 377—408.
66. Motalik F., Betrieb und Fertigung, 1949, Bd 3, S. 65—70, 81—83.
67. Späth W. Metall, 1953, Bd 7, S. 241—247.
68. Rapatz F. u. a. Stahl und Eisen, 1938, Bd 58, S. 265—275; 1953, Bd 73, S. 1169—1174.
69. Beutel H. Maschinenmarkt, 1960, Bd 66, N 11, S. 35—36; N 19, S. 35—41; 4. Fokoma, München, 1959, Bd 1, S. D127—D136.
70. Opitz H., Gappisch M. Int. J. Machine Tool Design Res., 1962 v. 2, p. 43—73.

71. Gappisch M. Jernkontorets ann., 1963, Bd 147, S. 133—159.
72. Colding B. Jernkontorets ann., 1963, Bd 147, S. 160—199.
73. Broida L. Metaux, 1958, v. 33, p. 30—51, 71—84.
74. Müller E. Schweizer Arch., 1962, Bd 28, S. 362—377.
75. Schallbroch H., Ulbricht W. Werkstattstechn., 1941, Bd 35, S. 357—364.
76. Sadek A. 4. Fokoma, München, 1959, Bd 1, S. D157—D160.
77. Taylor J. Machinery, 1957, v. 90, p. 927—934, Int. J. Machine Tool Design Res., 1962, v. 2, p. 119—152.
78. Opitz H., Viegge G. Werkstattstechn. und Maschinenbau, 1951, Bd 41, S. 379—385.
79. Hall H. 3. Fokoma, München, 1957, S. C35—C37.
80. Ostermann G. 3. Fokoma, München, 1957, S. C11—C13; Maschinenmarkt, 1958, Bd. 64, N 19, S. 24—26; Ind.-Anz. Essen, 1958, N 11, S. 141—144; 4. Fokoma, München, 1959, Bd 1, S. D143—D147.
81. Solaja V. Wear, 1958, v. 2, p. 40—58.
82. Busching M. 4. Fokoma, München, 1959, Bd 1, S. D149—D156.
83. Opitz H., Ostermann G. Stahl und Eisen, 1959, Bd 79, S. 514—522.
84. Weill R. 4. Fokoma, München, 1959, Bd 1, S. D161—D167.
85. Hinnüber J., Kinna W. Techn. Mitt. Krupp, 1961, Bd 19, S. 130—153; Stahl und Eisen, 1962, Bd 82, S. 31—46.
86. Opitz H. u. a. Arch. Eisenhüttenwes., 1962, Bd 33, S. 841—851.
87. Niedzwiedzki A. Tooling Production, 1955, v. 21, N 9, p. 98—102.
88. Dawihl W., Hinnüber J. Kolloid Z., 1943, Bd 104, S. 233—236.
89. Pons L., Chevillon J., Steff P. Compt. Rend., 1962, v. 255, p. 2100—2102; Rev. Met., 1963, v. 60, p. 325—334.
90. Trent E. Machinery, L., 1951, v. 79, p. 823—828; Machinist, 1951, v. 95, p. 1693—1696; Proc. Inst. Mechan. Engr. 1952, v. 166, p. 64—74; Proc. Roy. Soc., London, 1952, v. 212, p. 467—470.
91. Trigger K., Chao B. Trans. Am. Soc. Mech. Eng., 1956, v. 78, p. 1119—1126.
92. Hinnüber J. Fortschrittliche Fertigung und moderne Werkzeugmaschinen, Girardet, 1954, S. 56—60; Techn. Mitt. Krupp., 1955, Bd 13, S. 66—68.
93. Dawihl W. Werkstattstechn. und Maschinenbau, 1952, Bd 42, S. 335.
94. Axer H. Fortschrittliche Fertigung und moderne Werkzeugmaschinen. Girardet, Essen, 1954, S. 64—67; Werkstattstechn. und Maschinenbau, 1954, Bd 45, S. 554—556.
95. Opitz H., Axer H. Beeinflussung des Verschleißverhaltens bei spanenden Werkzeugen durch flüssige und gasförmige Kühlmittel und elektrische Maßnahmen. Westd. Verlag, Köln, 1956.
96. Trigger K., Zylstra L., Chao B. Am. Soc. Mech. Eng., 51—A—39.
97. Hehenkamp T. Arch. Eisenhüttenwes., 1958, Bd 29, S. 249—256.
98. Hehenkamp T., Heumann T. Arch. Eisenhüttenwes., 1962, Bd 33, S. 501—504.

99. Altenwerth F. Arch. Eisenhüttenwesen, 1960, Bd 31, S. 433—439; Werkstattstechnik, 1963, Bd 53, S. 375—379.
100. Schallbroch H., Wallichs R. Ber. betriebswiss. Arb., Bd 11, VDI—Verlag, Berlin, 1938.
101. Dawihl W. Maschinenbau, Betrieb, 1938, Bd 17, S. 511—513.
102. Gottwein K., Reichel W. Kühlen und Schmieren bei der Metallbearbeitung, VDI—Verlag, Berlin, 1944.
103. Holzberger J. Stahl und Eisen, 1951, Bd 71, S. 1098—1102.
104. Machinery L., 1950, v. 77, p. 485—486; 1954, v. 84, p. 1033—1040; v. 85, p. 488—492.
105. Frank W. Werkstatt und Betrieb, 1956, Bd 89, S. 25—31.
106. Reichel W. Z. V. D. I., 1956, Bd 98, S. 963—970.
107. Dawihl W., Altmeyer G. Metall, 1959, Bd 13, S. 1116—1117; Z. Metallkunde, 1964, Bd 55, S. 46—48.
108. Dawihl W., Klinger E. Arch. Eisenhüttenwesen, 1963, Bd 34, S. 867—870.
109. Lang M. Werkstatt und Betrieb, 1950, Bd 83, S. 41—47; Ind.—Anz., Essen, 1954, Bd 76, S. 299—307.
110. Ballhausen C. Stahl und Eisen, 1952, Bd 72, S. 489—492; I. Plansee Seminar, Reutte—Tirol, 1952, S. 221—231.
111. Widmer M. Ind. Organisation, 1954, Bd 23, S. 215—220.
112. Leyensetter W. Werkstatt und Betrieb, 1954, Bd 87, S. 353—356.
113. Schaumann R. R. Maschinenmarkt, 1956, Bd 62, № 47—48, S. 37—52.
114. Booss H. Metall, 1955, Bd 9, S. 560—564.
115. Hilbes W. Techn. Mitt. Essen, 1959, Bd 52, S. 218—228.
116. Beutel H. Werkstatt und Betrieb, 1952, Bd 85, S. 505—513; Techn. Mitt. Essen, 1959, Bd 52, S. 211—217.
117. Gilbert W. Machining—Theory and Practice. Am. Soc. Met., Cleveland, 1950, p. 465—485.
118. Runkel S. Werkstatt und Betrieb, 1952, Bd 82, S. 63—64.
119. Beutel H. Werkstattstechn. und Maschinenbau, 1952, Bd 42, S. 428—434; 1953, Bd 43, S. 560—566.
120. Witthoff J. Techn. Mitt. Essen, 1954, Bd 47, S. 238—244; Techn. Mitt. Krupp, 1954, Bd 12, S. 97—104, 115—126; Werkstattstechn. Maschinenbau, 1955, Bd 45, S. 159—202.
121. Ballhausen C. Fortschrittliche Fertigung und moderne Werkzeugmaschinen, Girardet, Essen, 1954, S. 60—64.
122. Hayes T. Am. Machinist, 1955, v. 99, N 27, p. 121—123.
123. Hirschfeld E. Fertigungstechn. und Betrieb, 1959, Bd 9, S. 195—198.
124. Mächler W. Techn. Mitt. Krupp, 1961, Bd 20, S. 21—27.
125. Rapatz F. Die Edelstähle, 3. Aufl., Springer-Verlag, Berlin, 1951, S. 626.
126. Dürr A. Werkstattstechn. und Maschinenbau, 1951, Bd 41, S. 427—431.
127. Kienzle O. Z. V. D. I., 1952, Bd 94, S. 299—305.
128. Ballhausen C. Werkstattstechn. und Maschinenbau, 1952, Bd 43, S. 452—455; 1953, Bd 44, S. 236—242; 1954, Bd 45, S. 557—561.
129. Opitz H. Techn. Mitt. Essen, 1954, Bd 47, S. 231—237; Fortschrittliche Fertigung und moderne Werkzeugmaschinen, W. Gi-

100. rardet, Essen, 1954; Schweiz. Arch. Angew. Wiss. Techn., 1956, Bd 22, S. 41—47.
130. Becker K. Hochschmelzende Hartstoffe und ihre technische Anwendung, Verlag Chemie, Berlin, 1933.
131. AWF. Hartmetallwerkzeuge. Behandlung und Verwendung. 2. Aufl., Beuth-Verlag, Berlin, 1935.
132. Becker K. Hochschmelzende Hartstoffe und ihre technische Anwendung, Verlag Chemie, Berlin, 1933; Hartmetallwerkzeug, Wirkungsweise, Behandlung, Konstruktion und Anwendung. Verlag, Chemie, Berlin, 1935; Maschinenbau. Betrieb, 1936, Bd 15, S. 25—26.
133. Leier F. Hartmetalle in der Werkstatt, Springer-Verlag, Berlin, 1937.
134. Fehse A. Hartmetallwerkzeuge, Bearbeitung von Metallen und Isolierstoffen. Herausg. AWF, G. B. Teubner, Leipzig, 1939.
135. Kieffer R., Kölbl F. Hartmetalle, Hartmetallwerkzeuge und ihre Verwendung, Österr.-Gewerbeverlag, Wien, 1949.
136. Shute D. Cemented-Carbide Tools. Machinery Publ., L., 1949.
137. Pawlowitz K. Hartmetall-Dreh- und Bohrwerkzeuge. Österr. Gewerbeverlag, Wien, 1950.
138. Dawidl W., Dinglinger E. Handbuch der Hartmetallwerkzeuge. Springer-Verlag, Berlin, 1953, Bd 1, S. 49—52, 68, 151; 1956, Bd 11.
139. Witthoff J. Die Hartmetallwerkzeuge in der spanabhebenden Formgebung. Hansen-Verlag, München, 1961.
140. Rauhut H. DIN-Mitt., 1956, Bd 35, S. 463—466.
141. Scholz W. Metall, 1962, Bd 16, S. 859—864; 1964, Bd 18, S. 129—233.
142. Koloc J., Preisler J. Strojrenstvi, 1953, sv. 5, s. 751—778.
143. Herrik G. Carbide Engng., 1957, v. 9, № 4, p. 17.
144. Lesman R. Metalworking Produktion, 1957, v. 101, № 15, p. 637—638.
145. Erickson C. Tool Eng., 1958, v. 40, N 3, p. 107—109.
146. Frommelt H. Mat. Design. Engng., 1959, v. 50, № 1, p. 179—182; Machinery, 1960, v. 96, p. 1108—1111.
147. Hinnüber J., Hilbes W. Werkstattstechn. und Maschinenbau, 1951, Bd 41, S. 413—417.
148. Holzberger J. Techn. Mitt. Essen, 1954, Bd 47, S. 191—199.
149. Wehser W. Z. wirtsch. Fertigung, 1958, Bd 53, S. 230—231.
150. Lüder E. u. a. Fertigungstechnik, 1957, Bd 7, S. 449—452.
151. Kuzmick J., Goodfellow G. Proc. 15-th Am. Meet. Metal Powder Assoc., Detroit, 1959, p. 14—21; Carbide Engng., 1959, v. 11, № 8, p. 11—14.
152. Jellig W. Iron Age, 1953, v. 171, № 26, S. 140—142.
153. Hudaverdi R. Am. Machinist, 1955, v. 99, № 2, p. 101—103.
154. Dawidl W., Pawlek F. Werkstattstechn. und Betrieb., 1951, Bd 84, S. 41—45; 1952, Bd 85, S. 287—290.
155. Vernor T., Adams E. Steel Proc., 1945, v. 31, p. 652—653; Prod. Engng., 1945, v. 16, p. 71; Industr. Heat., 1946, v. 3, p. 807, 822; Welding Eng., 1946, v. 31, p. 53.
156. Aircraft Prod. 1949, v. 11, p. 295—297.
157. Gillespie J. Iron Age, 1949, v. 163, № 19, p. 84—89.
158. Kennicott W. Mechan. Engng., 1953, v. 75, p. 387—392; Machine Design, 1956, v. 28, № 6, p. 122—131.

159. Parker L., Douglass M. Tool Eng., 1957, v. 38, N 4, p. 85—88.
160. Knotek O. Werkstattstechn. und Maschinenbau, 1960, Bd 50, S. 173—176.
161. Rutkowski W. a. o. Prace Inst. Hut., 1952, v. 4, p. 153—160.
162. Zacharzewski B., Lesniak Ch. Hutnik, Katowice, 1953, t. 20, s. 83—93.
163. Halliday W. Metallurgia, 1944, v. 30, p. 296—299.
164. Hinnüber J., Hettich F. Werkstattdblatt N 62, C. Hansen, München, 1949.
165. Dinglinger E. Werkstattstechn. und Maschinenbau, 1950, Bd 40, S. 33—40; 1952, Bd 42, S. 50—56.
166. Odenhausen H. Werkstattstechn. und Maschinenbau, 1952, Bd 42, S. 455—458.
167. Lennon F. Amer. Machinist, 1953, v. 97, № 4, p. 165—170; 1954, v. 98, February, p. 104—107; Iron Age, 1953, v. 172, № 25, p. 144—146; Tool. and Prod., 1953, v. 18, № 11, p. 38—39, 84, 88, 92.
168. Allen A. Metal Progr., 1952, v. 62 N 2, p. 87—89, 142, 1954, v. 66, № 6, p. 115—119.
169. Salje E. Ind.-Anz., Essen, 1955, Bd 77, S. 1421—1425.
170. Witthoff J. 3. Fokoma, München, 1957, S. C7—C9.
171. Ripple J. Machinist, 1955, v. 99, p. 134—140; Tool Eng., 1956, v. 36, № 4, p. 81—82; Carbide Engng., 1957, v. 9, № 9, p. 9—13; № 10, p. 19—22.
172. Pahlitzsch G., Rafflenbeul G. Werkstatt und Betrieb, 1958, Bd 91, S. 249—257; 1959, Bd 92, S. 195—202.
173. Kleinschmidt B. Metall, 1960, Bd 14, S. 567—569.
174. Matthews M., Leventhal N. Machinery, 1958, v. 64, № 8, p. 122—127.
175. Bachner G. Precision Metal Molding, 1953, v. 11, № 2, p. 58—59.
176. Chambers T., Kwolek J. Iron Age, 1952, v. 170, № 7, p. 124—125; Machinist, 1953, v. 97, February, p. 172—175.
177. Albrecht A. Machinist, 1953, v. 97, p. 128.
178. Welch J. Tooling and Production, 1953, v. 18, № 11, p. 35—36, 158.
179. Baumgart G. Werkstatt und Betrieb, 1955, Bd 88, S. 223—224.
180. Zmihorski E. Machinery, 1958, v. 93, p. 1186—1188.
181. Schatz A. Werkstattstechn. und Maschinenbau, 1957, Bd 47, S. 216—219.
182. Pirani M., Schröter K. Z. Metallkunde, 1924, Bd 16, S. 132—133.
183. Колкер Р. М. Станки и инструмент, 1949, т. 20, № 5, с. 17—19.
184. Коршунов Б. С., Могущева С. П. Заточка и обработка твердосплавных инструментов, Машгиз, 1951.
185. Metzger L., Keeler G. Iron Age, 1952, v. 169, N 10, p. 203—207; Machinist, 1952, v. 96, N 23, p. 154—158.
186. Thibault N., Anderson B. Iron Age, 1952, v. 170, № 20, p. 162—165; Metal Progr., 1953, v. 64, № 2, p. 161—166.
187. Weber I. Dron Age, 1952, v. 169, № 22, p. 88—90.
188. Grodzinski P. Metallurgia, Manchester, 1953, v. 47, p. 34—38.
189. Adcock J. Machinery, 1953, v. 83, p. 355—359; Machinist, 1953, v. 97, p. 1197—1202.

190. Mueller J. *Machinist*, 1953, v. 97, p. 122—125.
191. Storey O. J. *Electrochem. Soc.*, 1953, v. 100, p. 125C—126C.
192. Koscholke G. *Werkstattstechn. und Maschinenbau*, 1955, Bd 45, S. 562—563.
193. Uhler A. *Rev. Sci. Instruments*, 1955, v. 26, p. 965—968.
194. Kips P. *Ind.—Anz.*, 1961, Bd 83, S. 439—446.
195. Matsuyama Y., Fukatsu T. *Powder Metallurgy*, Intersci. Publ., N. Y., 1961, p. 683—700.
196. Tanaka Y., Ikawa N. *Technol. Rep. Osaka Univ.*, 1960, v. 10, p. 119—128.
197. Reinhart H., Grünwald W. *Werkstatt und Betrieb*, 1962, Bd 95, S. 212—218.
198. Unterbusch F. *Werkstatt und Betrieb*, 1962, Bd 95, S. 539—542.
199. Pahlitzsch G., Marten K. *Werkstattstechn.*, 1964, Bd 54, S. 149—156.
200. Рекшинская Т. П. *Автомобильная промышленность*, 1946, № 5—6, с. 12—15.
201. Золотык Б. Н. *Станки и инструмент*, 1947, т. 18, № 3, с. 23—24.
202. Носков С. Е. *Станки и инструмент*, 1948, т. 19, № 10, с. 20—22.
203. Попилов Л. И. *Заводская лаборатория*, 1948, т. 14, № 3, с. 358—361.
204. Улитинский Е. И. *Вестник машиностроения*, 1949, т. 29, № 3, с. 47—55.
205. Муравчик Л. В. *Горный журнал*, 1949, № 5, с. 25—27.
206. Улитин М. Н. *Станки и инструмент*, 1950, т. 21, № 10, с. 3—6.
207. Архаров В. И. и др. *ДАН СССР*, 1951, т. 78, с. 673—676.
208. Черепанов Ф. Ф. *Станки и инструмент*, 1952, т. 23, № 4, с. 31—32.
209. Горбунов Б. М. *Вестник машиностроения*, 1953, т. 33, № 7, с. 67—70.
210. Ashburn A. *Machinist*, 1954, v. 98, p. 1005—1007.
211. *Werkstattstechn. und Maschinenbau*, 1951, Bd 41, S. 421.
212. Pfaffinger K. *Planseeber. Pulvermetallurgie*, 1955, Bd 3, S. 17—33.
213. Dauncey G., Young R. *Ind. Diamond Rev.*, 1952, v. 12, p. 161—164.
214. Ellis J. a. o. *Proc. 16-th Meeting Met. Powder Assoc.*, N. Y., 1960, p. 75—88.
215. Лазаренко Б. Р., Лазаренко Н. И. *Станки и инструмент*, 1946, т. 17, № 12, с. 8—11; 1947, т. 18, № 2, с. 4—8.
216. Васильев Д. Т. *Станки и инструмент*, 1947, т. 18, № 3, с. 1—8; № 5, с. 1—5.
217. Мандельштам С. Л., Райский С. М. *Изв. АН СССР, Серия «Физика»*, 1949, т. 13, с. 549—565.
218. Kocz I. *Ger.*, 1949, köf. 1, old. 388—411.
219. Беляев Г. С. *Станки и инструмент*, 1949, т. 20, № 12, с. 11—12.
220. Щепетов В. Н. *Электричество*, 1950, № 6, с. 26—30.
221. Курченко В. И. *Станки и инструмент*, 1951, т. 22, № 6, с. 34.
222. Невезкин В. К. *Электричество*, 1951, № 11, с. 62—70.
223. Булкин И. С. *Вестник машиностроения*, 1952, т. 32, № 11, с. 44—49.
224. Золотык Б. Н. *Физические основы электронской обработки металлов*, Гостехиздат, 1953.

225. Stühmke H. *Fertigungstechnik*, 1953, Bd 3, S. 7—10.
226. Володин Е. А., Ковшарова Л. А. *Вестник машиностроения*, 1954, т. 34, № 12, с. 56—57.
227. Lewinson J. u. a. *Herstellung von Hohlräumen und Öffnungen in Metallen mit Hilfe des Elektrofunkenverfahrens*. Verlag, Technik, Berlin, 1954.
228. Judkins M., Dickey D. *Iron Age*, 1951, v. 168, № 4, p. 65—67; *Proc. 8-th Ann. Meet. Metal Powder Assoc.*, Chicago, 1952, p. 53—58.
229. Roller J. *Iron and Steel Eng.*, 1961, v. 28, № 10, p. 133—135; *Machinery*, N. Y., 1951, v. 58, November, p. 180—181; *Precision Metal Molding*, 1952, v. 10, № 3, p. 47—50.
230. Porterfield P. *Steel Processing*, 1954, v. 40, № 7, p. 443—446.
231. Alden C. *Mechan. Engng.*, 1953, v. 75, p. 701—705.
232. Seed M. *Machinist*, 1952, v. 96, p. 977—981.
233. Rudorff D. *Elektrotechn. Z.*, 1953, Bd 5, S. 195—197; *Inst. Mech. Eng.*, 1957, Adv. Copy.
234. Harding H., Matulaitis V. *Machinist*, 1952, v. 96, p. 136—140, 514—519; *Tool Eng.*, 1956, v. 36, № 4, p. 97—100.
235. *Microtecnic*, 1955, v. 9, p. 267—271.
236. Bruma M. *Schweiz. Arch. Angew. Wiss. Techn.*, 1956, Bd 22, S. 18—22.
237. Ullmann W. *Schweiz. Arch. Angew. Wiss. Techn.*, 1956, Bd 22, S. 23—28; *Werkstatt und Betrieb*, 1956, Bd 89, S. 82—84, 621—663.
238. Stocker W., Decat R. *Amer. Machinist*, 1956, v. 100, № 9, p. 113—118.
239. Rüdiger O., Winkelmann A. *Metall*, 1958, Bd 12, S. 366—380.
240. Ballhausen C. *Stahl und Eisen*, 1951, Bd 71, S. 1114—1115; *Techn. Mitt. Essen*, 1954, Bd 47, S. 199—200.
241. Williams E. *Electrical Engng.*, 1952, v. 71, p. 257—260; *Trans. Amer. Inst. Electrical Eng.*, 1952, v. 71, p. 105—108.
242. Hinnüber J., Rüdiger O. *Werkstatt und Betrieb*, 1954, Bd 87, S. 53—57; *Techn. Mitt. Krupp*, 1954, Bd 12, S. 107—113.
243. Baldauf K. *Draht*, 1954, Bd 5, S. 421—425.
244. Palme R., Wagner H. *Metall*, 1955, Bd 9, S. 752.
245. Weiser G. *Metalworking Prod.*, 1955, p. 2123—2124, *Machinist*, 1955, v. 99, № 21, p. 148—150.
246. Heidenreich R. *Werkstatt und Betrieb*, 1955, Bd 88, S. 1—3.
247. Fefer G. *Schweiz. Arch. Angew. Wiss. Techn.*, 1956, Bd 22, S. 48—49.
248. Cici N. *Machinery*, 1956, v. 89, p. 673—677.
249. *Elektroerosive Bearbeitung. 11 Forschungsber. Techn. Hochsch. Aachen, Girardet, Esse*, 1958.
250. Bartlett B. *Proc. 17-th Ann. Meet. Metal Powder Ind. Fed.*, Cleveland, 1961, p. 96—107.
251. Артамонов А. И., Шведков Е. Л. *Порошковая металлургия*, 1963, № 1, с. 79—82.
252. Cohan A. J. *Metals*, 1951, v. 3, p. 216—217.
253. Kelley S. *Materials and Methods*, 1951, v. 34, № 3, p. 92—94.
254. Kuris A. *Machinery*, N. Y., 1961, v. 57, № 10, p. 175—176.
255. Mason W., Wick R. J. *Ac. Soc. Amer.*, 1951, v. 23, p. 209.
256. Groat G. *Machinist*, 1952, v. 96, № 19, p. 141—144.
257. Neppiras E. J. *Sci. Instruments*, 1953, v. 30, p. 72—74.

258. Clark N., Aloisio J. Tool Eng., 1954, v. 32, № 4, p. 77—80.
259. Писаревский М. М. Станки и инструмент, 1954, т. 25, № 5, с. 16—20.
260. Goetze D. Trans. Inst. Radio Engng. PGUE-2, 1954, November, p. 19—22.
261. Spizig S. Werkstattstechn. und Maschinenbau, 1955, Bd 45, S. 15—18.
262. Moschella R. Steel Processing, 1955, v. 41, July, p. 378—381.
263. Метелкин И. В. и др. Станки и инструмент, 1956, т. 27, № 2, с. 16—19.
264. Hartley M. Electronics, 1956, v. 29, № 1, p. 132—135.
265. Marshall N. Ind. Diamond Rev., 1958, v. 18, p. 17—19.
266. Хассин И. М. Станки и инструмент, 1962, № 6, с. 24—25.
267. Colvin F., Stanley F. Turning and Boring Practice. McGraw-Hill, N. Y., 1948.
268. Pütz F. Werkzeug-Handbuch über Schneidwerkzeuge für die Metallbearbeitung. C. Hansen, München, 1950.
269. Agte C., Petrdlik M. Hartmetalle, Verlag, Prace, Prag, 1951.
270. Walter, Montanwerke. Fräsen mit Hartmetallwerkzeugen. 7. Aufl, Tübingen, 1952.
271. Sementischenko U. U. Neue Zerspanungswerkzeuge. Schnellzerspanung mit Hartmetall, Verlag, Technik, Berlin, 1954.
272. Am. Soc. Tool. Engrs. Metal Cutting Bibliography, 1943—1956, Detroit, 1960.

Глава V

ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

1. Введение

За последние 35 лет сильно возрос интерес к материалам, обладающим значительной прочностью при высоких температурах.

В тот период, когда они требовались преимущественно только для паровых машин, паровых турбин и оборудования химической промышленности, речь шла о рабочей температуре не выше 500°С. При таких условиях можно было довольствоваться сплавами на основе железа, и тогда были разработаны многочисленные высокотемпературные стали, легированные никелем, кобальтом, хромом, кремнием и другими элементами.

В последние годы положение коренным образом изменилось. Уже после 1953 г. созданы самолеты дальнего радиуса действия с реактивными двигателями, посланы в космос многочисленные спутники и космические корабли с ракетными двигателями. В связи с этим возникла потребность в материалах для газовых турбин, воздушно-реактивных двигателей, ракет, атомных реакторов, т. е. в материалах, способных к работе при температурах 800—1000°С и даже значительно выше [1—35]. Сплавы на основе железа для таких высоких температур почти непригодны.

В работах [20, 35] сообщается о тех проблемах, с которыми приходится сталкиваться конструкторам и материалововедам при конструировании двигателей для самолетов и космических кораблей. На рис. 108 приведены рабочие температуры указанных двигателей и пригодные для них по точкам плавления металлы, окислы и металлоподобные твердые материалы.

Критерием для усиленной подвижности атома и, следовательно, для уменьшенного сопротивления деформации является поведение металла или сплава в отношении рекристаллизации. Для каждого данного металла можно ожидать высокой механической прочности только при температуре ниже его точки рекристаллизации.

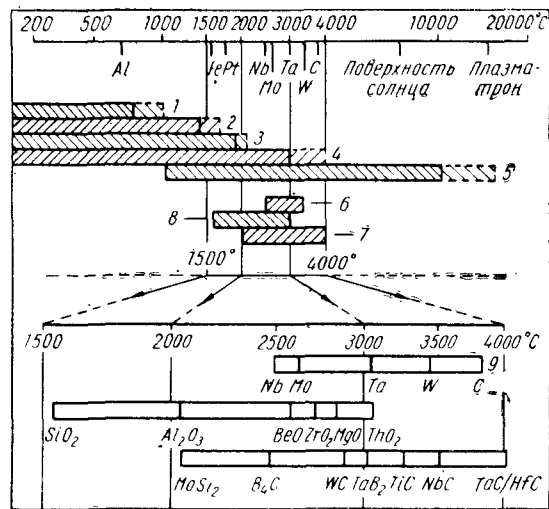


Рис. 108. Рабочий интервал высокотемпературных деталей в сопоставлении с точками плавления тугоплавких металлов, оксидов и твердых материалов (по Харвуду и Промайзелю):

1 — поршневой двигатель; 2 — турбинный двигатель; 3 — воздушно-реактивный двигатель; 4 — ракета; 5 — ионный двигатель; 6 — тугоплавкие металлы; 7 — соединения; 8 — окислы; 9 — сублимат

Температуру рекристаллизации сплавов на основе железа (сталей) не удалось поднять намного выше 800°С ни путем легирования, ни другими какими-либо мероприятиями. В связи с этим подобные материалы оказались непригодными для тех случаев, когда требуются достаточные прочностные характеристики при указанных температурах. Улучшенные сплавы на основе никеля, кобальта и хрома рекристаллизуются при более высоких температурах. Их, однако, также нельзя использовать при температурах выше 950—1000°С.

Температурный интервал, в котором рекристаллизация металлоподобного материала становится заметной, в значительной степени зависит от точки плавления (рис. 109). Это дает примерное представление о прочностных характеристиках, которые можно ожидать при высоких температурах. Наибольшую прочность при наиболее высоких температурах можно предвидеть только у тех металлоподобных и металлических материалов, которые имеют наиболее высокую точку плавления.

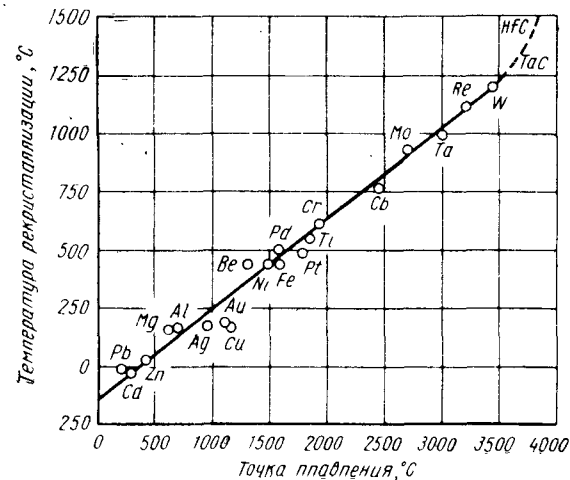


Рис. 109. Зависимость между точкой плавления и температурой рекристаллизации металлов и карбидов

Эта точка зрения подтверждена практическими экспериментами. Все изученные до настоящего времени тугоплавкие металлы, металлоподобные и неметаллические тугоплавкие твердые материалы обладают приемлемой жаропрочностью.

Из-за высокой точки плавления существенную роль при изготовлении этих материалов приобретают методы порошковой металлургии [1, 6, 36—38]. В табл. 60 приведены точки плавления и величины плотности тугоплавких металлов, неметаллов, карбидов, нитридов, боридов, силицидов и оксидов по Кэмпбеллу [39]. Точки плавления приведены на основании позднейших данных. Произведена также классификация материа-

Таблица 60

Точки плавления, плотность, деформируемость
и окислительность тугоплавких материалов

Группа	Материал	Точка плавления, °С	Плотность, г/см ³	Пластичность*	Устойчивость к окислению
Тугоплавкие переходные металлы	Вольфрам	3380	19,3	1—2	4
	Тантал	3000	16,6	1	5
	Молибден	2620	10,2	1—2	5
	Ниобий	2470	8,6	1	5
	Гафний	2100	13,3	1	3
	Ванадий	1900	6,1	1	4
	Хром	1875	7,2	2	3
	Цирконий	1855	6,5	1	3
	Торий	1830	11,7	1	3—4
	Титан	1668	4,4	1	3
Благородные металлы	Рений	3170	20,5	1—2	4—5
	Осмий	3040	22,5	2—3	5
	Иридий	2410	22,4	2—3	4
	Рутений	2250	12,4	2—3	4—5
	Родий	1966	12,4	1	1
	Платина	1773	21,4	1	1
	Палладий	1555	12,0	1	2
Металлоиды	Углерод	~3900	3,5	3	5
	Бор	~2300	~2,0	3	3
	Кремний	1414	2,3	3	3
Карбиды	HfC	3890	12,7	3	3
	TaC	3780	14,5	2—3	3
	ZrC	3530	6,9	3	3
	NbC	3500	7,8	2—3	3
	TiC	3160	4,9	3	3
	WC	2600 (разлагается)	15,7	3	5
	VC	2830	5,4	3	4
	Mo ₂ C	2400 (разлагается)	9,2	3	5
	Cr ₃ C ₂	1895 (разлагается)	6,7	3	3
	B ₄ C	2450	2,5	3	3
	SiC	~2200	3,2	2	2
Нитриды	TaN	3090	14,1	3	5
	ZrN	2980	7,3	3	3

Продолжение табл. 60

Группа	Материал	Точка плавления, °С	Плотность, г/см ³	Пластичность*	Устойчивость к окислению
Нитриды	TiN	2950	5,2	3	3
	NbN	2300	8,4	3	5
	VN	2050	6,0	3	5
	BN	3000	2,2	3	3
Бориды	HfB ₂	3250	10,5	3	2—3
	ZrB ₂	2990	6,0	3	2—3
	TiB ₂	2900	4,4	3	2—3
	TaB ₂	3150	11,7	3	3
	NbB ₂	3000	6,6	3	3
	W ₂ B	2770	16,0	3	3—4
	VB ₂	2400	4,6	3	3—4
	CrB ₂	2200	5,6	3	1—2
	MoB ₂	2100	8,0	3	3
Силициды	TaSi ₂	2200	8,4	2	3
	WSi ₂	2160	9,3	3	1—2
	MoSi ₂	2050	6,3	2	1
	NbSi ₂	1950	5,4	2	4
	VSi ₂	1650	4,3	3	4
	CrSi ₂	1550	4,7	3	1—2
	TiSi ₂	1540	3,8	2	4
	ZrSi ₂	1520	4,7	3	4
Оксиды	ThO ₂	3050	9,7	3	1
	MgO	2800	3,5	3	1
	ZrO ₂	2690	5,8	3	1
	BeO	2530	3,0	3	1
	MgO·Al ₂ O ₃	2140	—	3	1
	Al ₂ O ₃	2050	3,9	3	1

* 1 — может быть сильно деформирован; 2 — ограниченная деформируемость; 3 — не может быть деформирован; хрупкость стекла. ** 1 — >1700° С; 2 — 1400—1700° С; 3 — 1100—1400° С; 4 — 800—1100° С; 5 — 500—800° С.

лов по пластичности и устойчивости к окислению. На оба этих параметра сильно влияют, а в ряде случаев могут заметно улучшить их, образование сплава и получение композиционных материалов из перечисленных соединений. Согласно данным авторов, возможны многочисленные сочетания, которые в последние годы бы-

Таблица 61

Свойства тугоплавких интерметаллических соединений

Соедине- ние	Точка плавления, °C	Плот- ность (пример- ная), г/см ³	Соедине- ние	Точка плавления, °C	Плот- ность, г/см ³	Устойчи- вость к окисле- нию*
Re ₃ W ₂	3000	20,0	Ta ₂ Be ₁₇	1985	5,1	2
W ₃ Os	2930	19,9	Zr ₂ Be ₁₇	1980	3,1	2
Re ₃ Ta	2700	19,3	ZrBe ₁₃	1925	2,7	2
Mo ₂ Re ₃	2600	16,5	TaBe ₁₂	1850	4,1	3
TaIr ₃	2500	20,6	Nb ₂ Be ₁₇	1705	3,2	2
Ta ₂ Os ₃	2500	19,9	NbBe ₁₂	1690	3,0	2
W ₂ Hf	2450	16,8	MoBe ₁₂	1650	3,0	2
Mo ₃ Os	2400	13,1	Mo ₃ Al	2150	8,2	2
W ₃ Ru ₂	2300	16,8	Nb ₃ Al	2120	7,2	3
HfMo ₂	2200	11,5	NiAl	1640	5,9	3
MoPt	2100	15,7	TaAl ₃	1500	6,9	2
TaCr ₂	2020	15,2	NbAl ₃	1400	4,5	3

* Обозначения см. в табл. 60.

ли опробованы, по крайней мере, качественно (см. табл. I в книге «Твердые материалы»)*.

При изучении структуры сплавов тугоплавких переходных металлов, а также сплавов этих металлов с благородными металлами, рением [40], бериллием [41], алюминием найдено много в большинстве случаев очень хрупких и твердых интерметаллических фаз, обладающих, кроме того, высокими точками плавления. Пользуясь табл. 61, можно выбирать соединения по точкам плавления, плотности и устойчивости к окислению. Жаропрочность и способность к схватыванию этих материалов, за немногими исключениями, например NiAl, еще не изучены. Таким образом, перед исследователями здесь открывается широкое, хотя и трудное, поле деятельности. Металлургическая технологическая проблема состоит в том, чтобы преодолеть естественную пористость интерметаллических фаз путем легирования и, в частности, путем создания соответствующих композиционных материалов.

*Р. Киффер, Ф. Бенезовский. «Твердые материалы». Изд-во «Металлургия», 1968, стр. 8. *Прим. перев.*

Возможность применения в качестве высокотемпературных материалов тугоплавких металлов, например вольфрама, молибдена, ниобия и тантала, ограничена из-за недостаточной устойчивости их к окислению при высоких температурах. В ракетных соплах, однако, вследствие кратковременного воздействия высоких температур — даже незащищенные молибден и вольфрам, их сплавы, а также графит и композиционные материалы на основе вольфрам — серебро показали очень хорошие результаты. У ракет, работающих с твердыми и жидкими реактивными зарядами, часто при сгорании образуются нейтральные или слабо восстановительные выхлопные газы, которые могут в течение короткого времени играть роль защитной атмосферы.

В обычных же случаях применения высоких температур приходится иметь дело с воздействием агрессивной или окислительной атмосферы. Таким образом, тугоплавкие металлы можно применять только лишь при повышении их окалиностойкости путем легирования или в том случае, если они защищены окалиностойким покрытием, хорошо соединяющимся с основным материалом.

В то время как легирование молибдена и вольфрама до настоящего времени не дало положительных результатов (если не считать разработку хрупких высокотемпературных, устойчивых до 1700°С дисилицидов), легирование ниобия 28% W и 10% Ti позволило получить окалиностойкие материалы, устойчивые на воздухе или в кислороде при температуре до 1300°С вследствие образования прочно соединяющейся с основным материалом окисной пленки Nb₂O₃—WO₃—TiO₂ со структурой рутила [42].

Разработаны защитные покрытия на основе Si, Al—Si—Cr, Cr—Ti—Si, MoSi₂—Ni—Cr и керамики. Таким образом, молибден, вольфрам и ниобий или их сплавы с защищенной поверхностью в будущем могут быть использованы при температурах примерно до 1500°С [43].

Для тугоплавких благородных металлов подобные защитные покрытия не требуются. Их применению, однако, препятствуют большая плотность и высокая стоимость. Некоторые возможности существуют для покрытий, промежуточных слоев или керметов из металлов платиновой группы.

Предположение о том, что металлоподобные твердые материалы с их высокими точками плавления должны иметь удовлетворительную жаропрочность, уже подтвердилось на практике. Как уже упоминалось ранее, преимущество твердосплавных режущих инструментов основано главным образом на их горячей твердости, т. е. на высоком сопротивлении деформации при высоких температурах, создающихся при больших скоростях резания. Устойчивость к окислению также в известной мере является предпосылкой для удовлетворительного поведения режущего материала. Современные торговые марки твердых сплавов обладают достаточной устойчивостью к окислению при умеренно высоких температурах. Они, однако, интенсивно покрываются окалиной при температурах, возникающих у приводных механизмов турбин и сопел. Из карбидов, входящих в состав металлокерамических твердых сплавов, только карбид титана обладает, по-видимому, достаточной окалинстойкостью при температурах выше 500°С. Это превосходство карбида титана хорошо подтверждается опытными данными по технологии резания.

Высокотемпературные свойства металлокерамических материалов на карбидной основе зависят, однако, не только от свойств карбидной фазы, но и от характеристик связующего металла. Обладающая низкой окалинстойкостью связка оказывает вредное воздействие даже при наличии устойчивых к окислению карбидов. Таким образом, наилучшими высокотемпературными свойствами характеризуются сплавы на основе TiC с жаропрочной цементирующей фазой из сплавов типа Ni—Cr—Co—Cr и Ni—Co—Cr [44].

При более высоких температурах возможность применения карбида титана, а также других карбидов или твердых растворов карбидов становится ограниченной из-за увеличивающейся склонности к окислению. Применение твердых сплавов на карбидной основе, подверженных окислительному воздействию при температурах выше 1100°С, целесообразно только в том случае, если эти материалы защищены надежным покрытием [45].

Карбиды не являются единственными пригодными твердыми материалами. В целях разработки твердых сплавов на основе других тугоплавких металлов Шварцкопф провел систематические исследования подобных

материалов с такими же механическими и термическими характеристиками, как карбиды, но превосходящими их в отношении коррозионной стойкости и устойчивости к окислению [46, 47]. Эти работы привели к открытию металлокерамических материалов на боридной основе, которые по горячей твердости превосходят все остальные высокотемпературные материалы. Устойчивость к термоударам, ударная вязкость и окалинстойкость их, однако, еще недостаточны.

Особое значение в настоящее время приобретают также силициды, которые можно применять в качестве защитных покрытий на тугоплавких металлах, а также в виде массивных спеченных изделий. Из всех рассматриваемых силицидов наибольшую ценность наряду с дисилицидом вольфрама имеет дисилицид молибдена, устойчивый к окислению при температуре до 1700°С.

В первом издании книги наряду с сообщением о материалах на основе металлоподобных твердых материалов говорилось о высокотемпературных материалах из окислов, керамики и смешанных материалах окись металла—металл, так называемых «керметах».

Надежды, возлагавшиеся на эти материалы, в особенности на последнюю группу, до сих пор не оправдались; они представляют интерес только в качестве защитных покрытий. По этой причине настоящую главу авторы книги не расширяют и дают лишь ссылки на новейшие литературные источники по данному вопросу [45—47].

2. Требуемые характеристики высокотемпературных материалов

Требования, предъявляемые к высокотемпературным материалам на основе твердых материалов, могут быть различны в зависимости от области применения и еще не полностью уяснены. Турбинные лопатки, на которые наряду с соплами ракет в дальнейшем авторы будут ссылаться как на наиболее типичные изделия, могут подвергаться воздействию центробежных усилий, термоударов, а также вибрационных усилий.

Из механических характеристик особо важными являются высокая жаропрочность и устойчивость к ползучести. С точки же зрения устойчивости воздействию

центробежных усилий больше подходит материал меньшей плотности. Если центробежные усилия отсутствуют, например у направляющих лопаток, плотность материала играет второстепенную роль. Для сопел ракет требуется низкая плотность.

У турбинных лопаток часто наблюдаются усталостные поломки. При этом очень трудно на основании экспериментальных данных по пределу усталости определить поведение металла при эксплуатации. Ошибка, очевидно, связана с совмещением усталостной прочности и длительной прочности.

В неподвижных (стационарных) деталях, например в направляющих лопатках, нагрузка сильнее, чем у вращающихся деталей. Таким образом, усталостная прочность играет там большую роль.

Особенно важной характеристикой является устойчивость к термоударам. Большая часть материалов на основе твердых материалов обладает высокой жаропрочностью, но недостаточными устойчивостью к термоударам и ударной вязкостью. В настоящее время никакой стандартной методики определения термостойкости не существует. Это затрудняет сопоставление данных различных авторов [48, 49]. В США применяют испытательное устройство, изображенное на рис. 110 [50]. Образец в виде пластинки зажимают в закрепляющем кольце и нагревают в печи при соответствующей температуре и затем быстро закалывают на холодном воздухе. Этот эксперимент повторяют не менее 15 раз до поломки пластинки. Согласно В. Г. Лидману и А. Р. Бобровскому [51], устойчивость к термоударам можно подсчитать по формуле

$$\frac{KT}{\alpha E},$$

где K — теплопроводность;
 T — предел прочности при растяжении;
 α — коэффициент теплового расширения;
 E — модуль упругости.

Чем больше полученная величина, тем лучше практически поведение сплавов при термоударах. Сопла из сплавов вольфрам—серебро значительно более устойчивы к термоударам, чем вольфрамовые, применяемые в ракетах «полярис». Эти сопла в значительной мере

вытеснили вольфрамовые. По этой причине, однако, приходится отказываться от сопел из нецементированного NiC или TaC [52].

Коэффициенты теплового расширения материалов турбинной лопатки и направляющей лопатки, к которой прикрепляется турбинная лопатка, не должны резко различаться. У газовых турбин и других аналогичных

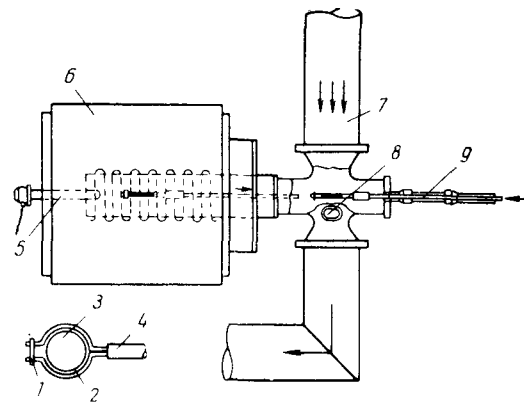


Рис. 110. Экспериментальная установка для определения устойчивости к термоударам (по Гоффману, Аульту и Гэнглеру):

1 — зажим; 2 — держатель; 3 — образец; 4 — толкатель;
 5 — термopара; 6 — печь; 7 — воздухопровод; 8 — окошко;
 9 — штанга толкателя

машин температура лопатки ниже, чем температура при входе газа; этот температурный перепад тем больше, чем выше теплопроводность материала лопатки. Высокая теплопроводность, однако, не только понижает температуру лопатки, но и соответственно повышает температуру рабочего колеса, на котором сидит лопатка. В действительности поломки на турбинных колесах наблюдались уже при экспериментах с хорошо проводящим материалом лопатки. Чтобы полностью использовать преимущества высокой теплопроводности новых материалов лопаток, необходимо, кроме того, либо применять для подобных колес жаропрочные материалы (лучше всего те же материалы, что и для лопаток), либо обеспечить более сильное охлаждение колеса турбины путем соответствующих конструктивных решений.

Турбинные лопатки, как и направляющие лопатки, неизбежно подвержены воздействию быстрого тока газа. Поэтому существенным требованием, предъявляемым к материалу, является высокая эрозионная стойкость. Это же требование приходится предъявлять и к материалам для ракетных двигателей. В реактивных зарядах, содержащих алюминий, возникает также добавочная эрозия частицами Al_2O_3 . Мерилом эрозионной стойкости при высоких температурах может служить горячая твердость или же определенная при красном калении величина износа, полученного в результате пескоструйной обработки.

Материалы ракетных сопел и лопаток должны, кроме того, обладать достаточной пластичностью (ударная вязкость) при низкой и комнатной температурах. В связи с этим некоторые материалы, обладающие высокой жаропрочностью, не могут быть использованы при холодном запуске из-за хладноломкости. Практическая пригодность, например, материала турбинной лопатки зависит от совокупности различных характеристик. Поэтому для наиболее полного использования нового материала при некоторых обстоятельствах требуется полная реконструкция лопатки или даже всего двигателя. В настоящее время еще нельзя определить, в какой мере подобная реконструкция может повлиять на возможность использования хладноломких материалов.

Можно утверждать, что повышение температуры эксплуатации сильно увеличивает коэффициент полезного действия газовых турбин и других аналогичных механизмов. Если какой-либо новый материал позволяет повысить рабочую температуру хотя бы на $50^\circ C$, то его применение дает большие преимущества в любом случае. При этом повышение жаропрочности не должно, во всяком случае, сопровождаться снижением других качественных показателей, особенно устойчивости к окислению или к термоударам.

Повышение рабочей температуры имеет большое значение для воздушнореактивных двигателей, ракет и т. д. Меньше обращают на себя внимание, но зато имеют, пожалуй, большее экономическое значение новые материалы для лопаток стационарных заводских и судовых турбин. Средний срок службы турбины самолета не превышает 1000 летних часов, тогда как для газовой

турбины силовой установки требуется срок службы свыше десяти лет. В настоящее время эксплуатация воздушного реактивного двигателя самолета ограничена максимально допустимой температурой лопатки $850^\circ C$; рабочие же температуры заводских газовых и паровых турбин являются значительно меньшими. Максимальная температура лопатки может составлять около $620^\circ C$. Повышение рабочей температуры при этом хотя бы на $30^\circ C$ значительно увеличивает производительность лопатки. В ряде случаев для газовых турбин и ракет не требуется очень высокой жаропрочности. При этих условиях сопротивление ползучести играет значительно большую роль, чем длительная прочность — предел прочности при растяжении в зависимости от температуры для определенной длительности нагружения. Существенную роль играет, однако, сопротивление материала лопатки химическому воздействию газов сгорания и примесей в горючем (ванадиевая зола). В подобных случаях механические характеристики при высоких температурах не имеют высоких значений.

Конструкционные детали ракет, например сопла, рассчитаны обычно на срок службы в несколько секунд. Это означает, что кратковременный предел прочности при растяжении материала сопел при рабочих температурах имеет большее значение, чем сопротивление ползучести и длительная прочность.

Для таких деталей, как сопла ракет, важное значение имеет теплопроводность, так как при хорошей теплопроводности температура сопла удерживается на более низком уровне, чем температура газов сгорания.

Кратковременное нагружение и хорошая теплопроводность позволяют, как отмечалось выше, с большим успехом применять для ракетных сопел незащищенные покрытиями молибден, вольфрам или сплавы на их основе. Длительное воздействие высоких температур в окислительной атмосфере приводит к быстрому разрушению. У еще более теплопроводных, чем молибден и вольфрам, сопел из сплавов вольфрам—серебро (или вольфрам—медь) возникает, кроме того, эффект эффузионного охлаждения вследствие испарения серебра [52]*.

* Об аналогичном испарении меди в вольфрамомедных сплавах авторы не упоминают. *Прим. перев.*

Установлено, что для высокотемпературного применения представляет особый интерес такой материал, который позволяет увеличить срок службы детали при данной рабочей температуре или повысить рабочую температуру при заданном сроке службы. Однако и до на-

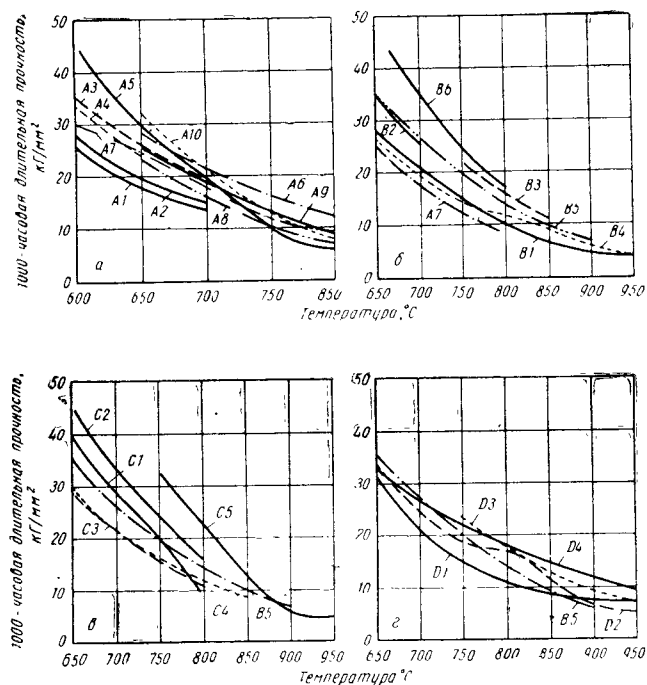


Рис. 111. 1000-ч длительная прочность аустенитных сталей, а также сплавов Co—Cr—Ni—Fe, Ni—Cr и Co—Cr—Ni по Бунгардту

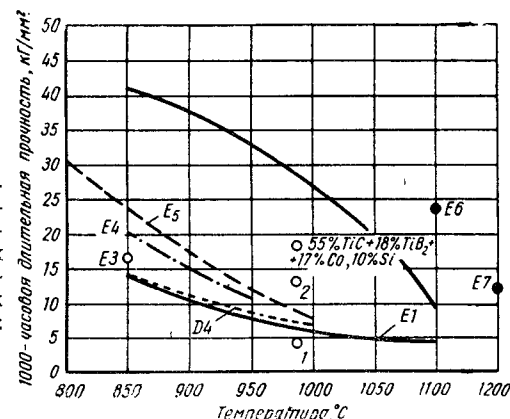
стоящего времени еще нельзя вывести правило, на основании которого можно было бы вычислить допустимый предел снижения таких характеристик, как устойчивость к термоударам при каком-либо заданном увеличении сопротивления ползучести или длительной прочности. При современном устройстве турбин интервалы еще узки; однако их можно, по-видимому, заметно расширить путем изменения конструкции. Что же касается выбора материалов сопел, то еще некоторое время бу-

дут преобладать чисто эмпирические методы их опробования из-за различных видов нагружения.

В табл. 62 приведен химический состав и плотность новых высокотемпературных материалов в сопоставлении с известными сплавами, а на рис. 111 и в табл. 63—данные Бунгардта [10] о длительной прочности (1000 ч)

Рис. 112. 1000-ч длительная прочность молибдена, молибденовых и ниобиевых сплавов, твердых материалов и твердых сплавов по Бунгардту:

1 — алюминид никеля;
2 — борид хрома — металл



аустенитных сталей (A), сплавов хром — кобальт — никель — железо (B), никелевых сплавов (C) и кобальтовых сплавов (D). Начиная примерно с 850°C разница в длительной прочности всех сплавов составляет около 10—15 кг/мм². На рис. 112 (см. также ниже) сопоставлены соответствующие данные для чистого молибдена, легированного молибдена, ниобиевых сплавов, твердых материалов и твердых сплавов, значительно превосходящих сверхжаропрочные сплавы.

- E1 Молибден чистый
- E2 Mo, 0,5Ti
- E3 60Cr, 25Mo, 15Fe
- E4 60TiC, 32Ni, 8Cr
- E5 50TiC, 30Ni, 10Co, 10Cr
- E6 79Nb, 5Mo, 15W, 1Zr
- E7 65Nb, 7Ti, 28W
- D4 0,5C, 25Cr, 10Ni, 55Co, 8W

Однако, учитывая хрупкость этих материалов, их можно использовать только лишь в неокислительных условиях. Таким образом, возможность их применения

Таблица 62

Химический состав типичных высокожаропрочных сплавов

Сплавы	Страна	Химический состав, %													Плот- ность, г/см ³	
		Ni	Co	Cr	Fe	Mo	W	Nb/ Ta	Ti	Al	V	Mn	Si	C		N
Тимкен 16-25-6	США	25	—	17	Осталь- ное	6	—	—	—	—	—	—	—	0,08	0,07	—
Виталлум (стел- лит 21)	То же	2	Осталь- ное	26	1	5,5	—	—	—	—	—	0,3	0,6	0,2	—	8,30
61 (стеллит 23)	»	2	»	28	1	—	6	—	—	—	—	0,3	0,6	0,4	—	8,54
422-19 (стеллит 30)	»	15	»	26	1	6	—	—	—	—	—	0,5	0,4	0,4	—	8,31
X-40 (стеллит 31)	»	10	»	25	1	—	7,5	—	—	—	—	0,6	0,7	0,5	—	8,61
Мультимет N-155	»	20	20	20	30	3	2,5	1,3	—	—	—	1,5	0,6	0,18	0,15	8,20
(малоуглероди- стый)	»	Осталь- ное	20	18	16	3,2	—	—	3	0,3	—	0,8	1,0	0,03	—	8,21
Рефракталой 26	»	20	30	20	14	8	—	—	—	—	—	2,0	0,3	0,04	—	8,62
Рефракталой 70	»	20	20	20	27	4	4	4	—	—	—	1,5	0,6	0,4	—	—
S-590	»	20	Осталь- ное	20	4	4	4	4	—	—	—	1,5	0,6	0,4	—	—
S-816	»	Осталь- ное	—	15	7	—	—	1	2,5	0,7	—	0,7	0,4	0,004	—	8,30
Инконель X	»	»	»	20	—	—	—	—	2	1	—	—	—	0,1	—	8,27
Нимоник 80	Англия	»	20	20	—	—	—	—	2	1	—	—	—	—	—	—
Нимоник 90	»	»	—	12,5	Осталь- ное	—	1	—	—	—	0,25	18	—	—	0,2	—
Хромадур	ФРГ	»	—	15	»	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
Тинидур	То же	30	—	15	»	—	—	—	1,8	—	1	—	—	0,1	—	—
Вандур	»	10	—	18	»	—	—	—	0,6	—	—	—	—	0,1	—	—
Мультисплав	»	35	25	15	»	5	5	5	—	—	—	—	—	—	—	—

Таблица 63

Химический состав аустенитных сталей и сплавов, испытывавшихся на длительную прочность (см. рис. 111)

Условное обозначение	Содержание, %									Прочие примеси, %
	C	Cr	Ni	Mo	Co	V	W	Ti	Nb	
A1	0,08	16	13	—	—	—	—	—	0,8	—
A2	0,08	16	16	2	—	—	—	—	0,8	—
A3	0,08	16	16	2	—	—	—	—	0,8	0,05B
A4	0,08	16	13	1,5	—	0,7	—	—	0,8	0,15N
A5	0,1	15	30	—	—	—	—	1,7	—	Al*
A6	0,2	17	17	3	7	—	—	0,8	—	3Cu
A7	0,4	13	13	2	10	—	2,5	—	3	10Co
A8	0,1	16	26	6	—	—	—	—	—	0,15N
A9	0,4	14	20	4	—	—	4	—	4	—
A10	0,08	15	26	1	—	0,3	—	2	—	0,2Al
B1	<0,1	16	20	2,5	20	—	2	—	0,8	0,7V; 0,15N
B2	<0,1	16	35	4,5	23	—	4,5	1,7*	—	—
B3	0,3	19	10	2	46	3	—	—	—	3V; 1,5Nb
B4	0,4	20	20	4	20	—	4	—	4	—
B5	0,4	20	20	4	45	—	4	—	4	—
B6	0,1	20	25	—	36	—	12	—	1,5	2Ti; 0,8Al
C1	<0,1	20	76	—	—	—	—	2,3	—	1 Al
C2	<0,1	20	58	—	16	—	—	2,5	—	1,6 Al
C3	0,1	—	65	28	—	—	—	—	—	—
C4	0,1	16	57	17	—	—	5	—	—	—
C5	0,1	10	70	—	—	—	—	—	—	6Al, 2Nb, 0,3B
D1	0,25	27	3	5	62	—	—	—	—	—
D2	0,4	24	2	—	66	—	6	—	—	—
D3	0,4	24	16	6	51	—	—	—	—	—
D4	0,5	25	10	—	55	—	8	—	—	—

* Более высокие величины достигаются при замене титана танталом в количестве 5%.

как высокожаропрочных материалов тесно связана с техническим решением проблемы эффективной защиты от окисления.

3. Карбиды как высокотемпературные материалы

Из всех твердых материалов, которые могут быть использованы в сплавах для резания, наиболее применимы при высоких температурах, по-видимому, карбид

титана и его твердые растворы с Cr_3C_2 , WC, TaC—NbC и Mo_2C . Это связано не только с его относительно хорошей устойчивостью в отношении окисления, о которой упоминалось ранее, но также с его малой плотностью.

Клингоор [53] уже в 1933 г. сопоставил окисляемость на воздухе при 700°C твердого сплава на основе карбида титана (42,5% TiC, 42,5 Mo_2C , 14% Ni и 1% Cr, так называемого «Титанит S») и твердого сплава WC—Co (94/6). После окисления в течение 30 мин на пластинках твердого сплава на основе WC он обнаружил легко отделяемую окисную пленку, тогда как у твердого сплава TiC— Mo_2C заметных изменений не наблюдалось. Эксперименты Давиля [54] со сплавами WC—Co и WC—TiC—Co показали благоприятное влияние присадок TiC на устойчивость в отношении окисления при повышенных температурах.

Ниже приведены данные об окисляемости твердых сплавов WC—Co и WC—TiC—Co, которые были получены при нагреве образцов размерами $10 \times 20 \times 8$ мм в течение 1 ч на воздухе при температуре $600\text{--}900^\circ\text{C}$. Давиль удалял слой окалины щеточкой и, взвешивая затем образец, судил об окалиностойкости по потере в массе.

Температура, $^\circ\text{C}$	WC+6% Co	WC+15%TiC+6% Co
600	0,4	0,05
700	11,0	2,2
800	44,0	13,5
900	67,6	24,5

Хиннюбер же с сотрудниками [55—58] производил взвешивание, не снимая окалины, и определял окалиностойкость по увеличению в массе. Он подсчитал, что в результате нагрева на воздухе при 800°C увеличение в массе сплава TiC—WC—Co (60/34, 5/5,5) составило только 20 г/м² в час, тогда как у сплава WC—Co (94/6)—350 г/м² в час. Влияние присадок на устойчивость твердых сплавов типа WC—Co к окислению изучали также Меткальф [59] и Сэндфорд [60]. Ими было показано, что толщина слоя окалины заметно уменьшается в присутствии TiC.

Киффер и Кёльбль [44], а также Кроль и Гётцель [61] рекомендовали пропитывать каркасы из WC, TiC и твердых растворов WC, TiC высокожаропрочными сплавами

Таблица 64
Окисление твердых сплавов (по Кифферу и Кёльблю)

Температура, $^\circ\text{C}$	Время, ч	Увеличение в массе (%) от исходной массы при окалинообразовании материала или сплава				
		TiC	94WC, 6Co	77WC, 17TiC, 6Co	69WC, 25TiC, 6Co	34,5WC, 60TiC, 5,5Co
700	1	—	0,07	0,02	0,023	0,02
	5	—	0,32	0,09	0,114	0,06
	24	—	1,36	0,43	0,472	0,12
	48	—	2,47	0,91	0,78	0,28
800	1	—	0,78	0,57	0,50	—
	900	1	0,056	3,48	2,30	2,18
900	5	0,099	16,80	13,67	10,28	1,96
	6	—	18,30	—	—	8,60
	10	—	—	21,0	—	—
	14	—	—	—	21,7	—
	24	0,364	—	—	—	23,45
	48	0,91	—	—	—	—
1000	1	—	6,25	4,84	1,74	2,44
1100	1	—	4,44	—	0,695	1,51
1200	1	2,27	—	—	—	1,63
	5	10,48	—	—	—	5,17
	10	19,1	—	—	—	6,76
1300	1	—	—	—	—	3,88
Максимальный прирост (приблизительный)	—	33,3	18,60	21,44	22,5	25,92

типа «Нимоник», «Виталлиум», а также «Хастеллой». Данные об окалиностойкости при этом не приводились.

Киффер и Кёльбль [44] тщательно изучили окалиностойкость твердых сплавов типа WC—Co и типа WC—TiC—Co.

В табл. 64 приведены данные по увеличению массы образцов призматической формы в результате нагрева на воздухе при различных температурах. Для сопоставления в табл. 64 приведены также данные для чистого TiC. На рис. 113 показана графически часть полученных данных в виде изотермы окисления при 900°C , а на рис. 114 — внешний вид образцов после окисления в течение 1 ч при $800\text{--}1000^\circ\text{C}$. Из рис. 113 следует, что сплавы, содержащие TiC, имеют более высокую окалиностойкость, хотя они не покрываются при высоких температу-

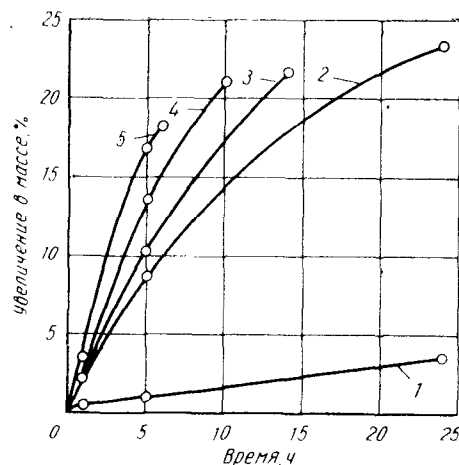


Рис. 113. Изотермы окисления для твердых сплавов WC—Co и WC—TiC—Co при 900°С (по Кифферу и Кельблю):

1 — TiC (×10); 2 — 34,5% WC, 60% TiC, 5,5% Co;
3 — 69% WC, 25% TiC, 6% Co; 4 — 77% WC, 17% TiC, 6% Co; 5 — 94% WC, 6% Co

Рис. 114. Образование окалины на изделиях из твердых сплавов WC—Co, WC—TiC—Co и TiC—Ni—Cr при 800°С (а) и 1000°С (б) по данным Киффера и Кельбля:

1 — 94% WC, 6% Co; 2 — 77% WC, 17% TiC, 6% Co;
3 — 69% WC, 25% TiC, 6% Co; 4 — 34,5% WC, 60% TiC, 5,5% Co; 5 — 70% TiC, 24% Ni, 6% Cr

рах хорошо прилипающим защитным слоем. Это говорит о линейном характере процесса окалинообразования. Примечательно то, что при температурах 1100—1200°С в сплавах с большим содержанием TiC, по-видимому, в результате образования жидкой фазы в поверхностном слое окалинообразование явно замедляется.

Внешний вид показанного на рис. 114 для сопоставления твердого сплава на основе TiC со связкой из сплава Ni—Cr при температурах эксперимента почти не изменился. У этого сплава образуется прочно соединенный с основным материалом плотный слой окалины, а окалинообразование протекает параболично.

Меткальф [59] утверждает, что повышение окалинстойкости сплавов типа WC—Co путем введения TiC является также причиной более высокой производительности сплавов WC—TiC—Co и других содержащих TiC сплавов на основе сложных карбидов при резании стали. Основываясь на данных рентгеноанализа, он обнаружил повышение окалинстойкости вследствие образования монооксида титана (TiO), изоморфной карбиду титана (TiC). Сопоставление периодов решетки показало, что расстояние Ti—Ti в TiO почти такое же, как в TiC и в твердых растворах TiC—WC. Образование монооксидов на поверхности карбидов при этом почти не нарушает процесса переноса атомов титана. Пленки TiC прочно соединяются с основным материалом; кроме того, они газонепроницаемы. Согласно данным Меткальфа, для твердых сплавов, содержащих титан и цирконий (например, в виде карбидов), имеет большое значение также образование нитридов (например, TiN), изоморфных карбидам и монооксидам.

После того как выяснилось благоприятное воздействие присадок TiC на свойства сплавов WC—Co, провели систематическое изучение поведения при высоких температурах твердых сплавов на основе TiC, а также чистого TiC, не содержащего связки, либо TiC с различными связками.

Данные этого исследования изложены хронологически (см. ниже).

Со времени выхода первого издания данной книги было опубликовано очень много литературы о карбидах как высокотемпературных материалах [4, 6, 11, 21, 23, 26—28, 30, 34, 35, 48, 62—143]. Однако она почти не вне-

Свойств TiC и ZrC без связи
(по Гэнглеру с сотр.)

Кар- бид	Плотность, г/см ³		Относи- тельная плотность, % от тео- ретической	Кэффи- циент теплового расшире- ния	Темпе- ратура нагре- ва, °C	Время нагре- ва, ч	Предел проч- ности при растяжении, кг/мм ²	
	замерен- ная	рассчи- танная					980 °C	1200 °C
TiC	4,74	4,91	96,5	7,4	1040	13,5	11,1	—
					1040	4	12,0	—
					1260	4	—	5,6
					1260	—	—	6,6
ZrC	6,30	6,44	97,8	6,74	1040	13	8,2	—
					1040	4	10,2	—
					1260	4	—	9,1
					1260	4	—	11,1

сла каких-либо новых существенных сведений по дан-
ному вопросу.

В то время как из чистого карбида титана в послед-
ние годы стали изготавливать лодочки для испарения ме-
таллов, а не содержащие карбид вольфрама (безвольф-
рамовые) твердые сплавы на основе карбида титана
успешно применяют в качестве износостойких, цементи-
рованные сплавы на основе TiC типа TiC—(Nb, Ta)C—
Ni—Co, TiC—Ni—Co—Cr, TiC—Cr₃C₂—WC—(Nb,
Ta)C—Co еще не нашли применения в технике даже в
качестве материалов для турбинных лопаток; это связа-
но главным образом с их низкой ударной вязкостью.

Горячепрессованные, не содержащие связи карбиды титана, циркония и гафния

Гэнглер с сотрудниками [144] изучил характеристики
чистых горячепрессованных TiC и ZrC и сопоставил их

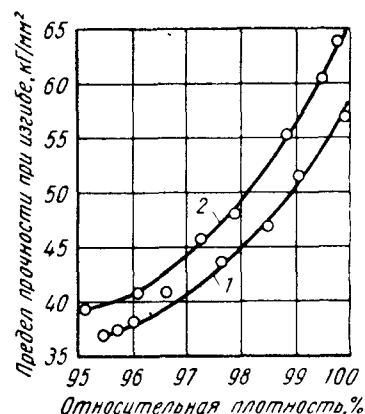


Рис. 115. Предел прочности при
изгибе изделий из карбида ти-
тана без связи в зависимости
от плотности (по Глэзеру и
Иванику):

1 — TiC, C_{связ}=18,4%, C_{своб}=1,3%;
2 — TiC, C_{связ}=19,3%, C_{своб}=0,6%

с аналогичными характе-
ристиками горячепрессо-
ванных окисных матери-
алов. В табл. 65 приведе-
ны данные о плотности,
коэффициенте теплового
расширения и пределе
прочности при растяже-
нии этих материалов при
высоких температурах.
При 980°С TiC обладает
большой жаропрочнос-
тью, чем ZrC, а при
1200°С — наоборот. При
критическом рассмотре-
нии прочностных характе-
ристик необходимо учи-
тывать, что они в значи-
тельной степени зависят
от плотности испытуемых
образцов. Так, Глэзер и
Иваник [145] выявили, что
предел прочности при из-

гибе горячепрессованных, не содержащих связи изде-
лий из карбида титана (температура горячего прессова-

ния 2600—3000°С, давление 200 кг/см², время 30 сек)
значительно зависит от относительной плотности и очень
заметно возрастает начиная примерно с относительной
плотности 98% (рис. 115). Для достигаемой плотности
и прочности при изгибе имеет значение также и чистота
карбида титана и размер его зерен. Образцы карбида
титана, использовавшиеся Гэнглером, имели плотность
всего 4,74 г/см³ (относительная плотность 96,5%). Этим
объясняются и низкие прочностные характеристики из-
делий из карбида циркония.

Для изучения устойчивости TiC и ZrC к термоударам
Гэнглер с сотрудниками подвергал не менее чем 25-крат-
ному нагреву с последующей закалкой в холодном сжа-
том воздухе (до разрушения) образцы диаметром 50 мм
и высотой 6 мм в приспособлении, изображенном на
рис. 110. Данные испытаний в сопоставлении с анало-
гичными величинами для других материалов приведены
в табл. 66, из которой следует, что карбид титана пре-
восходит по устойчивости к термоударам все испыты-
вавшиеся материалы. Образцы карбида циркония при-
ходилось выбрасывать после 22 циклов не из-за разру-
шения, а из-за слишком сильного окисления. В табл. 66

Таблица 66

**Устойчивость различных горячепрессованных карбидов
и окислов к термоударам (по Энгелеру с сотр.)**

Материал	Число циклов перемен температуры до разрушения при температуре, °C				Коэффициент устойчивости к термоударам*
	980	1090	1200	1320	
TiC	25	25	25	21	18 200
85% SiC, 15% B ₄ C	25	25	2	—	—
BeO	25	3	—	—	6390
ZrC	22**	—	—	—	—
Силикат циркония	1	—	—	—	2345
B ₄ C	1/2	—	—	—	—
MgO	1/2	—	—	—	641—1480
ZrO ₂ (штабик)	0	—	—	—	345

* Приведено в американских единицах. ** Образец выпал из зажима вследствие сильного окисления.

приведены также данные для показателя KT/aE , который, согласно В. Г. Лидману и А. Р. Бобровскому [51], должен выражать количественно устойчивость к термоударам. Для материалов, у которых данные величины достижимы, этот показатель подтверждает результаты экспериментов.

Дальнейшие исследования устойчивости к термоударам образцов из ZrC различной пористости с присадками графита провели Шаффер, Хассельман и Хаберский [49]. При этом были использованы образцы шаровидной формы.

Данные по окалиностойкости изделий из карбида титана приведены также Киффером и Кёльблем [44] (см. табл. 64). Карбид циркония при нагреве на воздухе ведет себя значительно хуже.

Сандерс с сотрудниками определял [146] некоторые высокотемпературные характеристики плавящегося почти при 3900°C HfC. Однако HfC, так же как и чистый TaC, для ракетных сопел, по-видимому, непригоден.

Сплавы на основе карбида титана со связкой

Сравнительно высокая устойчивость TiC к термоударам, которую можно улучшить добавкой цементирующего металла, была основной причиной проведения обшир-

ных исследований сплавов на основе TiC со связкой. В первых опытах в качестве связки использовали Co и Ni; в дальнейшем же опробовали много различных металлов и сплавов. Энгель [147] изучил цементирующие и легирующие свойства многочисленных элементов. Для этого он сплавлял их с очень плотным TiC и изучал металлографически переходную зону. В углубления, имеющиеся в горячепрессованных карбидных изделиях, насыпали порошок цементирующего металла и нагревали его затем в атмосфере гелия до точки плавления.

Критерием для оценки цементирующих свойств служили смачивающая способность и способность к пропитке. Установлено, что TiC смачивается только никелем, кобальтом, хромом и кремнием и совершенно не смачивается алюминием, бериллием, золотом, железом, свинцом, магнием, марганцем, ниобием, платиной, титаном и ванадием. Не обнаружено и способности TiC образовывать соединения с этими элементами. Никель и кобальт проникают между карбидными зёрнами, причем глубина проникновения никеля больше, чем у кобальта (рис. 116 и 117). Хром также слегка впитывается скелетом TiC, однако цементирует его плохо. Кремний не проникает в карбидный каркас. Однако он так же, как и хром, образует на зёрнах TiC новые фазы.

В цементирующей фазе изделий, пропитанных никелем и кобальтом, наблюдаются мелкие, не связанные друг с другом включения угловатой формы, по-видимому, мелкие кристаллы TiC.

На основании данных Энгеля можно сделать вывод, что в качестве связки для материалов на основе TiC пригодны только никель и кобальт и в отдельных случаях — хром. В работах Энгеля, однако, не упоминаются такие металлы, как хорошо связывающие вольфрам и молибден, и в особенности перспективные легированные связки. Мак Бридж [148] сообщает о высоких прочностных характеристиках TiC, пропитанного сплавом никель—алюминий (предел прочности при изгибе при 980°C равен 25,3 кг/мм²). В качестве пропитывающего материала Мак Бридж использовал также ферросилиций. При этом, однако, образовывались новые неидентифицированные фазы.

Киффер и Кёльбль [44] исследовали вопрос получения высокожаропрочных твердых сплавов методом про-

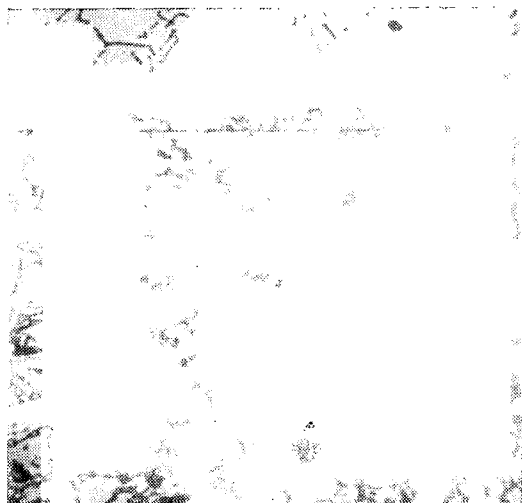


Рис. 116. Структура карбида титана, пропитанного кобальтом, по Энгелю ($\times 1000$). Вверху зона, богатая кобальтом; внизу зона, богатая TiC

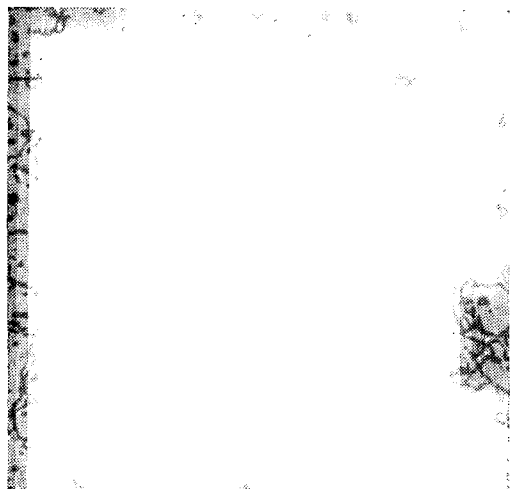


Рис. 117. Структура карбида титана, пропитанного никелем, по Энгелю ($\times 1000$). Вверху зона, богатая никелем, внизу зона, богатая TiC

питки. Они добились особенно хорошей вязкости путем пропитки скелетов TiC или TiC—Mo₂C сплавами Ni—Co—Cr. Впоследствии метод пропитки удачно использовали при изготовлении устойчивых к ударным нагрузкам турбинных лопаток.

Дейч, Репко и Лидман [149] изучали физико-механические свойства TiC с кобальтовой, молибденовой и вольфрамовой связкой. Уайтмэн и Репко [150] испытывали соответствующие сплавы на устойчивость к окислению. Гоффман с сотрудниками [50] определял предел прочности при растяжении при высокой температуре сплава TiC—Co 80/20%. При этом использовали образец, сконструированный для испытания хрупких материалов. Применяя идентичные образцы, Дейч с сотрудниками [149] определил предел прочности при растяжении сплавов с 5, 10, 20 и 30% Co при 980 и 1200°C. Предел прочности при изгибе изделий, цементированных кобальтом, молибденом и вольфрамом, определяли при 870, 1090 и 1315°C (размеры образцов около 6×12×100 мм, расстояние между опорами около 90 мм, скорость нагружения 1,4 кг/мин). Данные по пределу прочности при растяжении и пределу прочности при изгибе сплавов TiC—Co приведены в табл. 67. Для сопостав-

Таблица 67

Высокотемпературный предел прочности при растяжении и при изгибе сплавов TiC—Co

Содержание Co в сплаве TiC—Co, %	Предел прочности при растяжении (кг/мм ²) при		Предел прочности при изгибе (кг/мм ²) при			
	980°C	1200°C	20°C*	870°C	1090°C	1315°C
5	15,9	6,9	88,6	31,2	28,4	1,8
	14,3	—	—	39,9	18,3	2,1
10	—	—	—	—	31,0	—
	17,3	10,1	85,8	42,8	28,1	1,2
20	13,3	8,0	—	51,6	27,8	1,4
	22,4	6,3	112,5	66,9	50,6	1,4
30	24,3	9,3	—	70,9	26,3	1,7
	—	—	—	40,6	20,7	—
30	15,7	10,3	106,8**	69,8	25,3	1,7
	15,9	6,5	—	65,7	46,0	1,5
—	—	—	—	—	16,0	—
	—	—	—	—	20,8	—

* Данные Рэдмонда и Смита. Расстояние между опорами 14 мм. ** 35% Co.

Таблица 68

**Высокотемпературный предел прочности
при растяжении сплавов на основе TiC (по А. Р. Бобровскому)**

Состав сплава	Плотность г/см ³	σ_B^*	$\sigma_B/\nu R$	σ_B^*	$\sigma_B/\nu R$
		кг/мм ²	кг/мм ²	кг/мм ²	кг/мм ²
		980°C		1200°C	
TiC+5% Co	5,06	21,0	29,8	9,5	15,5
TiC+10% Co	5,07	16,8	32,5	7,8	12,8
TiC+20% Co	5,37	30,7	47,2	14,6	22,4
TiC+30% Co	5,61	29,7	43,6	12,7	18,8
TiC+5% Mo	5,06	15,3	24,6	10,7	16,7
TiC+10% Mo	5,12	17,3	28,3	11,4	18,7
TiC+20% Mo	5,24	11,5	18,3	8,6	13,7
TiC+30% Mo	5,77	17,5	24,0	10,6	15,2
TiC+5% W	5,14	17,8	28,6	8,5	13,7
TiC+10% W	5,22	14,5	23,0	9,1	14,3
TiC+20% W	5,3	10,1	15,7	5,8	9,7
TiC+30% W	5,81	8,4	11,9	4,9	7,0
Стеллит 30(422—19)	8,31	26,6	26,6	—	—

Примечание. Относительная плотность 8,31 принята за 1.

ления в этой таблице приведены данные Рэдмонда и Смита [151] по пределу прочности при изгибе на холоду.

Сопоставление данных по пределу прочности при растяжении и изгибе показывает, что у сплавов с 5, 10 и 20% Co предел прочности при изгибе в 2,2—2,5 раза выше предела прочности при растяжении; для сплавов же с 30% Co соответствующее соотношение составляет около 3,6. Согласно данным опытной станции Университета Огайо (США), величины предела прочности при изгибе хрупких материалов в 1,67—2,5 раза превышают величины предела прочности при растяжении. Основываясь на этом положении, А. Р. Бобровский [152] по данным Дейча с сотрудниками о пределе прочности при изгибе вычислил путем интерполяции и умножения на средний коэффициент 0,5 предел прочности при растяжении при высоких температурах сплавов TiC—Co, TiC—Mo и TiC—W. Полученные им данные в сопоставлении с аналогичными данными для высокожаропрочного сплава стеллита 30 приведены в табл. 68. Для того,

чтобы внести поправку на разницу в отношении плотности, величины предела прочности при растяжении делили на соответствующие величины относительной плотности.

Из табл. 68 следует, что уже при 980°С предел прочности при растяжении сплавов на основе TiC с 20 и 30% Co выше, чем у «сверхжаропрочных» сплавов, и что другие сплавы с кобальтовой связкой, а также сплавы с 10% Mo и 5% W превосходят их, если принять во внимание их незначительную плотность. При 1200°С все сплавы на основе TiC превосходят по прочностным характеристикам известные высокожаропрочные материалы.

На рис. 118 сопоставлены данные по прочности при изгибе всех изучавшихся материалов для 870, 1090, 1350°С. В то время как при температуре до 1090°С прочность сплавов с кобальтовой связкой очень высокая, при 1315°С она уже снижается. При таких высоких температурах прочность образцов с молибденовой и вольфрамовой связками значительно выше.

Рэдмонд и Смит [151] установили, что предел прочности при изгибе сплавов TiC—Co (80/20) и TiC—Ni (80/20) при 980°С соответственно равен 78 и 64 кг/мм² (см. ниже). Эти полученные при оптимальных условиях изготовления данные значительно выше данных Дейча с сотрудниками [149] (см. рис. 118).

Устойчивость сплава TiC—Co (80/20) к термоударам определял Гоффман с сотрудниками [50]. Образцы выдержали 25 циклов при 1315°С, что доказало их превос-

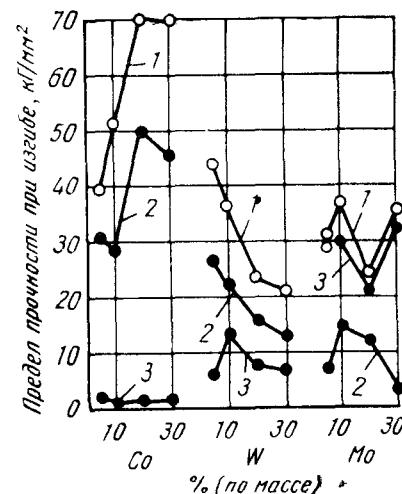


Рис. 118. Высокотемпературный предел прочности при изгибе карбида титана с различными связками, по Дейчу, Репко и Лидману:
1 — 870°С; 2 — 1090°С; 3 — 1315°С

Таблица 69

**Окалиностойкость твердых сплавов на основе TiC
с различными связками [по Уитмэну и Репко]**

Материал	Толщина слоя окалины, мм					
	после 50-ч нагрева при температуре, °C			после 100-ч нагрева при температуре, °C		
	880	980	1090	880	980	1090
TiC горячепрессованный	0,061	—	—	0,1*	—	—
TiC+5% Co	0,058	0,16	0,53	0,089	0,25	0,86
TiC+10% Co	0,048	0,14	0,74	0,089	0,23	1,2*
TiC+20% Co	0,048	0,24	0,71	0,096	0,28	1,1*
TiC+30% Co	0,081	0,25	0,54*	0,13	0,32	—
TiC+5% W	0,031	0,094	0,38*	0,051	0,11*	—
TiC+10% W	0,031	0,091*	—	0,051	0,1*	—
TiC+20% W	0,091	0,25*	—	0,19	—	—
TiC+30% W	0,18	0,31*	—	—	—	—
TiC+5% Mo	0,063	0,25*	2,5*	0,15	0,41*	4,1*
TiC+10% Mo	0,051	0,048	—	0,22	0,82*	—
TiC+20% Mo	0,058	1,3*	—	0,12	—	—
TiC+30% Mo	0,61*	3,8*	—	—	—	—
26% Cr, 20% Ni **	0,001	0,0025	0,005	0,002	0,005	0,01
25% Cr, 12% Ni **	0,0006	0,0025	0,007	0,0013	0,005	0,015

* Получено экстраполяцией. ** Жаропрочная сталь.

ходство перед горячепрессованными, не содержащими связки TiC, ZrC и окислами.

Наряду с изучением физико-механических свойств сплавов на основе TiC с кобальтовой, вольфрамовой и молибденовой связками Уитмэн и Репко [150] определяли также и окалиностойкость этих сплавов. Образцы нагревали в воздухе при 880, 910 и 1090°С с различным временем выдержки. Поскольку молибден образует при температурах испытания летучий окисел, критерием при сопоставлении служила не потеря образца в массе, а определенная металлографическим путем толщина слоя окисных пленок [65]. Данные испытаний приведены в табл. 69.

Судя по толщине окисной пленки, сплавы, содержащие молибден, уступают сплавам с вольфрамовой и кобальтовой связками. Кобальт же, судя по образованию плотной и устойчивой окисной пленки, по-видимому, пре-

восходит в качестве цементирующего металла и вольфрам. Приведенные для сопоставления данные по высокожаропрочным сталям свидетельствуют о том, что ни один из испытывавшихся твердых сплавов не обладает

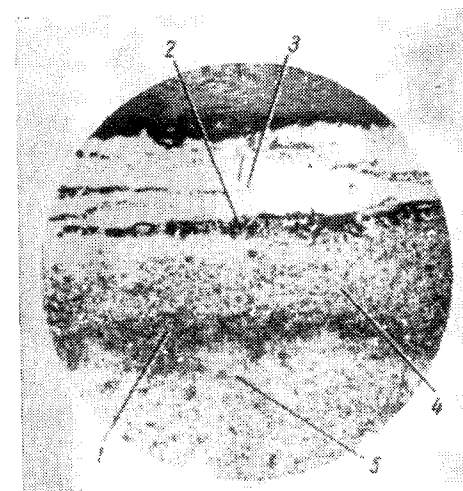


Рис. 119. Структура слоя окалины на твердом сплаве TiC—Co(70/3) после 100-ч нагрева на воздухе при 880°С (×250), по Уитмэну и А. И. Репко:

1 — внутренняя переходная зона; 2 — трещина в слое окалины; 3 — наружный однофазный слой; 4 — двухфазный внутренний слой; 5 — не содержащий окалины основной материал

той высокой окалиностойкостью, которой характеризуются высоколегированные литые материалы.

Слой окалины у TiC с молибденовой связкой по внешнему виду напоминал мел, был порист и содержал TiO₂. В слое окалины на поверхности сплавов с вольфрамовой и молибденовой связкой обнаружили трехокиси WO₃ и MoO₃. Слой окалины на TiC с кобальтовой связкой носили комплексный характер. Наружный слой окалины состоял из CoC₃·Co₂O₃, а внутренний — из CoTiO₃ (рис. 119).

При 880°С особая склонность к окалинообразованию проявилась у сплава TiC—Co (70/30). Четкого объясне-

ния того, почему окалиностойкость этого же сплава при более высоких температурах значительно лучше, нет. Из рис. 119 следует, кроме того, что механизм окисления очень сложен. Проникновение окислов между границами зерен TiC, наблюдавшееся у сплавов TiC—W (70/30) (рис. 120), у сплавов с кобальтовой связкой не замечено. Устойчивость к окислению сплавов TiC—Co определяется теми химическими процессами, которые приводят к

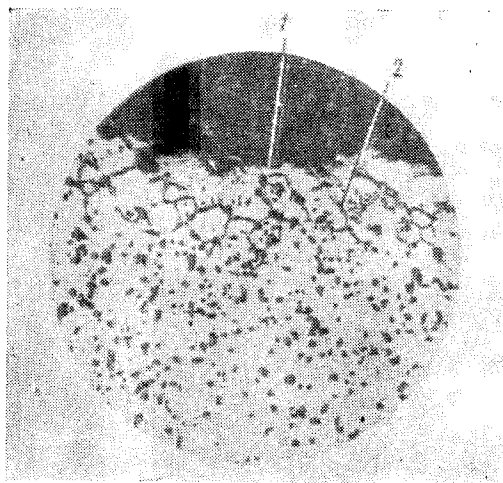


Рис. 120. Структура сплава TiC—W (70/30) после 30-ч нагрева на воздухе при 980°С ($\times 750$), по Уитмэну и А. И. Ренко:

1 — фронт окисления; 2 — окисление по границам зерен

образованию в зоне кислородной диффузии газонепроницаемого слоя окалины. Принято считать, что $\text{CoO} \cdot \text{Co}_2\text{O}_3$ соединяется с частью образующейся TiO_2 и что получающийся в результате этого CoTiO_3 растворяется в TiO_2 . Окалиностойкость твердых сплавов на основе карбида титана с присадками Cr_3C_2 (Ta, Nb) и WC и с кобальтовой связкой тщательно изучили Хинньюбер, Рюдигер и Кинна [57, 58, 153]. На основании рентгеновских, металлографических и электронномикроскопических данных они сделали достаточно точные выводы о кинетике образования слоя окалины и ее составе. Эти

выводы хорошо совпадают с данными американских исследователей.

С точки зрения физико-механических характеристик, устойчивости к термоударам и окалиностойкости из всех изученных сплавов на основе TiC с кобальтовой, молибденовой и вольфрамовой связкой наиболее перспективным является, по-видимому, сплав TiC—Co (80/20).

Турбинные лопатки из этого материала испытывал Гоффман с сотрудниками [50] в условиях эксплуатации

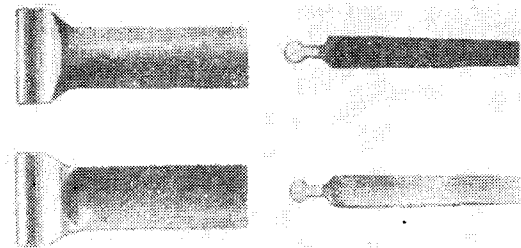


Рис. 121. Турбинные лопатки из твердых сплавов на основе TiC (по Гоффману, Аульту и Гэнглеру)



Рис. 122. Турбинная лопатка из керамического материала (по Гартвигу, Шефлингу и Джонсу)

на экспериментальной турбине. Конструкция лопатки изображена на рис. 121 [6, 30, 80, 154]. Речь идет о типичной лопатке турбинного компрессора. Она более сходна с металлической лопаткой обычной формы, чем с лопаткой из керамического материала, которую разработал Гартвиг с сотрудниками [155] для экспериментальных исследований (рис. 122).

Практические испытания лопаток производили при температуре подаваемых газов 1200°C и скорости вращения до $17\,500\text{ об/мин}$. Поломки лопаток, происшедшие при этом, были связаны либо с критическими вибрациями двигателя, либо с напряжениями у края лопатки. Другие поломки происходили в самом турбинном колесе, по-видимому, вследствие перегрева колеса из-за сравнительно высокой теплопроводности материала на карбидной основе. Это обстоятельство вызывало необходимость реконструкции колеса и лопатки, по крайней мере, для кратковременного использования при высокой рабочей температуре. Однако ни один из применявшихся до настоящего времени сплавов не обладал окалиностойкостью, достаточной для того, чтобы его можно было использовать в течение 10 ч при температурах 1150°C и выше. Кроме того, для устранения поломок лопаток требовалось повысить устойчивость к термоударам и ударную вязкость. В дальнейших исследованиях выяснились три разных направления:

- 1) изменение состава карбидной фазы;
- 2) выбор других связующих сплавов и вариации в содержании связки;
- 3) термическая обработка и изменение технологии изготовления;
- 4) нанесение защитного покрытия.

Изменение состава карбидной фазы на основе TiC

Сплавы TiC—Co, как уже упоминалось выше, не обладают достаточной окалиностойкостью. Рэдмонд и Смит [151] обнаружили, что добавка к сплавам TiC—Co твердых растворов из карбидов ниобия, тантала и титана заметно увеличивает окалиностойкость.

Воздействие добавок этих тройных твердых растворов на окалиностойкость сплавов TiC—Co с содержанием Co 12,3% (по объему) выражено графиком (рис. 123). Данные графика основаны на увеличении толщины слоя окалины в результате 64-ч нагрева образца при 980°C в муфельной печи в атмосфере воздуха. Обращает на себя внимание особенно заметное повышение окалиностойкости при добавке 10–20% твердого раствора.

Как следует из рис. 124 и 125, с увеличением содер-

Рис. 123. Влияние добавки твердого раствора NbC—TaC—TiC на окалинообразование твердого сплава TiC—Co (нагрев 64 ч при 980°C , по Рэдмонду и Смиуту):

● — на графитовой подложке; ○ — на керамической подложке

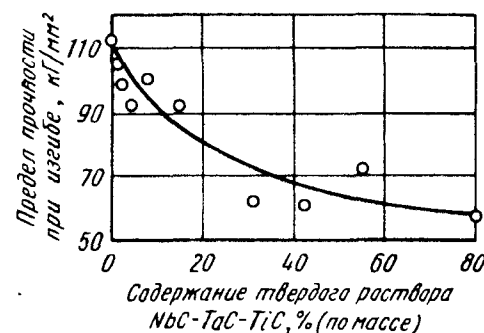
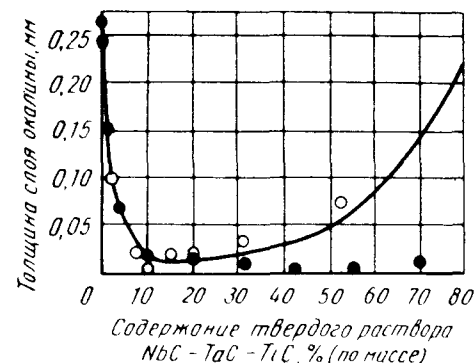
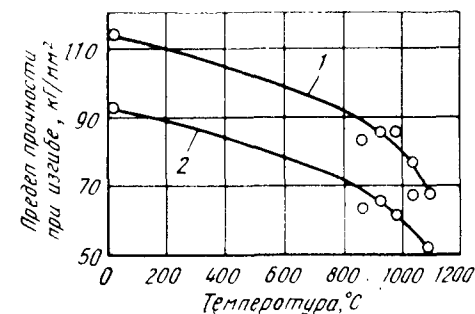


Рис. 124. Предел прочности при изгибе твердых сплавов на основе TiC с присадкой твердого раствора NbC—TaC—TiC (по Рэдмонду и Смиуту)

Рис. 125. Высокотемпературный предел прочности при изгибе твердых сплавов на основе TiC (по Рэдмонду и Смиуту):

1 — 80% TiC, 20% Co; 2 — 66,3% TiC, 15% твердого раствора NbC—TaC—TiC, 18,7% Co



жания твердого раствора предел прочности при изгибе как на холоду, так и при нагреве снижается. Обусловленное легированием снижение прочности для многих областей применения является, по-видимому, допустимым. Материал, состоящий из 65% TiC, 15% твердого раствора NbC—TaC—TiC и 20% Co, известен под фирменным названием «Кентаниум К 138А». Согласно работе [156], предел прочности при изгибе этого материала при 980°С равен 70,2 кГ/мм², т. е. больше, чем для сплава такого же состава по рис. 124; длительная прочность при 820°С превышает 31,6 кГ/мм², модуль упругости равен 40 000 кГ/мм², а плотность составляет

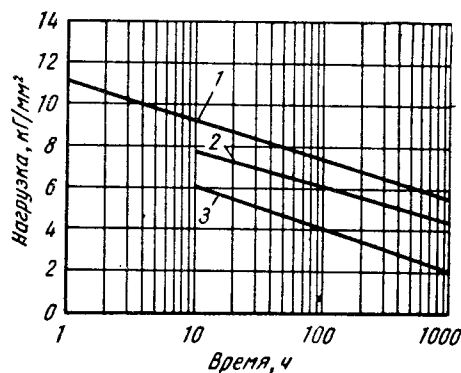


Рис. 126. Длительная прочность сплава «Кентаниум К138А» в сопоставлении с типичными высокожаропрочными сплавами (по Рэдмонду):
1 — сплав «Кентаниум К138А»;
2 — сплав «Виталлиум»;
3 — S816

5,8 г/см³, коэффициент теплового расширения в температурном интервале 20—650°С равен $8,1 \cdot 10^{-6}$ и теплопроводность 0,075 кал/(см·сек·град).

Рэдмонд приводит, кроме того, данные по длительной прочности «Кентаниума К 138А» при 980°С. Как следует из рис. 126, длительная прочность этого материала значительно выше, чем у обычных высокожаропрочных сплавов. Это преимущество становится особенно заметным, если принять во внимание плотность (рис. 127).

Рэдмонд сделал вывод, что сплав «Кеннаметал К138А» и другие аналогичные сплавы следует применять в тех случаях, когда требуются высокая прочность, хорошая устойчивость к окислению и стойкость к термоударам при температуре вплоть до 1200°С. Допустимой рабочей температурой для лопаток газовых турбин ротора

и статора считается 1090°С. Кроме того, Рэдмонд полагает, что подобные твердые сплавы на основе TiC можно применять также и там, где требуется высокое сопротивление деформации и газонепроницаемость при температуре до 1500°С. Применение этого сплава возможно и при кратковременном соприкосновении с жидкими металлами и быстрыми токами газов при температуре до 2500°С.

Рэдмонд упоминает далее о сооружении специальной газовой турбины, наиболее ответственные детали которой изготовлены из твердого сплава на основе TiC.

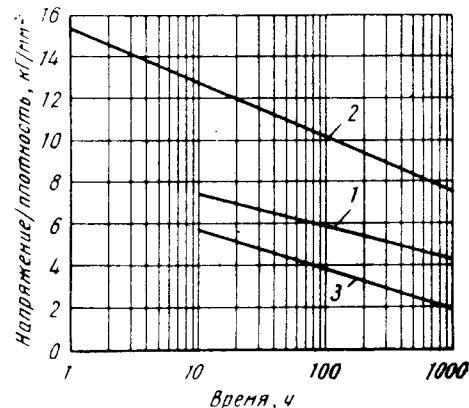


Рис. 127. Длительная прочность сплава «Кентаниум К138А» в сопоставлении с обычными жаропрочными сплавами с учетом плотности (по Рэдмонду):

1 — сплав «Виталлиум» ($d=8,30$);
2 — K138A ($d=5,81$);
3 — S816 ($d=8,59$)

В одной из поздних работ [157] Рэдмонд и Грэхэм сообщают, что сплавы на основе TiC с 15% твердого раствора NbC—TaC—TiC и 20—30% никеля в качестве связки превосходят по устойчивости к окислению сплавы с кобальтовой связкой. Кроме того, Рэдмонд и Грэхэм приводят данные по длительной прочности различных сплавов нового типа на основе TiC (табл. 70) и рассматривают вопрос о сжимающих и растягивающих нагрузках в условиях эксплуатации, например у турбинных лопаток, а также связанные с этим конструктивные проблемы.

В связи с этим оказались существенно важными эксперименты, которые проводил Роач [158] на изделиях из карбида титана, не содержащего связки. В результате экспериментов Роач предложил другой способ повыше-

Таблица 70

**Длительная прочность новых марок сплавов типа «Кентаниум»
(по Рэдмонду и Грэхму)**

Марка сплава «Кентаниум»	Температура, °C	Длительная прочность (кг/мм ²) при продолжительности испытания, ч)		
		10	100	1000
K 151 A	870	19,3	16,2	13,4
	980	10,9	7,9	5,2
K 152 B	820	22,5	17,2	12,3
	870	14,8	10,6	—
	980	7,4	3,5	—

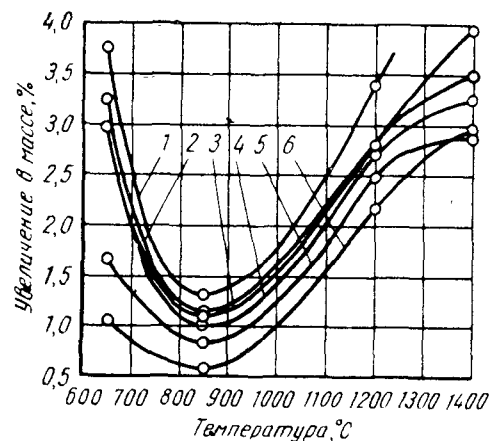


Рис. 128. Окажинообразование TiC с присадкой хрома (по Роачу):

1 — 1% Cr (по массе);
2 — 0% Cr; 3 — 2,1% Cr;
4 — 0,5% Cr; 5 — 3,8% Cr;
6 — 5% Cr

ния устойчивости к окислению путем вариаций в карбидной фазе. Согласно патентным данным¹, можно получить TiC особо высокой твердости и с содержанием свободного углерода менее 0,2% путем восстановления TiO₂ углеродом в присутствии небольших количеств окиси хрома. В соответствии с этим Роач прессовал под давлением 350 кг/см² смеси порошков TiC и Cr₂O₃ (содержащих соответственно 0; 0,5; 1,0; 2,0; 4; 6; 10 и 20% металлического хрома) с добавкой летучей связки. Прессовки загружали в сырой TiC в графитовом тигле и подвергали 25—30-мин нагреву примерно при 2200°С. Спеченные

¹ Патент (США) № 2491410, 1945.

таким путем образцы прокаливали в течение одного часа при 650, 850, 1200 и 1400°С, после чего определяли их увеличение в массе. Приведенные на рис. 128 данные свидетельствуют о том, что наилучшая устойчивость к окислению достигается при 5% хрома. При более низком (0,5—1%) или более высоком (10—20%) содержании хрома устойчивость к окислению меньше.

Объяснить описанное явление трудно. Роач обнаружил изменение линии рентгеновской дифракции и в соответствии с этим предположил образование твердых растворов. Возможно, однако, что часть образовавшегося промежуточного металлического хрома играет роль связки. Таким образом, эксперименты Роача следует сопоставить с экспериментами Трента и его сотрудников [159], а также Киффера и Кельбля [44] по хромосодержащей связке. Во всяком случае, можно считать, что защитное действие хрома свидетельствует об образовании прочно соединяющейся с основным материалом и газонепроницаемой защитной пленки, содержащей окись хрома. Проводимые в настоящее время исследования высокожаропрочных карбидных сплавов типа TiC—Cr₃—Cr₃C₂—Ni и TiC—Cr₃C₂—Co были начаты Трентом и другими исследователями [72, 159]. Содержание карбида хрома в испытуемых ими материалах составляло 4—12%, а связки 20—60% TiC. Химический состав и физико-механические характеристики исследованных сплавов приведены в табл. 71.

Таблица 71

**Химический состав и свойства высокожаропрочных сплавов
на основе TiC (по Тренту и др.)**

Химический состав сплава, %				Плотность, г/см ³	Твердость по Виккерсу, кг/мм ²	Предел прочности при изгибе, кг/мм ²
TiC	Ni	Co	Cr ₃ C ₂			
74	20	—	4	5,8	1400	70,3
63	30	—	7	5,9	900	91,4
48	40	—	12	6,25	800	126,6
47,5	50	—	2,5	6,4	720	161,7
32	60	—	8	6,8	560	154,7
80	—	20	—	5,4	1400	87,9
63	—	30	7	5,9	1200	80,9
48	—	40	12	6,29	1180	98,4
45	—	50	5	6,45	820	161,7
32	—	60	8	6,88	700	161,7

Необходимо отметить, что для одного типичного сплава из этой группы модуль упругости оказался равным $35\,000\text{ кг/мм}^2$ при 20°C и $27\,000\text{ кг/мм}^2$ при 700°C , а коэффициент линейного расширения $(7,9\text{—}11,3) \cdot 10^{-6}$.

С увеличением содержания карбидной фазы уменьшается плотность, прочность при низкой температуре и коэффициент линейного расширения. Одновременно возрастают твердость, модуль упругости и длительная прочность.

Данные о жаропрочности некоторых испытывавшихся сплавов представлены на рис. 129 и 130.

Окалиностойкость сплавов определяли путем 100-ч нагрева в атмосфере воздуха при 900°C по увеличению в массе, которое составляло в зависимости от содержания карбида хрома от 0,004 до $0,018\text{ г/см}^2$.

Изучение микроструктуры сплавов показало, что карбидная фаза (если не учитывать незначительных количеств свободного карбида хрома) образована из твердого раствора $\text{TiC—Cr}_3\text{C}_2$. Имеются данные, что растворимость карбида хрома в TiC при $1700\text{—}1800^\circ\text{C}$ составляет свыше 40%. Выяснено, что цементирующая фаза после затверждения также содержит хром, выделяющийся из карбида хрома или же из твердого раствора карбид титана — карбид хрома.

Влияние систематических изменений в составе карбидной фазы изучал Хинньюбер и другие исследователи [56, 58]. Изучаемый сплав TiC содержал 20% Co и до 40% Cr_3C_2 (Ta , Nb) C или WC . Судя по окалинообразованию при 1000°C (рис. 131), можно сделать вывод, что добавка указанного карбида в количестве примерно 10—30% улучшает устойчивость к окислению основного сплава. Рентгенографические и металлографические исследования, а также исследования с применением электронного микроскопа, проведенные Хинньюбером, позволили получить представление о составе окалины и изменении его в процессе окисления.

Согласно Арте и др. [97, 130], сплавы с 80% TiC и 20% TaC/NbC и с 50% связки из сплава Ni—Co характеризуются особенно высокой окалиностойкостью, которая может быть еще больше увеличена путем присадки 1—5% Cr_3C_2 . Повышение окалиностойкости позволяет уменьшить содержание связки и тем самым повысить длительную прочность сплава [124].

Рис. 129. Длительная прочность различных твердых сплавов на основе TiC при 750°C (по Тренту, Картеру и Батмэну):

1 — сплав Е 1079;
2 — сплав Е 1085

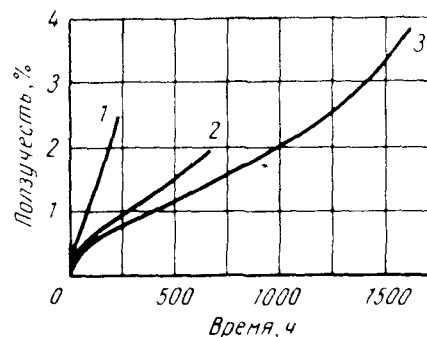
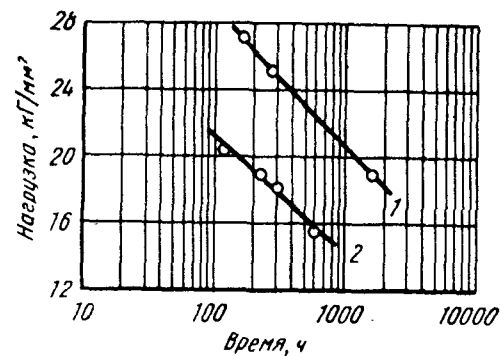


Рис. 130. Кривые ползучести твердых сплавов на основе TiC при 750°C и нагрузке $18,9\text{ кг/мм}^2$ (по Тренту, Картеру и Батмэну):

1 — сплав Е 1085; 2 — сплав Е 937; 3 — сплавы Е 1079

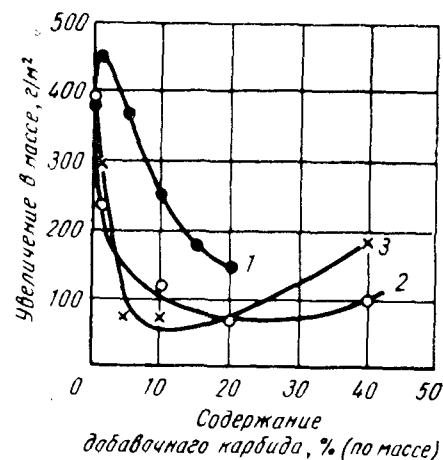


Рис. 131. Влияние присадок добавочных карбидов на окалинообразование сплавов TiC—Co (по Хинньюберу, Рюдигеру, Кинна):

1 — Cr_3C_2 ; 2 — WC ; 3 — (Ta , Nb) C

Изменения в составе связки твердых сплавов на основе TiC

Согласно данным Энгеля [147], хром по своим легирующим свойствам является удачно выбранной связкой. Одновременно с этим, учитывая положительные свойства Cr_2O_3 , можно считать, что применение хрома в качестве связки приводит к созданию твердых сплавов, которые как по окалиностойкости, так и по физико-механическим характеристикам удовлетворяют требованиям высоко-температурной техники. В то время как эксперименты с чистым хромом в качестве связки, согласно данным работы [148], не привели к хорошим результатам, сплавы со связкой Co—Cr, Ni—Cr и Co—Ni—Cr оказались значительно более подходящими¹. Подобные материалы производятся в настоящее время в широком масштабе [160].

Это новое открытие явилось результатом систематических исследований окалиностойкости твердых сплавов Киффером и Кёльблем [44]. В табл. 72 приведены данные по составу, твердости и пределу прочности при изгибе этих материалов, а в табл. 73 — данные по окалинообразованию после нагрева образцов ($8 \times 8 \times 20$ мм) в открытой муфельной печи при температуре 900—1000°С и длительности до 50 ч². Если эти данные сопоставить

Таблица 72

Свойства сплавов типа WZ [по данным Киффера и Кёльбля]

Условное обозначение сплава	Химический состав сплава, %					Плотность, г/см ³	Твердость HV, кг/мм ²	Предел прочности при изгибе, кг/мм ²
	TiC	TaC (NbC)	Ni	Co	Cr			
WZ 1b	60	—	32	—	8	6,20	1010	135—150
WZ 1c	50	—	40	—	10	6,40	830	150—170
WZ 2	60	—	—	28	12	6,10	1160	110—125
WZ 3	50	10	32	—	8	6,30	1070	140—150
WZ 12a	75	—	15	5	5	6,0	1220	105—115
WZ 12b	60	—	24	8	8	6,20	1090	130—145
WZ 12c	50	—	30	10	10	6,40	860	150—165
WZ 12d	35	—	39	13	13	6,65	720	170—180

¹ Патент (австр.) № 165676, 1948.

² Р. Киффер, Ф. Бенезовский, неопубликованные исследования, 1951.

с данными по окалинообразованию обычных твердых сплавов (см. выше), то преимущества сплавов типа WZ становятся очевидными.

Данные по окалинообразованию сплава WZ12b приведены на рис. 132 в виде изотермы окисления при 900, 1000 и 1100°С. При этом увеличение в массе зависит от длительности нагрева. Окалинообразование протекает по параболическому закону и, следовательно, приводит к образованию слоя окалины. Это подтверждается также сопоставлением прокаленного образца сплава WZ с любым другим твердым сплавом (рис. 133). Микроструктура одного из сплавов типа WZ показана на рис. 134.

Таблица 73

Окисление твердых сплавов типа WZ

Температура, °С	Время, ч	Увеличение в массе (% от исходного) для сплавов				
		WZ1b	WZ2	WZ3	WZ12b	WZ1c
900	5	0,098	0,085	0,081	0,122	0,78
	10	0,185	0,165	0,105	0,155	0,91
	20	0,312	0,298	0,133	0,197	0,115
	30	0,396	0,370	0,152	0,212	0,135
	40	0,496	0,466	0,179	0,222	0,167
	50	0,556	0,537	0,197	0,230	0,187
1000	1	0,162	0,155	0,119	0,120	0,137
	5	0,212	0,208	0,185	0,210	0,139
	10	0,321	0,298	0,249	0,252	0,240
	20	0,596	0,566	0,317	0,279	0,306
	25	0,765	0,698	0,346	0,289	0,314
	50	0,843	0,785	0,372	0,305	0,328
1100	1	0,212	0,198	0,158	0,167	0,163
	5	0,511	0,422	0,354	0,254	0,285
	10	0,798	0,690	0,495	0,305	0,372
	20	1,14	0,912	0,782	0,364	0,526
	30	1,36	1,12	0,931	0,384	0,613

Сплавы типа WZ совмещают в себе значительную устойчивость к окислению при высоких температурах с хорошей жаропрочностью. На рис. 135 приведен график длительной прочности сплава WZ1b. Этот сплав превосходит по качественным характеристикам известные ли-

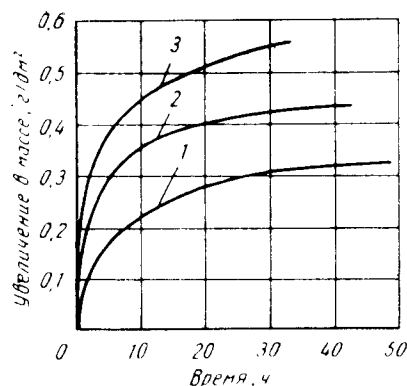


Рис. 132. Изотермы окисления сплава WZ12b при 900, 1000 и 1100°С (по Кифферу Кёльблю):

1 — 900°С; 2 — 1000°С;
3 — 1100°С

Рис. 133. Образование окалины на изделиях из твердых сплавов (по Кифферу и Кёльблю):

верхний ряд: 82% WC, 18% Co, 1 — 8 ч при 800°С; 2 — 14 ч при 800°С; нижний ряд: WZ2, 3 — 60 ч при 1200°С; 4 — 60 ч при 1300°С

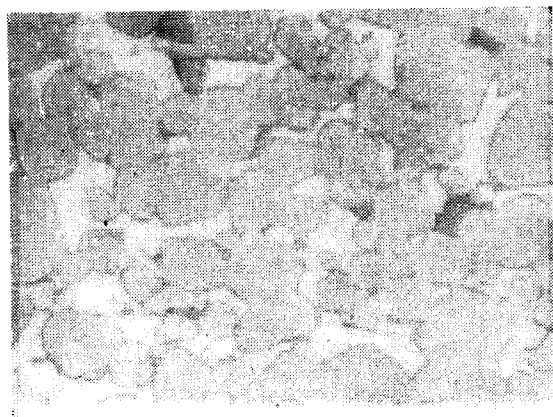
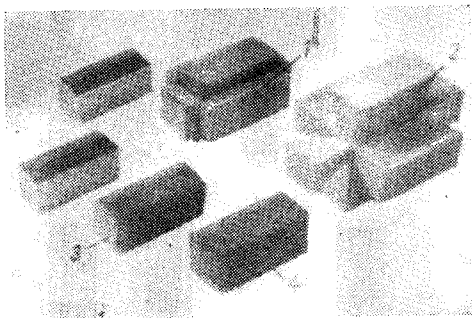


Рис. 134. Структура одного из сплавов типа WZ по Кифферу и Кёльблю (×2000)

тые «сверхжаропрочные» сплавы [44]. При температуре выше 820°С сопоставление становится невозможным, так как эта температура является максимально допустимой для литых сплавов. Литературные данные для температур испытания выше 900°С отсутствуют.

Турбину, лопатки, валки и роторы которой изготовили из твердых сплавов типа WZ, испытывали в условиях, сходных с эксплуатационными. Длительная прочность

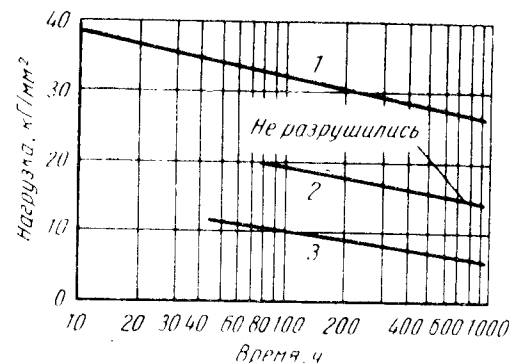


Рис. 135. Длительная прочность сплавов WZ1b по Кифферу и Кёльблю:

1 — 800°С; 2 — 900°С;
3 — 980°С

и окалиностойкость лопаток при 1000°С были удовлетворительными. Однако в корнях лопаток возникли трещины [6, 27, 30] из-за недостаточной стойкости к термоударам и невысокого предела прочности при ударном изгибе.

На рис. 136 показаны различные турбинные колеса, лопатки и другие детали, изготовленные из твердого сплава типа WZ [80, 85—87, 115]. В то время как в производстве турбин твердые сплавы на основе TiC внедрены не были, в других областях применения при высоких температурах детали из сплавов WZ (опоры и оправки машины для испытания на жаропрочность [161—163], пуансоны, насадки для патрубков [34] и др.) очень хорошо оправдали себя.

Высокая устойчивость твердых сплавов на основе TiC к жидким металлам, например к висмуту и в особенности к перегретым щелочным металлам [161—163], могла бы способствовать использованию этих материалов в реакторостроении.

Новые открытия в этой области охватывают далее твердые растворы TiC с другими тугоплавкими карбидами. При этом в качестве связки применяются коррозионноустойчивые и жаропрочные сплавы Co—Cr, Ni—Cr и Co—Ni—Cr.

По данным Рэдмонда и Смита, хорошие результаты получены при испытании твердых растворов на основе TiC—TaC—NbC (см. данные по WZ3). Согласно данным Киффера и Кельбля [44], эксперименты с твердыми растворами TiC—Mo₂C, пропитанными сплавами

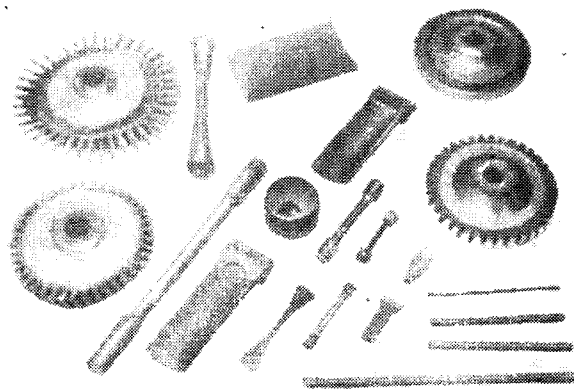


Рис. 136. Детали из сплавов типа WZ («Металлверк Планзее», г. Рейтте/Тироль)

Co—Cr и Ni—Cr, показали, что присадка MoC в количестве свыше 5% заметно снижает устойчивость к окислению.

В Англии сплавы, аналогичные сплавам WZ, выпустила фирма «Метро-Виккерс» под маркой «Эльмет HR». На рис. 137 приведены изотермы окисления сплава с 50% TiC, 25% Ni, 14,25% Cr и 10,75% Co при 800, 900, 1000 и 1200°C после нагрева образцов в смеси парафин—воздух. По окислительной способности сплав «Эльмет» значительно превосходит сплав «Нимоник 80А» (рис. 138).

Испытания на устойчивость к термоударам показыва-

ли, что при 850°C сплав «Эльмет» может выдержать 3500—4000 циклов, тогда как сплавы Ni—Cr—Ti выдерживают только 2000 циклов. Данные по жаропрочности и длительной прочности совпадают с аналогичными данными для сплавов типа WZ.

Гаррис, Чайльд и Говард [74] изучали устойчивость твердых сплавов на основе TiC к ползучести при нагре-

Рис. 137. Изотермы окислительного образования сплава «Эльмет HR» с 50% TiC, 25% Ni, 14,25% Cr, 10,75% Co:

1 — 800°C; 2 — 900°C;
3 — 1000°C; 4 — 1200°C

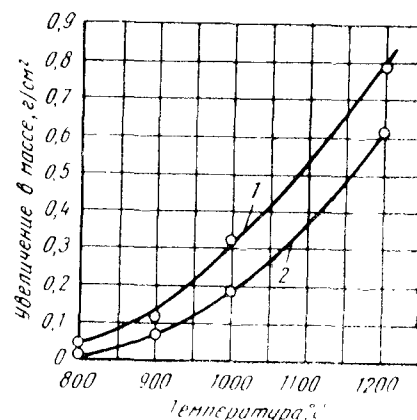
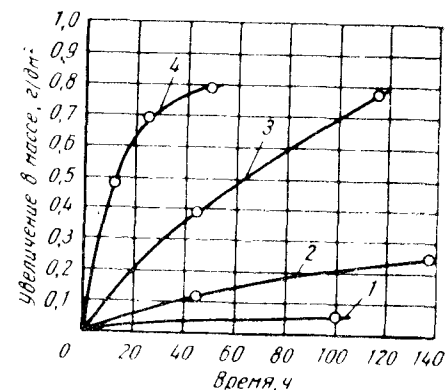


Рис. 138. Окислительное образование сплава «Эльмет HR» и сплава «Нимоник 80А» (нагрев в течение 50 ч):

1 — сплав «Эльмет HR»;
2 — сплав «Нимоник 80А»

рature до 1100°C. Они подтвердили предположение Киффера и Кельбля о том, что жаропрочные сплавы Ni—Co—Cr превосходят в качестве цементирующих материалов сплавы Ni—Co, не содержащие хрома. Лучшие показатели получили при содержании связки, равном

20—30%. Добавка 25% NbC, TaC, ZrC и Cr_2O_3 улучшает усталостные свойства. Сплавы, содержащие наряду с 45—60% TiC, 20—25% TaC и 20—30% жаропрочной связки, превосходят наилучшие аустенитные стали (особенно если учесть соотношение прочность — плотность). Окалиностойкость при температуре 1200°С оказалась в обоих случаях одинаковой.

Состав связки в твердых сплавах на основе TiC изменялся неоднократно [48, 76, 123, 132, 141, 164]. Так, изучили влияние связок Ni—Mo, Ni—Al и Ni—Mo—Al на жаропрочность [6, 76, 85]. Чех [123] изучал возможность взаимодействия Ni, Co, Cr, Mo, Nb, Si, Ti и NiAl_3 с TiC. Сугияма и Судзуки [132] исследовали сплавы со связкой Ni—Cr—Mo (60/20/20).

При первых практических экспериментах по применению твердых сплавов на основе TiC для турбинных лопаток выяснилось, что наряду с жаропрочностью большое значение имеет также предел прочности при ударном изгибе [6, 23, 26, 28, 48, 71, 76, 81, 85—88, 90, 93, 99—101, 121, 122, 165]. Эту характеристику определяли различные исследователи [6, 48, 71, 76, 81]. Сопоставление полученных величин в связи с этим затруднительно. Так, Пфаффингер с сотрудниками [85—87] дает для сплавов типа WC с 25—65% связки (поперечное сечение образцов $10 \times 10 \text{ мм}^2$, расстояние между опорами 40 мм) величину 38—95 $\text{кг} \cdot \text{см}/\text{см}^2$, тогда как для «сверхжаропрочных» сплавов она равна 380—665 $\text{кг}/\text{см}^2$. Для практических целей такие данные ненадежны. Увеличением содержания связки (что, однако, снижает длительную прочность) и специальными методами изготовления (пропитка, полировка поверхности) удалось достигнуть более высоких величин для ударной вязкости; однако изготовленные даже таким путем турбинные лопатки не дали хороших результатов.

Поскольку на пластичность и прочностные характеристики влияет не только состав сплава, но и структура, т. е. форма и размер зерен карбидной фазы и ее распределение в связке, этой проблеме было уделено особое внимание и при изучении твердых сплавов на основе TiC [82, 166—168].

Таким образом, сплавы типа «Кентаниум», марки WZ и аналогичным образом изготовленные сплавы немецких и английских марок в настоящий момент явля-

ются наиболее перспективными с точки зрения высокотемпературного применения сплавов на карбидной основе. Предположение, что эти материалы пригодны для различных видов применения при рабочих температурах 1000°С, а возможно и 1100°С, по-видимому, обосновано. Однако для широкого промышленного применения этих материалов, в особенности при изготовлении турбин, следует повысить предел прочности при ударном изгибе (см. ниже).

Специальные методы изготовления твердых сплавов на основе карбида титана

Изготовление фасонных деталей, например турбинных лопаток, из твердых сплавов на основе карбида титана в основном проходит через те же стадии, что и деталей из твердых сплавов, предназначенных для резания [80, 85, 130]: прессование с последующим спеканием в атмосфере водорода [106] или в вакууме [117, 127, 128], а в ряде случаев горячее прессование [116] или непрерывное выдавливание (экструзия) с последующим спеканием в вакууме [107]. При этом во всех случаях необходимо принимать во внимание следующие обстоятельства. Чистовая обработка деталей сложной конфигурации (лопатки или турбинные колеса) из предварительно спеченных заготовок требует специальных станков (копировальных) с соответствующими инструментами. При окончательном же спекании, которое производится преимущественно в вакууме, необходимо при высоком содержании связки следить за тем, чтобы не произошла ее ликвация. Так, было предложено медленно поворачивать турбинные колеса во время спекания¹. Тем не менее спекание фасонных изделий из сплавов с содержанием связки свыше 50% связано с трудностями. По этой причине предпочтение оказывается методу пропитки. Относительно процессов, происходящих при спекании твердых сплавов на основе карбида титана, в особенности о влиянии структуры, определяющей пластические характеристики, упоминалось выше.

Из-за жестких допусков поверхность и основание турбинных лопаток после спекания в большинстве случаев

¹ Патент (австр.) № 180738, 1952.

подвергают окончательному шлифованию (доводке) алмазом. Сплавы с высоким содержанием связки можно также обрабатывать твердыми сплавами с высокой твердостью [85].

Трудности при формировании привели к тому, что в некоторых случаях оказалось целесообразным применять обычное в керамическом производстве шликерное литье [120, 169, 170]. Твердосплавную смесь взмучивают путем добавки водного раствора электролита; полученный таким путем шликер заливают в гипсовые формы, отсасывающие воду. Затем детали легко извлекают из формы и после удаления остатка суспензионной среды подвергают окончательному спеканию.

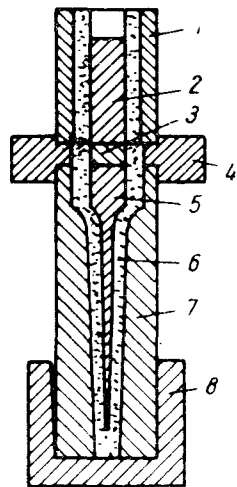


Рис. 139. Форма для пропитки при изготовлении турбинной лопатки из сплава на основе TiC (по Гётцелю):

1 — графитовая насадка;
2 — пропитывающий металл; 3 — фильтр из TiC;
4 — графитовая клемма;
5 — карбидный каркас;
6 — поверхностный слой;
7 — графитовая форма;
8 — графитовая державка

Особо важное техническое значение при изготовлении твердых сплавов на основе карбида титана с высоким содержанием связки имеет метод пропитки [44, 62, 64, 70, 79, 88, 93, 94, 98, 121, 126, 171]. Можно подвергать пропитке все существующие сплавы. Об основах процесса пропитки упоминалось ранее [109]. Киффер и Кёльбль [44] опробовали этот метод также и при изготовлении твердых сплавов на основе карбида титана или содержащего карбид титана твердого раствора. Они пришли к выводу, что, применяя этот метод, можно изготовить непористые материалы с 60—70% связки. Заметной разницы между свойствами спеченных твердых сплавов и аналогичных сплавов, полученных пропиткой, не обнаружено. Метод пропитки с использованием жаропрочных сплавов всех видов неоднократно применялся для изготовления высокожаропрочных твердых сплавов на основе карбида титана. Особенно много усовершенствований в метод пропитки при промышленном изготовлении тур-

бинных лопаток внес Гётцель с сотрудниками [79, 88, 93, 98, 99, 171]. Для улучшения ударной вязкости при этом разработан метод, по которому можно нанести на поверхность лопатки тонкую пленку вязкого пропитывающего сплава (рис. 139). Аналогичное действие оказывают также нанесенные гальваническим путем пленки никеля или сплава никель—хром [23, 76, 103, 122]. В то время как термическая обработка и пескоструйная обработка [101, 126] не улучшают заметным образом ударную вязкость, так называемый «железобетонный» метод — внедрение высокопрочных и пластичных металлических сеток или же волокон в пористую массу — имеет некоторый успех [76, 122]. При этом выбранные металлы и сплавы не должны реагировать при необходимых высоких температурах спекания с твердым сплавом и в то же время не должны охрупчиваться вследствие рекристаллизации.

Современные, устойчивые к рекристаллизации, сплавы переходных металлов, главным образом ниобиевые и танталовые, могли бы обеспечить дальнейшее улучшение свойств и наряду с нанесением вязких окисных пленок способствовать успеху применения твердых сплавов на основе карбида титана и для турбин.

Керамические защитные пленки

Моор с сотрудниками [172, 173] предложил улучшить окалиностойкость твердых сплавов на основе TiC (без добавления другого карбида) путем нанесения эмалевидного керамического покрытия. Этот способ был ранее предложен для защиты молибдена и вольфрама при высоких температурах [43].

Присадка к керамике металлического хрома способствует образованию покрытия, хорошо соединяющегося с основным материалом. Содержащий щелочи агломерат (табл. 74), взятый в количестве 20% (по массе), размалывали и смешивали с 80% порошка хрома и 5% глины до шликера¹, который наносили затем на пластинки из твердого сплава TiC—Co (80/20) и обжигали в течение 10 мин при 1200°С в атмосфере водорода. Получились твердые, гладкие и хорошо соединяющиеся с основным

¹ Непонятен процентный состав: 20+80+5. Прим. перев.

Таблица 74

**Состав эмалей для высокотемпературной защиты
твердых сплавов на основе TiC (по Моору и др.)**

Состав шихты, %	Химический состав, %	Состав обмазки
Кварц, 38,0	SiO ₂ , 38,6	Пек, 200 г
Борная кислота, 11,5	B ₂ O ₃ , 6,5	Порошок хрома, 800 г
Углекислый барий, 56,63	BaO, 44,0	Каолин, 50 г
Углекислый кальций, 7,14	CaO, 4,0	
Оксид бериллия, 2,5	ZnO, 5,0	Na ₄ P ₂ O ₇ (всего), 7 см ³
Оксид цинка, 5,0	BeO, 2,5	NaNO ₂ (всего), 1,5 см ³

материалом пленки. В легко обнаруживаемом слое содержался карбид хрома. Покрытие было устойчиво к термоударам и достаточно хорошо деформировалось при высоких температурах. Таким образом, оно могло соответствовать по ползучести основному материалу. Несмотря на то что не была испытана ни одна турбинная лопатка с подобными покрытиями, предполагают, что срок ее службы при рабочих температурах до 980°С может быть заметно продлен по сравнению с незащищенными лопатками.

**Композиционные материалы,
содержащие карбид титана**

Исследователи производили многочисленные попытки использовать высокотемпературные свойства карбида титана в композиционных материалах. Нельсон с сотрудниками [174, 175] прессовали смеси из TiC, B₄C и TiB₂ с цементирующими металлами (Fe, Co, Ni, Cr или Ti) и затем спекали полученные заготовки в атмосфере аргона при температуре 1930—2070°С. В процессе спекания наряду с боридами цементирующих металлов и графитом образовывался диборид титана¹. Однако высокотемпературные свойства диборида титана здесь не могут быть полностью использованы, так как указанные спеченные сплавы уступают материалу, состоящему из чистого карбида титана с какой-либо специальной связкой.

¹ См. Р. Киффер, Ф. Бенезовский. Твердые материалы. Изд-во «Металлургия», 1968. *Прим. перев.*

Композиционные материалы на основе Al₂O₃ с 1—15% TiC успешно применяют в виде так называемой «карбидной керамики» [176] в качестве режущего материала (см. гл. VI).

Барр [177] исследовал материалы TiC—Al₂O₃ с высоким содержанием TiC. Порошкообразные смеси без связи подвергали горячему прессованию в графитовых прессформах при 1800—1850°С под давлением 176 кГ/см². Ниже приведены величины электрического сопротивления (ом·см) различных спеченных изделий. Соответственно свойствам компонентов электрическое сопротивление возрастает с увеличением содержания Al₂O₃.

Температура, °С	85% Al ₂ O ₃ + +15% TiC	70% Al ₂ O ₃ + +30% TiC	50% Al ₂ O ₃ + +50% TiC
20	1,2·10 ⁵	6,7·10 ⁻³	6,1·10 ⁻⁴
820	2,2·10 ²	1,1·10 ⁻²	9,5·10 ⁻⁴
1370	1,2·10 ²	1,37·10	1,4·10 ⁻³

При этом температурный коэффициент сопротивления сплавов с высоким содержанием окиси алюминия является отрицательным, а с высоким содержанием карбида титана — положительным.

Барр и другие исследователи приводят величины предела прочности при изгибе (размеры образцов 3,2×6,4 мм), а также предела прочности при сжатии (диаметр образца 20 мм, высота 38 мм) композиционного материала Al₂O₃—TiC (70/30) в зависимости от температуры:

Температура, °С	σ _{изг.} , кГ/мм ²	σ _{сж.} , кГ/мм ²
21	—	139,9—140,6
32	21,1	—
790	17,9	—
1010	15,3	—
1370	14,8	38,7—45,7

Этот материал изучали в основном с точки зрения его электрических, а не механических свойств и с успехом использовали в качестве диэлектрика при изучении высокотемпературных свойств керамических изделий.

Уэльс [178] спекал смеси из окиси магния и карбида титана в температурном интервале 1600—1900°С. В то

время как Барр с сотрудниками при рентгеновских исследованиях материалов $\text{Al}_2\text{O}_3\text{—TiC}$ не обнаружил никаких изменений в периодах решетки какого-либо из компонентов, Уэльс [178] обнаружил в системе MgO—Ti—C существенные отклонения в периодах решетки после спекания при высоких температурах. Эти изменения свидетельствуют о наличии обменного разложения между MgO и TiC , в результате которого может образоваться TiC или Mg_2TiO_4 в зависимости от состава композиционных материалов. Восстановление MgO карбидом титана влечет за собой также значительные потери магния вследствие улетучивания при одновременном образовании окиси углерода. Последняя в охлажденных зонах печи вновь вступает во взаимодействие с парами магния, в результате чего образуются MgO и C . Можно также считать установленным, что наряду с твердыми растворами из TiC и TiO образуются твердые растворы из MgO и TiO .

В поисках высокотемпературных материалов были изучены различные сочетания TiC с неметаллическими твердыми материалами (B_4C , SiC , Al_2O_3), а также сочетания боридов и силицидов со связкой или без нее.

В то время как материалы на основе $\text{TiC—B}_4\text{C}$ [174, 179], $\text{TiC—SiC—B}_4\text{C}$ [180], $\text{TiC—TiB}_2\text{—Co—Si}$ [181] TiC—SiC—TiSi_2 (Ti_5Si_3) [182] и др. оказались технически малоприспособными, композиционные материалы TiC—TiB_2 удачно использовали для изготовления лодочек при выпаривании металла в вакууме. Материалы же типа $\text{Al}_2\text{O}_3\text{—TiC—TiB}_2$ и $\text{Al}_2\text{O}_3\text{—TiC—Mo}_2\text{C}$ оказались перспективными в качестве режущей керамики.

Высокотемпературные материалы на основе карбидов других металлов

Наряду с горячепрессованными изделиями из чистых TiC , ZrC и HfC в качестве высокотемпературных материалов опробовали также и карбиды других металлов. Так, Вильямс [183] описывает получение и свойства горячепрессованных изделий из чистого WC . Чиотти [184] изготавливал фасонные изделия из TaC , NbC и UC . Помимо недостаточной устойчивости этих карбидов в окислительной атмосфере, Чиотти отмечает также их относитель-

ную хрупкость в случае отсутствия связки. Речь может идти только об отдельных случаях их использования в качестве материалов для тиглей и для конструкционных деталей в высокотемпературных печах с окислительной атмосферой. Ракетные сопла из чистого TaC , так же как из HfC , непригодны для использования; в то же время защитные пленки из этих карбидов на поверхности вольфрама или сплавов вольфрам—тантал между соплом и графитовым теплопоглотителем являются весьма перспективными.

Зейт и Шмекен [185] изучали композиционные материалы из Mo_2C и Al_2O_3 . Физико-механические характеристики спеченных при 1900°C прессованных прутков и порошковых прессовок изменялись в строгом соответствии с изменением состава. Так, например, плотность изделия с 80% Mo_2C и 20% Al_2O_3 составляла $7,1 \text{ г/см}^3$, относительный предел прочности при изгибе 4 кг/мм^2 , теплопроводность $0,115 \text{ кал/(см} \cdot \text{сек)}$ и электропроводность $4 \cdot 10^4 \text{ ом} \cdot \text{см}^{-1}$. Последние две величины больше этих же величин чистого Mo_2C . Это позволяет предположить о химическом взаимодействии и возникновении металлической фазы между молибденом и алюминием.

Гамьян и Лидман [186] обнаружили, что во время горячего прессования смеси карбид циркония—ниобий (12% Nb) ниобий вступает во взаимодействие с карбидом циркония, в результате чего образуются карбид ниобия и цирконий. Карбид ниобия образует с остаточным карбидом циркония твердые растворы. При плотности, равной $6,22 \text{ г/см}^3$, предел прочности при изгибе не превышает 41 кг/мм^2 .

Согласно Гамьяну и Лидману [187], свойства горячепрессованного карбида хрома сильно зависят от размера зерен кристаллитов, а также от температуры и длительности спекания. Образцы, подвергавшиеся горячему прессованию в течение 45 мин при 1540°C , имели плотность $6,66 \text{ г/см}^3$, твердость $\text{HRA}92$ и предел прочности при изгибе 350 кг/мм^2 . При более высоких температурах и большей длительности спекания вследствие укрупнения зерен получали материалы худшего качества.

Твердые сплавы на основе карбида хрома с никелевой связкой рекомендуется применять для коррозионно-стойких и окалиностойких деталей, работающих на износ [186, 187].

Тугоплавкие карбиды и другие твердые материалы в качестве защитных покрытий

Компактные изделия из карбидов можно заменять карбидными покрытиями, нанесенными на основной металл.

Основываясь на работах Ван Аркеля [188] и в особенности Моерса [189], Кэмпбелл и другие исследователи [39] изучали процесс нанесения карбидных покрытий путем осаждения из газовой фазы.

Процесс этот основан на том, что над материалом-носителем, нагретым при высокой температуре, заставляют реагировать газовую смесь из галогидного соединения металла, окиси углерода или какого-либо углеводорода и водорода. Отдельные особенности процесса уже описывались ранее¹. Карбидные покрытия можно получить также путем нанесения слоя металла с последующей его карбидизацией.

Нанесение высокотемпературных, коррозионностойких и окалиностойких защитных покрытий на такие детали, как турбинные лопатки, позволяет применять материалы, которые хотя и обладают при высоких температурах требуемыми механическими характеристиками, но имеют низкие коррозионные свойства. Это означает, что чистые карбидные защитные пленки на карбидных или графитовых изделиях, а также на металлических носителях, например из молибдена, вольфрама или сплавов W—Ta, являются перспективными в неокислительных условиях.

Кэмпбелл описывает также процесс осаждения из газовой фазы нитридов, боридов, силицидов и окислов (см. раздел «Силициды»). Поскольку некоторые тугоплавкие бориды и силициды, в особенности дисилицид молибдена, значительно более жаростойки (устойчивы к окислению при высоких температурах), чем карбиды, применение этих твердых материалов при высоких температурах значительно перспективнее применения чистых карбидов.

¹ Р. Киффер, Ф. Бенезовский. Твердые материалы. Изд-во «Металлургия», 1968. *Прим. перев.*

Итоги и перспективы

Несмотря на значительные усилия, затраченные на разработку новых видов высокотемпературных материалов на основе твердых материалов, до настоящего времени в турбиностроении при изготовлении лопаток, используемых при температуре до 900°С, преобладают все усовершенствованные «сверхжаропрочные» сплавы.

Для температурного интервала 900—1100°С, несмотря на более или менее успешное конструирование экспериментальных турбин, не удалось внедрить ни жаропрочные и окалиностойкие твердые сплавы на основе TiC (тип WZ), ни композиционные материалы на основе молибденовых сплавов с защитными покрытиями из сплавов Ni—Cr (инконель и нимоник). У первой группы материалов не удалось в достаточной мере повысить предел прочности при ударном изгибе на холоду и при нагреве. У второй же группы материалов оставляет желать лучшего диффузионная защита против окисления. Испытание лопаток из окалиностойких ниобиевых сплавов, как защищенных, так и незащищенных, еще не дало удовлетворительных результатов. В то же время защищенные силицидами ниобиевые сплавы применяются в настоящее время в космических аппаратах.

Твердые сплавы, содержащие карбиды, бориды и силициды (твердые материалы со вспомогательным металлом-связкой), не нашли себе применения при изготовлении турбин так же, как и чистые твердые материалы, интерметаллические соединения сочетания металл — окисел металла (керметы), специальная керамика, а также сплавы платины с различными металлами (последние из-за высокой стоимости и значительной плотности).

Для электронагревателей, работающих в температурном интервале 1200—1700°С, новым конкурентом графита (возможная температура эксплуатации в атмосфере окиси углерода — 2500°С и выше) и карбида кремния (максимальная температура эксплуатации на воздухе 1500°С) в настоящее время является дисилицид молибдена. Однако для подвижных деталей и таких случаев применения, когда требуется высокая устойчивость к термодарам и высокий предел прочности при динамическом (ударном) изгибе, такие материалы, как MoSi₂ и SiC, непригодны.

У графитовых сопел, работающих при 2000°С и выше с защитными покрытиями и без них, появились серьезные конкуренты в виде чистых молибдена и вольфрама, сплавов на основе молибдена и вольфрама, а также композиционных материалов типа W—Ag. Однако тормозом для их широкого внедрения является не полностью разрешенная проблема защиты поверхности. Особое значение при этом приобретает разработка пластичных на холоду и при нагреве сплавов систем W—Re, Mo—Re и Mo—Os, которая сильно пополнила основные исследования в области многокомпонентных сплавов тугоплавких металлов друг с другом и с металлами платиновой группы.

Наиболее перспективные молибденовые сплавы содержат небольшие количества металлов группы IVa и углерода, а высокая жаропрочность их достигается дисперсионным упрочнением в результате выпадения карбидов, а иногда нитридов этих металлов. Таким образом, мы опять приходим к металлоподобным твердым материалам, т.е. замыкаем круг направления развития высокотемпературных материалов.

Харвуд и Промайзель [20] рекомендует следующее направление исследований по дальнейшей разработке высокожаропрочных материалов.

1. Применение принципа S.A.P* (например, в жаропрочных сплавах Al—Al₂O₃, Pt—Al₂O₃ или Ni—ThO₂) к тугоплавким металлам и сплавам, т.е. повышение жаропрочности путем дисперсионного твердения.

2. Фундаментальное исследование в области металлических и оксидных нитевидных монокристаллов («усы»), имеющих, как известно, высокие прочностные характеристики.

3. Развитие «пластичной» керамики наряду с использованием наиболее ценных свойств нитевидных монокристаллов.

4. Создание новых композиционных материалов из металлов, твердых материалов и керамики путем применения «метода железобетона» (упрочнение). Метод заключается во внедрении нитевидных материалов, напри-

мер нитевидных кристаллов или проволочного волокна, в металлическую основную массу.

5. Усовершенствование производственного процесса изготовления тугоплавких металлов и сплавов на их основе с тем, чтобы наилучшим образом использовать их полезные свойства в конструкциях высокотемпературных двигателей. При этом целесообразно решать вопросы об обработке в атмосфере защитного газа и дальнейшем развитии горячей обработки и сварки.

6. Основываясь на успехе с пропиточными сплавами W—Ag(—Cu), целесообразно изучить возможность распространения эффузионного метода и на другие композиционные материалы.

4. Нитриды

Если не учитывать применение азота в азотированных сталях, этот элемент в сталях был всегда в большей или меньшей степени нежелательным. В настоящее время в специальных сталях азот оказался ценным легирующим компонентом. В связи с этим исследователи занялись вопросами плавления и азотирования стали под высоким давлением в автоклавах. По этой же причине в последнее время приобрел промышленное значение азотированный феррохром.

Число попыток применения чистых нитридов переходных металлов группы IVa—VIa или же их твердых растворов с карбидами этих металлов для высокотемпературного применения до настоящего времени было невелико, несмотря на то что эти материалы и в особенности нитриды групп IVa—Va являются тугоплавкими и устойчивыми материалами. Уже неоднократно отмечалось образование TiN в слоях окалины и твердых растворах, в твердых сплавах, содержащих TiC, а также в износостойких покрытиях, полученных на стали путем осаждения из газовой фазы¹.

Изготовление фасонных изделий из чистых нитридов методом горячего прессования, а также шликерного литья освещалось в литературе [184, 190—194]². Однако, кроме случаев применения в качестве материала для тиг-

¹ См. Р. Киффер, Ф. Бенезовский. Твердые материалы. Изд-во «Металлургия», 1968, стр. 233. Прим. перев.

² То же, стр. 230.

* Сокращенное от Sintered Aluminium Powder (Pulver) — спеченный алюминиевый порошок. В отечественном производстве САП. Прим. перев.

лей, используемых при высокотемпературных процессах обменного разложения, указанная литература не содержит сведений о возможностях применения подобных материалов для изделий с высокой жаропрочностью.

Смеси из MgO—TiN—NiO тщательно изучили Хоуэр, Уэльс и Лондерес [195]. При температуре спекания, хотя и проводившегося в инертной атмосфере, было обнаружено взаимодействие MgO с TiN , подобное реакции в системе MgO—TiC [178].

В результате экспериментов по цементированию TiN железом, молибденом и марганцем [196] получили твердые, но недостаточно пластичные материалы.

Сообщается о возможности применения для высокотемпературных подшипников материалов, полученных путем пропитки сплавов Cr—N—Ni 6/20 серебром и обладающих высокими фрикционными свойствами в отношении стали при высоких температурах [197]. Предложено¹ использовать твердые растворы TiN—TiC в качестве материала тиглей для плавления титана. Из этих материалов можно, очевидно, изготавливать лодочки для испарения металлов в высоком вакууме. Для этой цели должны подходить также и специальные твердые материалы BN и Si_3N_4 . В настоящее время проводится изучение [84, 191] играющей важную роль в связи с этим смачиваемости TiN железом, никелем, молибденом, кремнием, ниобием, титаном и цирконием.

Изготовление окалиностойких нитридных пленок на проволоке и соплах путем выделения из газовой фазы² описано Кэмпбеллом с сотрудниками [39]. Никаких указаний по практическому применению, однако, он не приводит. В связи с этим следует упомянуть также о износостойких покрытиях $\text{TiN}(\text{TiC})$ на сталях, рекомендованных Мюнстером и его сотрудниками [198].

5. Бориды

Тугоплавкие бориды переходных металлов групп IVa—VIa периодической системы исследователи считают перспективными материалами для высокотемпературного применения [1, 8, 22, 199—203]. Особо твердыми, туго-

плавкими и относительно окалиностойкими соединениями являются дибориды титана и циркония (см. табл. 60).

При пропитке каркасов из борида хрома высокожаропрочными сплавами (нимоник, виталлиум, хастеллой), рекомендованной Гётцелем¹, получают сравнительно окалиностойкие, но неоднородные изделия.

Высокотемпературные свойства борида хрома (Cr_2B) в виде горячепрессованных сплавов со связками Ni , Ni—Cu , Ni—Cr и Co изучил Зиндебанд [204]. Горячепрессованный сплав с 15% Ni имел предел прочности при изгибе около 85 кг/мм^2 и высокую твердость после термической обработки. Усталостная прочность сплава была значительно ниже, чем у виталлиума. Окалиностойкость сплава выявлялась до 950°C .

Тщательно изучены физико-механические характеристики и окалиностойкость материалов на основе боридов хрома Cr_2B , CrB и CrB_2 с никелевой, кобальтовой и железной связкой [205—208]. Согласно работам [207, 208], наиболее ценными свойствами обладают сплавы с хромомолибденовой связкой.

Эксперименты по цементированию TiB_2 или ZrB_2 металлами группы железа [209, 210] или же тугоплавкими металлами [206] оказались неудачными преимущественно из-за образования в этих системах легкоплавкой хрупкой эвтектики или интерметаллических соединений [211—213]. Согласно Штейницу [214], путем добавки избыточного бора в количестве 2—5% можно добиться сравнительно пластичного эвтектического соединения [215]. Киффер и Бенезовский² получили хорошие результаты со связкой, содержащей Cr—B .

Боридные покрытия можно получить по методу Моерса [189], пропуская газообразную смесь галогенид металла — бромистый бор — водород над расплавленным металлом-носителем. Таким путем Кэмпбелл с сотрудниками [39, 216] выделили окалиностойкие боридные пленки на проволоке и соплах. Можно также борировать пленки, выделенные вначале из газовой смеси $\text{BCl}_3\text{—H}_2$. До настоящего времени подобные боридные пленки не имели практического значения как окалиностойкие покрытия.

¹ Патент (австр.) № 193141, 1953.

² См. Р. Киффер, Ф. Бенезовский. Твердые материалы. Изд-во «Металлургия», 1968, стр. 225. *Прим. перев.*

¹ Гётцель, неопубликованная работа (частное сообщение), 1949.

² Патент (австр.) № 189801, 1956.

Сплавы же на основе хром — никель — кремний (колмоной) имеют большое практическое значение в качестве износостойких наплавочных сплавов [217—219].

Изготавливать плотные фасонные изделия из боридов целесообразнее всего горячим прессованием [220]. Однако можно применять и обычное прессование с добавкой пластификатора и последующее окончательное спекание при высокой температуре [211]¹.

Предложение Шварцкофа [199] использовать бориды в качестве высокотемпературных материалов побудило предпринять большие исследовательские работы в этом направлении. Так, были изучены бинарные системы новых переходных металлов групп IVa—VIa с бором, взаимная растворимость боридов, а в дальнейшем и тройные системы $Me-B-C$, $Me-B-N$ и $Me-B-Si$ ¹.

Разработанные фирмой American Electrometal Corp. материалы типа боролит [8, 199—201, 214] нашли в промышленности ограниченное применение. Так, диборид циркония с 2—5% В в качестве связки и Cr_2B со связкой $Cr-Mo$ 80/20 применяются в высокотемпературных двигателях, а Mo_2B — в качестве высокотемпературного припоя. Предложено также применять ZrB_2 для термоэлементов [222—225].

Наиболее перспективным боридом в настоящее время является диборид титана как в чистом виде, так и в виде твердого раствора TiB_2-CrB_2 . Из него можно изготавливать испарительные лодочки электродов при получении алюминия [226, 227], а также детали, устойчивые к жидким металлам и особенно к жидкому цинку [228—230]. В то же время композиционный материал $TiC-TiB_2$ является перспективным в качестве режущего [34, 231—233]². Присадка TiB_2 в количестве 1—5% к твердым сплавам типа $WC-Co$ заметно повышает их окалинностойкость [234].

Перед исследователями стоит задача — изучение возможности применения для сопел окалинностойкого сплава $TiC-TiB_2-CoSi$ [83, 181], а также композиционного материала графит — TiB_2-MoSi_2 [83].

Учитывая высокую способность боридов тугоплавких металлов к поглощению нейтронов бором и его соедине-

ниями, некоторые ученые предлагают их использовать для управляющих стержней ядерных реакторов [235—238].

Исследовались также фрикционные свойства при высоких температурах композиционных материалов из боридов, пропитанных никелем и серебром [197].

Поиски подходящих пластичных связок для боридов, в особенности для TiB_2 и ZrB_2 , еще не привели к таким положительным результатам, какие получены, например, при использовании кобальтовой связки для WC . В результате взаимодействия бора или кремния почти со всеми металлами образуются хрупкие цементирующие сплавы. Поэтому конечные продукты также оказываются хрупкими, имеющими предел прочности при изгибе не более 20—40 кг/мм².

Таким образом, материалы на боридной основе еще не получили распространения, и возможность их более широкого внедрения в промышленность существует еще только в перспективе.

6. Силициды

Промышленному применению силицидов для изготовления высокотемпературных деталей благоприятствует их относительно высокая точка плавления, а также их значительная химическая устойчивость и отчасти высокая окалинностойкость. О получении силицидных пленок на металлах IVa—VIa групп периодической системы неоднократно упоминалось в работе [239]. Существует много различных вариантов применения подобных пленок, однако более подробные данные об их пригодности отсутствуют. Так, покрытия из дисилицида молибдена получают путем пропускания смеси $SiCl_4$ и H_2 над проволокой или соплом, нагретым до 1100—1800°С (рис. 140). При этом на основном металле — молибдене вырастает вначале тонкая пленка с высоким содержанием молибдена (Mo_3Si , Mo_5Si_3), а затем более толстый слой из $MoSi_2$. Этот слой обладает значительной твердостью и устойчив в воздухе при температуре выше 1700°С [240—243].

В работе [241] подробно описано силицирование молибденовой проволоки. Особенно тщательно изучалось влияние температуры нити и длительности обработки на

¹ См. Р. Киффер, Ф. Бенезовский. Твердые материалы. Изд-во «Металлургия», 1968, стр. 307. Прим. перев.

² См. также патент (австр.) № 199886, 1958.

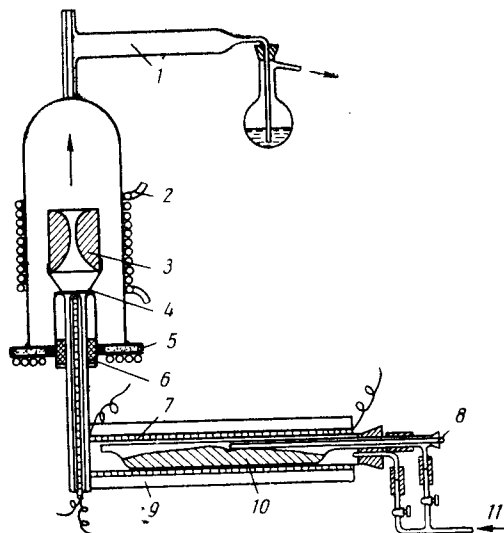


Рис. 140. Испарительная аппаратура для сопла (по Кэмпбеллу и др.):

1 — конденсатор; 2 — индукционная катушка; 3 — сопло; 4 — державка для образца; 5 — основная плита, охлаждаемая водой; 6 — асбестовая прокладка; 7 — нагревательная обмотка; 8 — термометр; 9 — изоляция; 10 — газоленд металла; 11 — водород

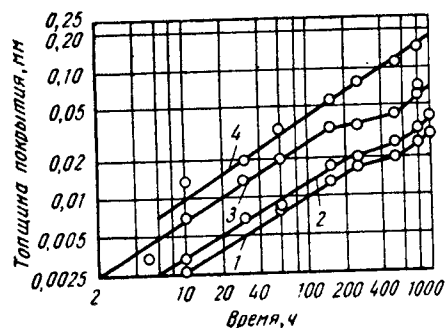


Рис. 141. Зависимость толщины покрытия из дисилицида молибдена от температуры и длительности силицирования (по Бейдлеру и др.):

1 — 1200°С; 2 — 1490°С; 3 — 1600°С; 4 — 1800°С

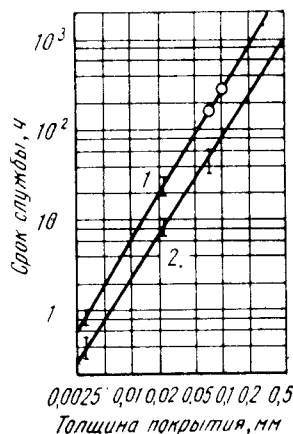


Рис. 142. Влияние толщины покрытия на срок службы силицированной молибденовой проволоки при нагреве на воздухе (по Бейдлеру и др.):

1 — 1200°С; 2 — 1700°С

толщину силицидной пленки. В соответствии с рис. 141, при температуре 1800°С, например, можно нанести пленку толщиной 25 мкм уже за 40 сек. Срок службы силицированной молибденовой проволоки при нагреве на воздухе сильно зависит от толщины пленки. Так, например, молибденовую проволоку диаметром 2 мм с силицидным покрытием толщиной 100 мкм можно нагревать на воздухе примерно в течение 100 ч при 1700°С (рис. 142). Покрытия толщиной свыше 250 мкм склонны к трещинообразованию. Слой «окалины», образующийся при нагреве силицидного покрытия на воздухе, представляет собой, по-видимому, кварцевую пленку, в которой растворены переходные низкие окислы молибдена. Трещины, возникающие в некоторых случаях при термоударах, вновь смыкаются в результате «самозалечивания» пластичного кварцевого покрытия благодаря быстрому испарению окислов молибдена [243, 244]. Силицирование дает возможность использовать молибден в тех случаях, когда его приходится нагревать в окислительной атмосфере, например в конструктивных деталях ракет. Относительно высокие температуры силицирования, однако, вызывают нежелательную рекристаллизацию молибденовой основы. С трудностями связана также и проблема окантовки.

Недавно разработан метод силицирования [245]¹, согласно которому фасонные изделия из молибдена могут быть с успехом силицированы из ванны Cu—Si или Cu—Sn—Si при температуре ниже их температуры рекристаллизации. Благодаря более низкой температуре силицирования этот метод является, по-видимому, более перспективным, чем газовое силицирование молибдена [246].

Силицидные покрытия на таких тугоплавких металлах, как молибден, вольфрам, ниобий и сплавы на их основе, имеют большое значение при защите от окисления сопел ракет, изготовленных из этих металлов [19, 42, 240—243, 247—259].

В системе Mo—Si существуют соединения Mo₃Si, Mo₅Si₃ и MoSi₂. Наибольшее значение из них имеет MoSi₂ как окалиностойкий материал [11, 243, 244, 261]. Он обладает свойствами металла и, как все интерметаллические соединения, относительно хрупок. Структура

¹ См. также патент (австр.) № 203312, 1959.

его может быть крупнозернистой и мелкозернистой в зависимости от способа изготовления (рис. 143).

Согласно данным Киффера и Червенка [261], интервал окалиностойкости горячепрессованных изделий из

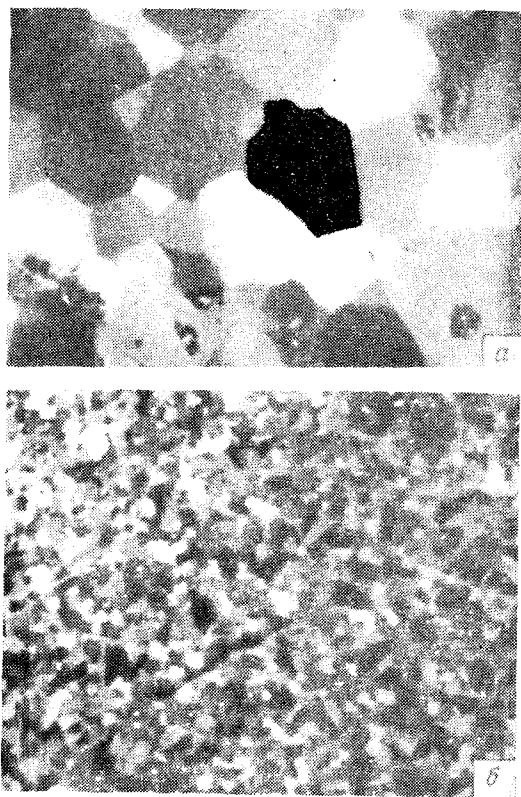


Рис. 143. Крупно- (а) и мелкозернистая (б) структура спеченного MoSi_2 (предприятие фирмы «Сименс-Планна», г. Аугсбург)

дисилицида молибдена (рис. 144) расположен между 20 и 40% Si (MoSi_2 содержит 36,9% Si). Это можно обосновать термодинамически [262]. Данные по увеличению в массе при 1500°C ¹ в воздухе приведены в табл. 75.

¹ В подлиннике несоответствие цифр: 1500°C — в тексте и 1200°C — в заголовке табл. 75. Прим. перев.

Таблица 75

Изменение в массе сплавов Mo — Si после 4,5-ч нагрева на воздухе при 1200°C (по данным Киффера и Червенка)

Содержание Mo, % (по массе)	Вероятное соединение	Изменение в массе, г/см ²	Содержание Mo, % (по массе)	Вероятное соединение	Изменение в массе, г/см ²
91	Mo_3Si	—0,789	77,4	(MoSi)	—0,000815
		—0,835	69,5	(Mo_2Si_3)	+0,000281
89,5	—	—0,693	63,14	MoSi_2	+0,001912
88	—	—0,603			+0,000942
85	—	—0,0672	60	$\text{MoSi}_2 + \text{Si}$	+0,001035
83,7	Mo_5Si_3	—0,0516	55	$\text{MoSi}_2 + \text{Si}$	—0,00481
		—0,0751	50	$\text{MoSi}_2 + \text{Si}$	—0,0086

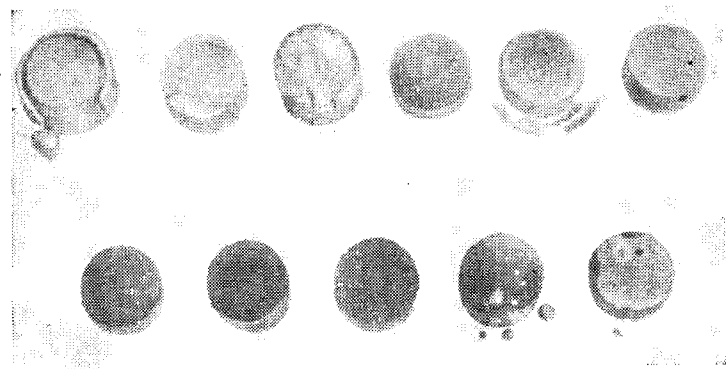


Рис. 144. Сплавы Mo — Si после 4,5-ч нагрева на воздухе при 1500°C (по Кифферу и Червенку)

Плотные изделия из чистого MoSi_2 можно в течение целого дня подвергать нагреву на воздухе при 1600 — 1700°C , не опасаясь заметных изменений.

На внешний вид образующейся при этом плотной и прочно прилегающей кварцевой пленки сильно влияют пористость и размер зерен основы из MoSi_2 . При малопористой и мелкозернистой структуре получается стекловидная пленка, тогда как на крупнозернистом MoSi_2 образуется плохо защищающее покрытие из кристаллического SiO_2 [243, 263].

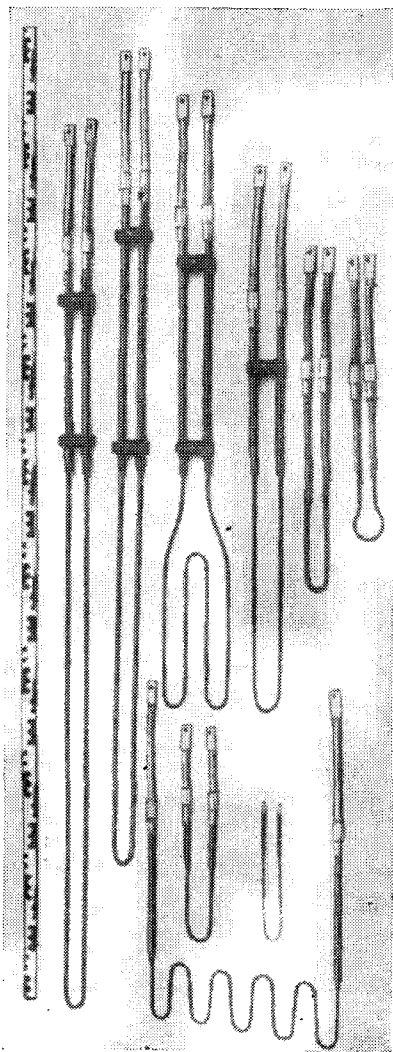


Рис. 145. Различные нагревательные элементы из дисилицида молибдена

Механизм образования защитного покрытия и нарушения, возникающие при низких температурах окалины, в виде так называемой «молибденовой чумы», т. е. катастрофически распространяющегося окисления [243, 268], были предметом многочисленных исследований [243, 244, 264—270]. Фирмами «Кантал» [271]¹ и «Металверк Планзее» [244, 272, 273]² делались попытки использовать окалиностойкость MoSi_2 для нагревателей. Их работу интенсивно продолжала фирма «Сименс-Плания» [243, 268, 274].

Путем холодного прессования или шликерного литья с последующим спеканием в водороде, а также горячим прессованием или прессованием с добавкой пластификатора с последующим спеканием легко удалось изготовить нагреватели различной формы. Однако для разработки необходимого технологического процесса понадобилось провести целый ряд исследований [221, 243, 244, 263, 268, 271—280]. Наиболее перспективным процессом является, по-видимому, непрерывное прессование (экструзия) [268, 274].

На рис. 145 показаны различные нагреватели из дисилицида молибдена трубчатой формы с приваренными концами, подводящими ток. Часть высокотемпературной муфельной печи с подобным нагревательным элементом показана на рис. 146.

Дальнейшие проблемы, которые нужно разрешить при внедрении в промышленность нагревательных элементов из дисилицида молибдена, связаны с хрупкостью материала и его высокой электропроводностью.

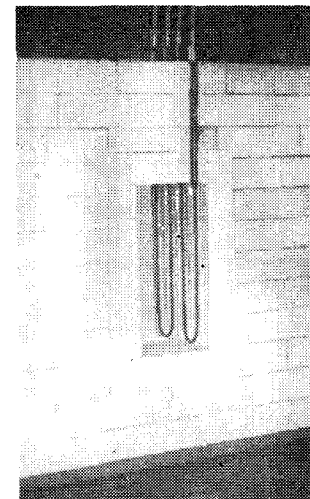


Рис. 146. Часть муфельной печи с подвешенным нагревателем из дисилицида молибдена (предприятие фирмы «Сименс-Плания» в г. Аугсбурге)

¹ См. также патент (швед.) № 153961, 1947.

² См. также патенты (австр.) № 179100, 1951 и № 181431, 1952.

Чтобы найти для MoSi_2 подходящую связку, опробовали металлы группы железа, тугоплавкие переходные металлы и металлы платиновой группы [281—285]. Однако почти все металлы, о которых при этом может идти речь, как правило, образуют силициды или же хрупкие

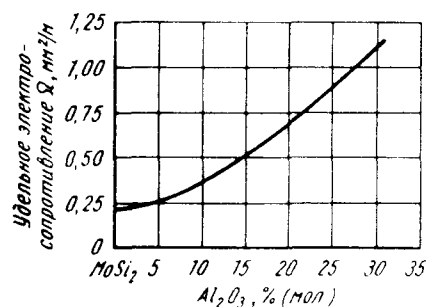


Рис. 147. Влияние добавок Al_2O_3 на электрическое сопротивление MoSi_2 (по Рубишу)

сплавы с кремнием при высоких температурах; следовательно, может произойти обменное разложение. Точно также, несмотря на глубокие исследования в области сплавов MoSi_2 с другими тугоплавкими и окалиностойкими силицидами [244] и боридами, попытки улучшения прочности, а

в ряде случаев и окалиностойкости, например путем получения стекловидных боросиликатов, до настоящего времени не имели существенного успеха. Электросопротивление MoSi_2 легко может быть повышено путем присадки соответствующего окисла. При этом сохраняют свою силу правила, действительные для изделий из материала металл—окисел металла. В качестве присадок рекомендуется окись алюминия и двуокись кремния, действие которых тщательно изучено [243, 269, 274, 279, 286—289]¹.

На рис. 147 приведен график, характеризующий влияние присадки Al_2O_3 на электросопротивление MoSi_2 . Однако, хотя добавлением присадки и удастся повысить электросопротивление и воспрепятствовать возникновению «молибденовой чумы», существует опасность низкой окалиностойкости и значительной хрупкости при слишком высоком содержании окисла в композиционном материале.

Другие области применения компактных изделий из MoSi_2 (кроме нагревателей) имеют второстепенное зна-

чение. Перспективной является, по-видимому, область высокотемпературных термоэлементов, работающих в окислительной атмосфере. При этом предложены комбинированные материалы из дисилицида молибдена с другими окалиностойкими силицидами [290—293]¹.

Применение MoSi_2 как материала для турбинных лопаток исключено из-за его хрупкости и плохой устойчивости к термоударам [294]. Малопригодны для этого также и композиционные материалы $\text{B}_4\text{C}—\text{MoSi}_2$ [295].

В значительной степени окалиностойкий WSi_2 не обладает техническими преимуществами по сравнению с MoSi_2 [243, 296—299].

Изделия из дисилицидов, пропитанных никелем и серебром, обладают хорошими фрикционными свойствами в отношении сталей при высоких температурах. В связи с этим возникла мысль об их использовании для высокотемпературных подшипников [197, 300]. Силициды исследовали также с точки зрения их пригодности в качестве эмиссионных материалов [301].

В настоящее время силициды применяют в основном для следующих целей:

1. Нагреватели термоэлементов и высокотемпературные детали конструкций, изготовленные из компактного MoSi_2 с различными добавками.

2. Силицидные защитные покрытия на тугоплавких металлах: молибдене, вольфраме, ниобии и сплавах на их основе, а также на графите.

В то время как нагреватели из дисилицида молибдена уже нашли себе применение, исследования по использованию этого материала, как защитного покрытия, имеющие особо важное значение в ракетной технике, еще не завершены. То же относится к композиционным материалам специального назначения, составленным из MoSi_2 с другими твердыми материалами (B_4C , Si_3N_4).

7. Карбид бора, карбид кремния, графит

Композиционные материалы, содержащие бор, кремний, графит

Карбид бора B_4C имеет плотность 2,5 г/см³, предел прочности при изгибе 35,2 кГ/мм² при 20° С, 29,5 кГ/мм²

¹ См. также патент (австр.) № 193632, 1954.

¹ См. также патенты (австр.) № 179100, 1951 и № 181431, фирмы «Металверк Планзее», 1952.

при 650° С и 24,6 кГ/мм² при 1100° С. Модуль упругости В₄С при комнатной температуре достигает почти 45000 кГ/мм², предел прочности при растяжении при 980° С (согласно данным работ [144, 302]) составляет 15,8 кГ/мм², при 1425° С (согласно работе [303]) он равен 16,5 кГ/мм². Если принять во внимание малую плотность карбида бора, то эти прочностные характеристики являются очень высокими. По соотношению прочность: плотность карбид бора значительно превосходит все высокотемпературные материалы, в том числе сплавы на основе TiC. К сожалению, карбид бора обладает незначительной стойкостью к термоударам (см. табл. 66); кроме того, он окисляется на воздухе при повышенных температурах.

Устойчивость карбида бора к термоударам, а также его окалиностойкость можно заметно улучшить добавкой железа. При металлографическом изучении сцепления В₄С с металлами обнаружено, что железо, а также никель и кобальт образуют промежуточные сплавы и что карбид особенно хорошо смачивается хромом [304]. Проводились также следующие исследования [303]: размазывали чистый порошок карбида бора шарами из хромомарганцевой стали; материал шаров при этом отделяли от размолотого материала. Размолотый материал карбид бора — железо подвергали спеканию в течение одного часа при 2065° С. При этом получали сплав, содержащий 48,9% В, 36,4% Fe, 13,75% С и 0,34% Mn. Спеченные изделия уступали по прочности аналогичным изделиям из чистого горячепрессованного карбида бора, но превосходили его по стойкости к термоударам и окалиностойкости на воздухе при 870° С. Ниже сопоставлены величины предела прочности при изгибе (кГ/мм²) изделий из чистого карбида бора и материала карбид бора — железо.

Материал	20° С	1425° С
В ₄ С, горячепрессованный	35,2	20,3
В ₄ С—Fe, спеченный	27,5	16,5

Другие попытки получить материалы на основе карбида бора с улучшенной устойчивостью к термоударам охватывают уже ранее упомянутые исследования в области металлокерамических материалов В₄С—TiC₂ [174, 179] и TiC—В₄С—SiC [180]. Авторы работы [144] обнаружили, что горячепрессованные смеси из 85% SiC и

15% В₄С превосходят чистый В₄С по устойчивости к термоударам (см. табл. 66). Однако предел прочности этих смесей при растяжении при 980° С составляет только 6,3 кГ/мм², тогда как у чистого карбида бора он равен 15,9 кГ/мм². Предел прочности при растяжении материала В₄С—SiC 15/85 при 1200° С равен 5 кГ/мм², тогда как для чистого карбида бора соответствующая величина не получена. Модуль упругости составляет 41000 кГ/мм² [119].

Адлассинг [305] занимался изготовлением горячепрессованных изделий из материала В₄С—SiC с 35—65% SiC и изучал их окалиностойкость и жаропрочность. При прокаливании богатых SiC материалов на воздухе при 1000° С не обнаруживалось почти никаких изменений в отношении окалинообразования.

Предел прочности при изгибе почти не изменялся до 1500° С. У материала с 35% SiC он даже возрастал с 35 кГ/мм² при 20° С почти до 60 кГ/мм².

О дальнейших экспериментах по цементированию В₄С металлами группы железа [306, 307], как и по композиционным материалам из В₄С с MoSi₂ [295], В₄С с Si или FeSi [306], а также с TiB₂ [119], здесь можно упомянуть только вскользь. В связи с этим нужно упомянуть также о тройных системах переходный металл — бор — углерод¹.

Дисперсионные материалы из В₄С с алюминием (бораль), медью, серебром, черными металлами нашли применение в качестве поглотителей нейтронов для запальников ядерных реакторов [308—321].

Широко распространено применение карбида кремния для электрических нагревателей (силитовые, глобаритовые и другие штабики). Штабики-нагреватели, изготовленные керамическим способом, устойчивы в окислительной атмосфере до 1300° С. В ближайшее время их можно будет использовать и при более высоких температурах.

С материаловедческой точки зрения можно считать установленным, что в отношении нагревателей из карбида кремния речь идет о старейшем спеченном материале на основе твердого материала. Его возникновение — изготовление цементированной глиной футеровки из карби-

¹ См. Р. Киффер, Ф. Бенезовский. Твердые материалы. Изд-во «Металлургия», 1968, стр. 371—376. *Прим. перев.*

да кремния для печей — является примером важнейшего массового производства высокотемпературного материала [322].

Фирма Carborundum Company выпускает на рынок под торговой маркой Durhu карбид кремния, пропитанный металлическим кремнием. Предел прочности при растяжении при 800° С SiC — Si составляет 42,2 кГ/мм², при комнатной температуре 45,7 кГ/мм². Предел прочности при изгибе при 1320° равен 23,2 кГ/мм². Если принять во внимание небольшую плотность (3,2 г/см³) и хорошую теплопроводность, можно считать, что SiC — Si — перспективный высокотемпературный материал [323, 324]. Фирма Carborundum Company разработала также материал рефракс (SiC, цементированный SiN). Этот материал, по-видимому, имеет еще более высокую жаропрочность и, кроме того, пригоден для шлифовальных дисков [325].

Найти для карбида кремния окалиностойкую связку, повышающую прочность, до настоящего времени не удалось, так как все материалы, подходящие для этого, вступают во взаимодействие с SiC с образованием смесей силицид — карбид. Об интересных в этом отношении работах, при проведении которых для внесения металлических компонентов использовали горячее прессование, пропитку и напыление, сообщается в литературе [182, 326, 327].

По вопросу о взаимодействии Si с металлами следует упомянуть также о тройных системах переходный металл — кремний — бор¹.

Графит обладает высокотемпературными свойствами. Это выяснилось, например, при его использовании для электродов сталеплавильных электропечей и при изготовлении ферросплавов, а также для графитовых трубок и тиглей высокотемпературных печей. При невысокой плотности (около 2,2 г/см³) графит очень устойчив к термоударам. Кроме того, он имеет хорошую теплопроводность, а его температура возгонки очень высока. Предел прочности при растяжении графита при комнатной температуре относительно невелик (3—4 кГ/мм²). Однако

¹ R. Kiffer, F. Benesovsky, Harstoffe, Springer Verlag, 1963, Wien, New York. Глава о силицидах из этой книги на русский язык не переводилась. Поэтому здесь дается ссылка только на подлинник. *Прим. перев.*

при нагреве до 2400° С он повышается примерно до 5 кГ/мм², а затем резко падает. Устойчивость графита к окислению и эрозии на воздухе при высоких температурах недостаточна.

В связи с этим графит применяют не в турбостроении, а в ракетостроении. Направляющие лопатки из графита применялись во время второй мировой войны в реактивных снарядах. Графитовые сопла и в настоящее время применяют для ракет, несмотря на появление таких сильных конкурентов, как молибден, вольфрам и сплавы, полученные пропиткой вольфрама серебром.

Чтобы воспрепятствовать разрушению графита вследствие окисляющего воздействия реактивных газов, предложили наносить защитные покрытия из различных спеченных материалов (карбиды, бориды, силициды, карбид кремния и т. п. [260, 328—331]), что обеспечило, по крайней мере, частичный успех. В настоящее время проводятся исследовательские работы в этом направлении. Особенно следует остановиться на экспериментах Фитцера [243], которому удалось добиться защиты от окисления с помощью покрытия из MoSi₂ и TiSi₂, а также на попытках фирм Union Carbide and Carbon Corp. разработать горячепрессованный материал — графит — MoSi₂ — TiB₂ 50/25/25.

В работе [332] сообщается о том, что путем пропитки солями и восстановления удалось изготовить богатые графитом композиционные материалы, содержащие примерно 40—60% (по массе) Mo, W, Re, Mo₂C, WC, TaC и NbC. Эти материалы имеют почти в два раза больший предел прочности, чем чистый графит, и на них можно наносить силицидные защитные покрытия.

Литература

1. Schwarzkopf P. Powder Met. Bull., 1946, v. 1, p. 3—5, 86—91; 2. Plansee Seminar, Reutte/Tirol, 1955, p. 199—204; Tercera Reunion Internac. Reactividad de los Solidos, 1956, Madrid, 1959, p. 641—647.
2. Harwood J. J. Materials and Methods, 1952, v. 36, № 2, p. 87—91; Proc. 8th Ann. Meeting, Metal Powder Assoc., Chicago, 1952, p. 36—50; Diss., p. 51—52.
3. Waeser B. Werkstoffe und Korrosion, 1953, Bd 4, S. 397—399.
4. Havekott W. L., Metal Progr., 1953, v. 64, N 6, p. 67—70; 1956, v. 69, N 4, p. 56—61.
5. Kieffer R. Ingeniörsvetenskapsakademien, 1954, Bd 52, S. 264—280.

6. Ault G. M. Deutsch G. C. J. Metals, 1954, v. 6, p. 1214—1216; Disk., p. 1227—1230.
7. Clauser H. R. Materials and Methods, 1954, v. 39, N 4, p. 117—1132.
8. Glaser H. W. Planseeber. Pulvermetallurgie, 1954, Bd 2, S. 59—70; Metal Progr., 1955, v. 67, N 4, p. 77—82, 138.
9. Kieffer R., Benesovsky F. Bericht über den V. Internat. Astronaut. Kongr. Innsbruck, 1954, Springer-Verlag, Wien, 1955, S. 210—220.
10. Bungardt K. Stahl und Eisen, 1955, Bd 75, S. 1383—1389.
11. Long R. A. Metal Progr., 1955, Bd 68, N 3, S. 123—128; 190—192.
12. Eisenkolb F. Wiss. Ann., 1955, Bd 4, S. 619—636.
13. Harwood J. 2. Plansee Seminar, Reutte/Tirol, 1955, S. 268—286.
14. Kölbl F., Benesovsky F. Handbuch der Hartmetallwerkzeuge, Springer-Verlag, Berlin, 1956, Bd 11, S. 377—387.
15. Lutz O., Lohse W. Luftfahrttechnik, 1955, Bd 1, S. 118—123.
16. Steinitz R. Powder Met. Bull., 1956, v. 7, p. 155—158.
17. Meyer R. Métaux, 1956, v. 31, p. 31, p. 219—232.
18. Benesovsky F., Kieffer R. Neue Hütte, 1957, Bd 2, S. 545—554.
19. Bückle H. 3. Plansee Seminar, Reutte/Tirol, 1958, S. 151—174.
20. Harwood J. J., Promisel N. E. 3. Plansee Seminar, Reutte/Tirol, 1958, S. 223/240.
21. Hausner H. H. Metals for Supersonic Aircrafts and Missiles Am. Soc. Met., Cleveland, 1958, p. 315—339.
22. Judkins M. F. Metals for Supersonic Aircraft and Missiles Am. Soc. Met., Cleveland, 1958, p. 340—352.
23. Graham J. W., Zimmermann W. F. Metal Progr., 1958, v. 73, N 3, p. 89—91; N 4, p. 108—111.
24. Kieffer R., Meyer R. Chimie ind., 1959, v. 79, p. 414—431, 589—599.
25. Steinitz R. Jet. Propulsion, 1958, v. 28, No. 1, p. 15, 68—70.
26. Wambold J., Redmond J. C. High Temperature Materials, J. Wiley, L., 1959, p. 125—139.
27. Deutsch G. C. High Temperature Materials, J. Wiley, L., 1959, p. 190—204.
28. Wambold J. Cermets. Reinholds Publ., N. Y., 1960, p. 122—129.
29. Johnson Z. R. Cermets, Reinholds Publ., N. Y., 1960, p. 191—196.
30. Meyer A. J., Deutsch G. C. Cermets. Reinhold Publ., N. Y., 1960, p. 196—207.
31. Sternkopf J. Wiss. Z. Techn. Hochsch., Dresden, 1960, Bd 9, S. 1207—1210.
32. Kieffer R., Benesovsky F. Handbuch der Astronautik, Akad. Verlagsges. Athenaion, Konstanz, 1961, Bd 1, S. 219—234.
33. Scherer R. Werkstoffe und Korrosion, 1962, Bd 13, S. 129—132.
34. Agte C. Ber. 11. Intern. Pulvermet. Tagung Eisenach, 1961, Akademie-Verlag, Berlin, 1962, S. 43—59.
35. Bückle H. Ber. 11. Intern. Pulvermet. Tagung Eisenach. 1961, Akademie-Verlag, 1962, S. 301—314.
36. Schwarzkopf P. Powder Metallurgy, Macmillan, N. Y., 1947, p. 313, 360.
37. Barrett J. C. J. Metals, 1963, v. 15, p. 341—352.
38. Davies G. F., J. Metals, 1963, v. 15, p. 352—358.

39. Campbell I. E. a. o. J. Electrochem. Soc., 1949, v. 96, p. 318—333. Vapor Plating. N. Y., 1955, v. 95, 102, 103—119.
40. English J. J. DMIC Rep., 1963, p. 152, 183.
41. Stonehouse A. J. a. o. Mechanical Properties of Intermetallic Compounds, J. Wiley, N. Y., 1960, p. 297—316.
42. Kieffer R., Braun H. Vanadin. Niob, Tantal, Springer-Verlag, Berlin/Göttingen/Heidelberg, 1963, S. 226, 230—232.
43. Huminik J. High-Temperature Inorganic Coatings, Reinhold Publ., N. Y., 1963.
44. Kieffer R., Kölbl F. Z. anorg. Chem., 1950, Bd 262, S. 229—247; Berg. u. Hüttenmänn. Mh., 1950, Bd 95, S. 49—58; Planseeber Pulvermet., 1952, Bd 1, S. 17—35.
45. Tinklerpaugh J. R., Crandall W. B. Cermets, Reinhold Bull., N. Y., 1960.
46. Eisenkolb F. Die neuere Entwicklung der Pulvermetallurgie, Verlag Technik, Berlin, 1955, S. 411—429; Fortschritte der Pulvermetallurgie, Akademie-Verlag, Berlin, 1963, Bd 11, S. 641—709.
47. Goetzel C. G. Treatise on Powder Metallurgy, Interscience Publ., N. Y., v. IV. Pt. 1, p. 471—515.
48. Crandall W. B., Tinklerpaugh J. B. 2. Plansee Seminar, Reutte/Tirol, 1955, S. 344—360.
49. Shaffer P. T. B. a. o. 1961. WADD TR 60—749.
50. Hoffman C. A. a. o. NACA Techn. Note, 1949, No. 1836; J. Amer. Ceram. Soc., 1954, v. 37, p. 439—444.
51. Lidman W. G., Bobrowsky A. R. NACA Techn. Note, 1949, N 1918.
52. Robinson A. T. a. o. AIAA J., 1963, v. 1, p. 89—95.
53. Klinggohr O. Werkstattstechnik, 1933, Bd 27, S. 133—134.
54. Dawidl W. Chem. Fabr., 1940, Bd 13, S. 133—135.
55. Hinnüber J. Maschinenmarkt, 1949, Bd 55, S. 38—40.
56. Hinnüber J., Rudiger O. Arch. Eisenhüttenwesen, 1953, Bd 24, S. 267—274.
57. Kinna W., Rüdiger O. Arch. Eisenhüttenwesen, 1953, Bd 24, S. 535—452; Techn. Mitt. Krupp, 1954, Bd 12, S. 13—21.
58. Hinnüber J. u. a. 2. Plansee Seminar, Reutte/Tirol, 1955, 130—153; Arch. Eisenhüttenwesen, 1956, Bd 27, S. 259—267; Techn. Mitt. Krupp, 1956, Bd 14, S. 140—142.
59. Metcalfe A. G. Metal Treatment, 1946, Bd 13, S. 127—133.
60. Sandford E. J. Alloy Metals Rev., 1949, v. 7, N 52, p. 2—12.
61. Krol J. M., Goetzel C. G. 1949, AFTR 5892.
62. Montgomery E. T. 1951, AFTR 6515.
63. Cooper A. L., Colteryahn L. E. NACA, 1951, RM 51110.
64. Gurnick R. S., Cooper A. L. NACA 1952, RM E52E27.
65. Greenhouse H. M. J. Amer. Ceram. Soc., 1952, v. 35, p. 271—274.
66. Deutsch G. C. a. o. NACA, 1953, RM E52K13.
67. Graham J. W. Iron Age, 1953, v. 172, N 7, p. 148—152, Machine Design, 1954, v. 26, N 5, p. 159—162.
68. Hoffman C. A., Cooper A. L. NACA, 1953, RM E52HO5.
69. Wilson R. E. WADC, 1953, TR 53—369.
70. Soxman E. J. WADC, 1953, TR 53—370.
71. Schwarzkopf P., Leszynski W. Powder Met. Bull., 1954, v. 7, p. 19—21.

72. Trent M., Carter A. Symp. on Powder Metallurgy, 1954, Iron Steel Inst., L., 1956, p. 272—276.
73. Penrice T. W., Shute D. H. Symp. on Powder Metallurgy, 1954, Iron Steel Inst., L., 1956, p. 272—281.
74. Harris G. T. a. o. Symp. on Powder Metallurgy, 1954, Iron Steel Inst., L., 1956, p. 282—292.
75. Turnbull R. C. WADC, 1954, TR 53—1.
76. Joseph A. D. a. o. Tinklepaugh, WADC, 1954, TR 55—82, 1955, 55—489.
77. Johnson A. E. NACA, 1954, TN 3197.
78. Carter A. Metallurgia, 1954, v. 49, p. 8—14.
79. Goetzel C. G., Skolnick L. P. 2. Plansee Seminar, Reutte/Tirol, 1955, S. 92—98.
80. Havelkotte W. L. 2. Plansee Seminar, Reutte/Tirol, 1955, S. 111—129.
81. Pinkel B. a. o. NACA, 1955, Res. Mem. E54D13.
82. Knudsen F. P. a. o. J. Amer. Ceram. Soc., 1955, v. 38, p. 312—323.
83. Montgomery E. T. a. o. WADC, 1955, TR 54—33, 54—44.
84. Kingery W. D., Halden F. A. Bull. Amer. Ceram. Soc., 1955, v. 34, p. 117—119.
85. Pfaffinger K. Planseeber. Pulvermetallurgie, 1955, v. 3, p. 17—33.
86. Pfaffinger K. a. o. Symp. Metallic Mat. for Service at Temp. above 16000 F; Amer. Soc. Test. Mat. Spec. Techn. Rep. Nr. 174, Philadelphia, 1956, p. 90—99, Disk. p. 99—102.
87. Kieffer R. a. o. Métaux, 1956, v. 31, p. 233—243.
88. Goetzel C., Adamec J. B. Metal Progr., 1956, v. 70, N 6, p. 101—106.
89. Hoffman C. A. NACA, 1956, RN E55H12.
90. Glaser F. W., Grossmann N. Powder Met. Bull., 1956, v. 7, p. 90—93.
91. Redmond J. C. a. o. WADC, 1956, TC 57—25.
92. Graham J. E., Redmons J. C. High Temperature Technology, J. Wiley, N. Y., 1956, p. 208—232.
93. Skolnick L. P., Goetzel C. G. Amer. Soc. Test. Mat. Spec. Techn. Publ., No. 174, Philadelphia, 1956, p. 103—109.
94. Blumenthal H., Silverman R. J. Metals, 1956, v. 8, p. 977—981; WADC, 1956, TR 54—13.
95. Еременко В. Н. и др. Вопросы порошковой металлургии. Изд-во АН УССР, Киев, 1956, т. 3, с. 62—72, 73—80.
96. Kieffer R., Benesovsky F. Neue Hütte, 1957, Bd 2, S. 545—554.
97. Thümmel F., Blum G. Neue Hütte, 1957, Bd 2, S. 762—763.
98. Skolnick L. P. J. Metals, 1957, v. 9, p. 438—442.
99. Lavendel H. W., Goetzel C. G. High Temperature Mathematics, N. Y., 1959, p. 140—154; WADC, 1957, TR 57—135.
100. Probst H. B., McHenry H. T. NACA, 1957, TN 3894, 3931.
101. Robins L., Grala E. M. NACA, 1957, TN 3927.
102. Morgan W. C., Deutsch G. C. NACA, 1957, TN 4030.
103. Pezzi A. C., Kling H. P. WADC, 1957, TR 56—329.
104. Glenny E., Taylor T. A. Powder Metallurgy, 1958, No. 1/2, p. 189—226.

105. Kerper M. J. a. o. J. Res. Nat. Bur. Stand., 1958, v. 61, p. 149—169.
106. Kawashima C., Saito S. J. Ceram. Assoc. Japan, 1958, v. 66, p. 174—182, 1960, v. 68, p. 267—273.
107. Gregory E., Goetzel C. G. Trans. Metallurg. Soc. 'AIME', 1958, v. 212, p. 868—874.
108. Shimohira T., Yamahuchi T., Yogyo Kyokai Shi, 1958, v. 66, p. 83—88.
109. Еременко В. Н., Натансон Я. В. Вопросы порошковой металлургии. Изд-во АН УССР. Киев, 1959, т. 7, с. 7—17.
110. Еременко В. Н., Косолапова И. Я. Порошковая металлургия, 1959, № 7, с. 3—6.
111. Newkirk H. W., Sisler H. H. J. Amer. Ceram. Soc., 1958, v. 41, p. 93—103; 1959, v. 42, p. 306—309.
112. Wachtman J. B., Lam D. G. J. Amer. Ceram. Soc., 1959, v. 42, p. 254—260.
113. Holmes A. C., Repko A. J. Non-Destr. Test., 1959, v. 17, No. 3, p. 156—164.
114. Wellborn W. W. Materials in Design Engn., 1959, v. 49, No. 2, p. 79—81.
115. Chiarito P. T., Johnston J. R. NASA Mem., 1959, 2—13—59E.
116. Niki E. a. o. J. Aeronaut. Res. Inst. Univ. Tokyo, 1959, v. 1, p. 372—383; J. Chem. Soc. Japan, 1960, v. 63, p. 1121. Yogyo Kyokai Shi, 1961, v. 69, p. 169.
117. Kato E., Naka S. Rep. Gov. Ind. Res. Inst. Nagoya, 1959, v. 8, p. 228—233.
118. Newkirk W. a. o. Bull. Amer. Ceram. Soc., 1960, v. 39, p. 370—376.
119. Lang S. M. Nation Bur. Standards Mon., 1960, v. 6.
120. Weber B. C. Cermets, Reinhold Publ., N. Y., 1960, p. 58—73.
121. Goetzel C. G. Cermets, Reinhold Publ., N. Y., 1960, p. 73—81, 130—146.
122. Tinklepaugh J. R. Cermets, Reinhold Publ., N. Y., 1960, p. 170—180.
123. Cech B. Silikaty, 1960, v. 4, p. 1—9.
124. Брохин И. С., Ольхов И. И. Цветные металлы, 1959, т. 32, № 3, с. 61—66; 1960, т. 33, № 4, с. 67—70; Твердые сплавы, 1960, № 2, с. 135—147.
125. Fujii Y. J. Japan Soc. Powder Met., 1960, v. 7, p. 211—226.
126. Monma K., Suto H. J. Japan Inst. Metals, 1960, v. 24, p. 158—162, 163—167, 167—170.
127. Sugiyama M., Suzuki H. J. Japan Inst. Metals, 1960, v. 24, p. 618—622, 622—625; 289—692, 740—743; 1961, v. 25, p. 1—4, 4—8, 8—11, 167—170, 321—324; Kogyo Kagaku Zasshi, 1960, v. 63, p. 1094—1100.
128. Kato E., Matsumoto H. Rep. Gov. Ind. Res. Inst. Nagoya, 1961, v. 10, p. 55—61.
129. Spinner S. J. Res. Nation Bur. Standards, 1961, v. 65, p. 89—96.
130. Agte C., Blum G. Neue Hütte, 1961, v. 6, p. 139—146.
131. Lewis B. W. NASA, 1961, TN D906.
132. Sugiyama M., Suzuki H. J. Japan Powder Met., 1961, v. 8, p. 152—155.

133. Kingery W. D. a. o. J. Amer. Ceram. Soc., 1961, v. 44, p. 29—35.
134. Sasaki Y. S. J. Japan Inst. Metals, 1961, v. 25, p. 313—317.
135. Раковский В. С. Ber. II. Internat. Pulvermet. Tagung, Eisenach, 1961, Akademie Verlag, Berlin. 1962, S. 381—384.
136. Nishi Y. J. Japan Soc. Metals, 1962, v. 26, p. 329.
137. Fukatsu T. J. Japan Soc. Metals, 1962, v. 26, p. 43.
138. Niki E. K. a. o. Bunseki Kagaku, 1962, v. 11, p. 1185—1191.
139. Еременко В. Н. и др. В сб. «Исследование жаропрочных сплавов», 1961. Пермь, ЦБТИ, т. 8, с. 95—102.
140. Вальев Н. И. Изв. вузов. Серия «Машиностроение», 1962, № 6, с. 124—128.
141. Fukatsu T., Yamaya S. J. Japan Powder Met. Soc., 1963, v. 10, p. 167—171.
142. Harrington L. C., Rowe G. H. Am. Soc. Test. Mat. Prepr., 1963, N 71.
143. Артамонов А. Я., Шведков Е. Л. Порошковая металлургия, 1963, № 1, с. 79—82.
144. Gangler J. J., Robards C. F., McNutt J. E. NACA Techn. Note, 1949, Nr. 1911; J. Amer. Ceram. Soc., 1950, v. 33, p. 367—374.
145. Glaser F. W., Ivanick W. J. Metals, 1952, v. 4, p. 387—390.
146. Sanders W. A. a. o. High Temperature Materials II, Intersci. Publ., N. Y., 1963, p. 469—483.
147. Engel W. J. NACA, Techn. Note, 1950, N 2187.
148. McBride C. C. a. o. J. Amer. Ceram. Soc., 1952, v. 35, p. 28—32.
149. Deutsch G. C. a. o. NACA Techn. Note, 1949, N 1915.
150. Whitman M. J., Repko A. J. NACA, 1949, Techn. Note, No. 1914.
151. Redmond J. C., Smith E. N. Trans. Amer. Inst. Met. Engng., 1949, v. 185, p. 987—993.
152. Bobrowsky A. R. Trans. Amer. Soc. Mech. Engng., 1949, v. 71, p. 621—629.
153. Hinnüber J., Rüdiger O. Symp. on Powder Metallurgy, 1954, Iron Steel Inst., 1956, p. 305—310.
154. Pinkel B. u. a. NACA, 1955, RME 55 J04.
155. Hartwig F. J. a. o. NACA, Techn. Note, 1947, N 1399.
156. Redmond J. C. Vortrag Amer. Soc. Mech. Eng., Pittsburg, 1950.
157. Redmond J. C., Graham J. W. Metal Progr., 1952, v. 61, N 4, p. 67—70.
158. Roach J. D., Electrochem. Soc., 1951, v. 98, p. 160—165.
159. Trent E. M. a. o. Metallurgia Manchester, 1950, v. 42, p. 111—115; 1954, v. 49, p. 8—14.
160. WZ-Legierungen der Metallwerk Plansee A. G., Reutte/Tirol.
161. Gangler J. J. J. Amer. Ceram. Soc., 1954, v. 37, p. 312—316.
162. Reed E. L. J. Amer. Ceram. Soc., 1954, v. 37, p. 146—153.
163. Koenig R. F., Brush E. G. Materials and Methods, 1955, v. 42, N 6, p. 110—114.
164. Можухин Е. И. и др. Изв. вузов. Черная металлургия, 1960, № 3, с. 131—135.
165. Soxman E. J. a. o. J. Amer. Ceram. Soc., 1956, v. 39, p. 261—265; Cermets. Reinhold, Publ., N. Y., 1960, p. 181—191.

166. Humenik M., Parikh N. M. J. Amer. Ceram. Soc., 1956, v. 39, p. 60—63; 1957, v. 40, p. 315—320, 335—339.
167. Low J. K. J. Metals, 1956, v. 8, p. 982—984.
168. Humenik M., Whalen T. J. Cermets. Reinhold Publ., N. Y., 1960, p. 6—49; Trans. Met. Soc. Am. Inst. Met. Eng., 1960, v. 218, p. 401—404.
169. Schwartz M. A. 2. Plansee Seminar, Reutte/Tirol, 1955, p. 457—464.
170. Rempes P. E. a. o. Bull. Amer. Ceram. Soc., 1958, v. 37, p. 334—339.
171. Crala E. M. NACA, Techn. Note, 1956, 3769.
172. Moore D. G. a. o. NACA, Techn. Note, 1951, 2329, 1951, N 2386.
173. Moore D. G. a. o. NACA, Techn. Note, 1951, 2422.
174. Nelson J. A. a. o. J. Electrochem. Soc., 1951, v. 98, p. 465—473; Ceramics, 1956, v. 8, 184—187.
175. Bennett D. G. a. o. 1951. AFTR 6540.
176. Agte C. a. o. Schneidkeramik, Akademie-Verlag, Berlin, 1959.
177. Barr H. N. a. o. Electrochem. Soc., Cleveland, 1950, Ref. Powder Met. Bull., 1950, v. 5, p. 62—63.
178. Ueltz H. F. J. Amer. Ceram. Soc., 1950, v. 33, p. 340—344.
179. Greenhouse H. M. a. o. J. Amer. Chem. Soc., 1951, v. 73, p. 5086—5087.
180. Accountius O. E. a. o. J. Amer. Ceram. Soc., 1954, v. 37, p. 173—177.
181. Greenhouse H. M. a. o. J. Amer. Ceram. Soc., 1954, v. 37, p. 203—206.
182. Weber B. C., Hessinger P. S. J. Amer. Ceram. Soc., 1954, v. 37, p. 267—272.
183. Williams A. E. Metal Treatment, 1951, v. 18, p. 445—449.
184. Chiotti P. J. Amer. Ceram. Soc., 1952, v. 32, p. 123—130.
185. Seith W., Schmeken H. Heraeus Festschrift. Hanau, 1950, S. 218—242.
186. Hamjian H. J., Lidman W. G. NACA, Techn. Note, 1950, N 2198.
187. Hamjian H. J., Lidman W. G. NACA, Techn. Note, 1951, N 2491, 1952, No. 2731.
188. Van Arkel A. E. Physica, 1924, v. 4, p. 286—301.
189. Moers K. Z. anorg. Chem., 1931, Bd 198, S. 243—261.
190. Meyer O. Ber. dtsh. keram. Ges., 1930, Bd 11, S. 333—363.
191. Foster L. S. AECD, 1945, 2942.
192. Vasilos T., Kingery W. D. J. Amer. Ceram. Soc., 1954, v. 37, p. 409—414.
193. Blocher J. M. High Temperature Technology, J. Wiley N. Y., 1956, p. 181—183.
194. Самсонов Г. В. и др. Огнеупоры, 1960, т. 25, с. 405—408.
195. Hower L. D. a. o. Electrochem. Soc., Cleveland, 1950.
196. Kritzer I. C., Newnham I. E. Austral J. Appl. Sci., 1956, v. 7, p. 215—223.
197. Baskey R. H. Trans. Amer. Soc. Lubric Engng, 1952, v. 2, p. 116—123.
198. Münster A., Ruppert W. Naturwiss., 1952, Bd 39, S. 349—350; Z. Elektrochem., 1953, Bd 57, S. 364—371; Angew. Chem., 1957, Bd 69, S. 281—290.

199. Schwarzkopf P., Glaser F. W. Iron Age, 1954, v. 173, N 13, p. 138—139.
200. Everhart J. L., Materials and Methods, 1954, v. 40, N 2, p. 90—92.
201. Blum A., Ivanick W. Powder Met. Bull., 1956, v. 7, p. 75—78.
202. Steinitz R. Modern Materials, Academic Press, N. Y., 1960, v. 2, p. 191—224.
203. Mandorf V. a. o. High Temperature Materials II. Intersci. Publ., N. Y., 1963, p. 455—467.
204. Sindeband S. J. Trans. Amer. Inst. Met. Engng., 1949, v. 185, p. 198—202.
205. Takagi R. a. o. Nippon Kinzoku Gakkai-Shi, 1956, v. 20, p. 375—377; J. Mech. Lab. Japan, 1957, v. 11, p. 140—144.
206. Искольдский И. И., Богородская Л. П. ЖПХ, 1957, т. 30, с. 177—185.
207. Kotsch H., Merz A. Wiss. Z. Techn. Hochsch., Dresden, 1960, Bd. 9, S. 1203—1206.
208. Merz A., Kotsch H. Ber. II. Internat. Pulvermet. Tagung Eisenach, 1961, Akademie-Verlag, Berlin, 1962, S. 423—430.
209. Самсонов Г. В. Металловедение. Обработка металлов, 1958, № 1, с. 35—38.
210. Tyrrell M. E., Housck C. W. Bur. Mines Rep. Inv., 1963, 6262.
211. Ковальченко М. С. и др. ДАН УССР, 1958, № 7, стр. 740—742.
212. Тай-Чу-вей, Ясниская Г. А., Самсонов Г. В. ДАН УССР, 1960, с. 48—49.
213. Ковальченко М. С. и др. Изв. АН СССР, Металлургия и топливо, 1960, № 3, стр. 115—119.
214. Steinitz R. Aviation Age Handbook, 1957, June; Ed. Modern Materials, Academic Press, N. Y., 1960, v. 2, p. 191—224.
215. Hoffman C. A. NACA RME 52 L 15a (1953).
216. Powell C. F., High Temperature Technology, J. Wiley, N. Y., 1956, p. 131—151.
217. Moore D. G., Cuthill J. B. Bull. Amer. Ceram. Soc., 1955, v. 34, p. 375—382.
218. Herz W. H. Materials in Design Engng., 1959, v. 49, N 4, p. 98—99.
219. Schatt W. Neue Hütte, 1961, v. 6, p. 644—654.
220. Glaser F. W. Powder Met. Bull., 1951, v. 6, p. 51—54.
221. Самсонов Г. В., Кислый П. С. ДАН УССР, 1959, № 1, с. 35—38.
222. Sech B., Zeman K. Hutnické Listy, 1962, t. 17, s. 66—69.
223. Самсонов Г. В. и др. Порошковая металлургия, 1963, № 5, с. 94—97.
224. Сердюк С. М. и др. Порошковая металлургия, 1964, № 1, с. 91—95.
225. Kotsch H. Neue Werkstoffe durch pulvermetallurgische Verfahren, Akademie-Verl., Berlin, 1964, S. 109—118.
226. Bloch E. A. Erzmetalle, 1961, Bd 14, S. 400—409.
227. Ransley C. E. J. Metals, 1962, v. 14, p. 129—135; Teknisk Ukeblad, 1962, v. 109, p. 1117—1126.
228. Dodge W. a. o. J. Metals, 1955, v. 7, p. 824—832.
229. Evans R. M. Materials and Methods, 1956, v. 43, N 6, p. 132—133.
230. Chapin E. J., Friske W. H. NRL, 1955, p. 4478.
231. Binder L., Roth A. Powder Metallurgy Bull., 1953, v. 6, p. 154—162.
232. Amer. Machinist, 1956, v. 100, p. 153.
233. Metcalfe A. G. Amer. Soc. Tool. Eng. Rep., 1956, N 2.
234. Tyrrell M. E., Farrior G. M. Bur. Mines RI, 1962, 6095.
235. Ogden H. R., Jaffee R. I. BMI, 1950, RIJ, I.
236. Dayton R. W. BMI, 1956, XI32.
237. Cowen H. C. Nuclear Engng., 1959, v. 4, p. 11—17.
238. Ploetz G. L. Bull. Amer. Ceram. Soc., 1960, v. 39, p. 362—365.
239. Kieffer R., Benesovsky F. Hartstoffe, Springer-Verlag, Wien, 1963, S. 506—511.
240. Kieffer R., Nachtigall E. Heraeus Festschrift, Hanau, 1950, S. 186—205.
241. Beidler E. A. a. o. J. Electrochem. Soc., 1951, v. 98, p. 21—25.
242. Stolarz S., Pracek H. 1960, v. 12, p. 313—320, 1960, v. 15, p. 313—320.
243. Filzer E. Berg. und Hüttenmänn. Mh, 1952, Bd 97, S. 81—91; Arch. Eisenhüttenwesen, 1952, Bd 23, S. 377—382; 1. Plansee Seminar, Reutte/Tirol, 1952, S. 244—253; 2. Plansee Seminar, Reutte/Tirol, 1955, S. 56—79; 3. Plansee Seminar, Reutte/Tirol, 1958, S. 175—202.
244. Kieffer R., Benesovsky F., Konopicky C. Ber. Dtsch. keram. Ges., 1954, Bd 31, S. 223—230.
245. Sedlatschek K., Stadler H. Z. Planseeber. Pulvermetallurgie, 1961, Bd. 9, S. 39—43.
246. Colan H. a. o. Stud. Cerc. Met, 1963, v. 8, p. 397—407.
247. Leadbeater C. J., Richards D. T. Metal Treatm., 1954, v. 21, p. 309—351, 387—396.
248. Wehrmann R. High Temperature Technology, J. Wiley, N. Y., 1956, p. 151—170.
249. Rowe G. A. Engineer, 1958, v. 206, p. 418.
250. Goelzel C. G., Landler P. 4. Plansee Seminar, Reutte/Tirol, 1962, S. 759—767.
251. Иванов В. Е. и др. Физика металлов и металловедение, 1962, т. 14, с. 574—577.
252. Gangler J. J. High Temperature Materials II., Intersci. Publ., N. Y., 1963, p. 719—747.
253. Wachtell R. W. High Temperature Materials II., Intersci. Publ., N. Y., 1963, p. 749—760.
254. Bamberger E. N. a. o. High Temperature Materials, II, Intersci. Publ., N. Y., 1963, p. 773—787.
255. Jeffrys R. A., Gadd J. D. High Temperature Materials II., Intersci. Publ., N. Y., 1963, p. 801—818.
256. Pentecost J. L. High Temperature Inorganic Coatings, Reinhold Publ., N. Y., 1963, p. 10—109.
267. Kompanek A. J., Collins G. A. Materials in Design Engng., 1963, v. 58, N 4, p. 90—92.
268. Самсонов Г. В., Епик А. П. Покрyтия из тугоплавких соединений. Изд-во «Металлургия», М., 1964.
259. Cox A. R., Brown R. Z. Less-Common. Met., 1964, v. 6, p. 51—69.

260. Lynch J. F. a. o. 1954, WADC Tr 53—437.
261. Kieffer R., Cerwenka E. Z. Metallkunde, 1952, Bd 43, S. 101—105.
262. Searcy A. W. J. Amer. Ceram. Soc., 1957, v. 40, p. 431—435.
263. Kotrba Z. Techn. Zpravy VUPM, 1960, N 56, p. 24—30.
264. Maxwell W. A. NACA, RME 9 GOI, 1949, E52, AO4, 1952.
265. Fitzer E., Schawab J. Metall, 1955, Bd. 9, S. 1062—66.
266. Fitzer E. Herausg. Passivierende Filme und Deckschichten, Springer-Verlag, Berlin, 1956, S. 43—52.
267. Mitsuhashi T., Tamura K. Nippon Kinzoku Gakkai Shi, 1958, v. 22, p. 416—420; Trans. Nat. Res. Inst. Met. Japan, 1959, v. 1, p. 73—77.
268. Fitzer E. a. o. Elektrowärme, 1958, v. 16, N 5, S. 163—169, N 6, S. 253—259.
269. Merz A., Müller K. Ber. II. Internat. Pulvermet. Tagung Eisenach, 1961, Akademie-Verlag, Berlin, 1962, S. 417—422.
270. Иванов В. Е. и др. Физика металлов и металловедение, 1964, т. 17, с. 94—99, 142—144.
271. Haglung J., Amberg S. Elektrowärme, 1958, Bd 16, S. 15—55, Disk, S. 156—162.
272. Kieffer R., Benesovsky F. Metall, 1952, Bd. 6, S. 243—250; 1. Plansee Seminar, Reutte/Tirol, 1952, S. 254—256.
273. Kieffer R., Benesovsky F. Planseeber. Pulvermetallurgie, 1957, Bd 5, S. 51—71; Elektrowärme, 1957, Bd. 10, S. 37—44; Metallurgia, 1958, Bd 58, S. 119—124.
274. Rubisch O., Buchner E. Elektrowärme, 1963, Bd 51, S. 512—518.
275. Long R. A. NACA, 1950, RM E50F22.
276. Bryjak E., Lesniak Ch., Przegląd Elektr., 1955, t. 31, s. 743—748.
277. Tagaki R., Tamura K. Nippon Kinzoku Gakkai Shi, 1957, v. 21, p. 169—172.
278. Кислый П. С., Самсонов Г. В. Изв. АН СССР, Серия «Металлургия и топливо», 1959, № 6, с. 133—137.
279. Tamura K., Kawaguchi T. J. Japan Soc. Powder Met., 1960, v. 7, p. 156—162; 1961, v. 8, p. 113—120, 145—151, Trans. Nat. Res. Inst. Met., 1963, v. 5, p. 257, 258.
280. Kašpar M. Pokroky Práskové Met., 1964, N 1, s. 24—32.
281. de Vincentis H. A., Russel W. E. NACA, 1954, RME 54B15.
282. Grinthal R. D. Powder Met. Bull., 1957, v. 8, p. 18—22.
283. Nowotny H., Huschka H. Mh. Chem., 1957, v. 88, p. 494—501.
284. Брохин И. С. и др. Цветные металлы, 1958, т. 31, с. 61—67.
285. Савицкий Е. М., Барон В. В. В сб. трудов Института металлургии им. А. А. Байкова, АН СССР, 1960, т. 5, с. 156—161.
286. Maxwell W. A. Smith R. W. NACA, 1953, RM E53F26; NACA, 1952, RM E52, DO9; 1952, E52BO6.
287. Hulfadine J. B. Special Ceramics, Rugby, 1960, p. 220—236.
288. Amberg S. Powder Metallurgy, 1961, N 8, p. 101—113.
289. Sech B., Broukal J. Silikaty, 1963, t. 7, s. 193—205.
290. Самсонов Г. В., Нешпор В. С. Огнеупоры, 1958, т. 23, № 1, с. 28—35.
291. Самсонов Г. В. Силициды и их применение в технике, Изд-во АН УССР, Киев, 1959.
292. Кислый П. С. Порошковая металлургия, 1962, № 4, с. 50—55.
293. Kröckel O. Ber. II. Internat. Pulvermet. Tagung Eisenach, 1961, Akademie-Verlag, Berlin, 1962, S. 437—447.
294. Long R. A., Freche J. C. NACA, 1950, RM E50 F22; 1952, E52A17.
295. Самсонов Г. В. и др. ДАН УССР, 1959, с. 866—868.
296. Kieffer R. u. a. Z. Metallkunde, 1952, S. 284—291.
297. Kieffer R., Benesovsky F. Iron Steel Ins. Spec. Rep., N 58, L., 1954, p. 292—301.
298. Еременко Л. Н. и др. Физика металлов и металловедение, 1963, т. 16, с. 931—933.
299. Müller K. Neue Werkstoffe durch pulvermetallurgische Verfahren, Akademie Verl., Berlin, 1964, S. 125—132.
300. Burwell J. T. Precision Metal Molding, 1956, v. 14, N 10, p. 40—41, 87—91.
301. Самсонов Г. В., Пеньковский В. В. Оптика и спектроскопия, 1961, т. 11, с. 410—414.
302. Gangler J. Amer. Ceram. Soc., N.Y., 1950.
303. Lidman W. G., Hamjian H. J. NACA, Techn. Note, 1950, N 2050.
304. Hamjian H. J., Lidman W. G. NACA, Techn. Note, 1949, N 1948; J. Am. Ceram. Soc., 1952, v. 35, p. 44—48.
305. Adlassnig K. Österr. Chem. Ztg., 1959, Bd 60, S. 69—73.
306. Bryjak E., Hutnik, 1956, t. 23, s. 117—125.
307. Carroll K. G. u. a. Nature, 1954, v. 174, p. 978—979.
308. Saller H. A. a. o. BMI, 1953, p. 883.
309. McKinney V. L., Rockwell T. AECD, 1954, 3625, p. 3—24.
310. Kitzes A. S., Hullings W. Q. AECD, 1954, 3625, p. 25—40.
311. Henson C. W. Materials and Methods, 1956, v. 44, N 6, p. 96—98.
312. Deloux G. Bull. Soc. France, Electr., 1956, v. 6, p. 442—454.
313. Johnson E. B. a. o. ORNL, 1957, 2179.
314. Lafore P., Millof J. P. CEA, 1957, 675.
315. Morgan J. G. a. o. ORNL, 1958, 2522.
316. Lewis L., Soppet J. F. YAECD, 1958, 59.
317. Barrus W. R. Nucleonics, 1958, v. 16, N 1, p. 91—94.
318. Barney W. K. a. o. Nuclear Sci. Engng., 1958, v. 4, p. 439—448.
319. Dunning D. N. a. o. Nuclear Sci. Engng., 1958, v. 4, p. 402—414.
320. Pluhař J., Vrtěl J. Jaderna energie, 1959, t. 5, s. 331—335.
321. Rüdiger O. u. a. Techn. Mitt. Krupp., 1961, 19, S. 154—172.
322. Salmang H. Die Keramik. 4. Aufl. Springer-Verlag, Berlin, Göttingen/Heidelberg, 1958, S. 274.
323. Rapner P. Special Ceramics Rugby, 1960, p. 209—219.
324. Григорьева В. В., Еременко В. Н. Вопросы порошковой металлургии. Изд-во АН УССР, Киев, 1960, т. 8, с. 38—48.
325. Wroten W. L. Materials and Methods, 1954, v. 40, N 5, p. 83—85; Prod. Engng., 1957, v. 28, N 2, p. 135—139.

326. Alliegro R. A. a. o. J. Amer. Ceram. Soc., 1956, v. 39, p. 386—389.
327. Новиков А. Н. Огнеупоры, 1957, т. 22, с. 557—562.
328. Blocher J. M. a. o. BMI, 1959, 1349.
329. Wright C. H. a. o. 1961, AD, 258971.
330. Dolloff R. T., Meers J. T. High Temperature Materials II., Intersci. Publ., NY., 1963, p. 387—401.
331. Goodman E., Thompson R., 1963, AD, 402305.
332. Kieffer R. a. o. Metall, 1963, Bd. 17, S. 669—677.

Глава VI

РЕЖУЩАЯ КЕРАМИКА

1. Исторический очерк

Опробование в качестве режущих материалов окиси циркония, окиси магния, окиси бериллия, шпинели и других керамических материалов проводилось очень давно. После ряда бесплодных усилий, особенно интенсивных в 1930 г. (зинтеркорунд), в 1937—1938 гг. («дегуссит») и в 1944—1945 гг. («Видиа»), удалось применить для этой цели только окись алюминия.

Только мелкозернистая Al_2O_3 в виде спеченных плотных изделий наиболее благоприятно сочетает в себе тугоплавкость, значительную твердость как при комнатной, так и при высокой температуре, высокие износостойкость и химическую устойчивость, в особенности к кислороду, незначительную склонность к привариванию с обрабатываемыми металлами и сравнительно хорошую прочность при изгибе. Достаточно подробные данные по окисной керамике вообще и по зинтеркорунду в частности приводит Ришкевич [1]. Область применения режущей керамики в целом детально описана Агте, Колерманном и Геймелем в их монографии [2].

Чтобы понять, каким образом режущей керамике после многочисленных безуспешных усилий удалось стать в известной мере специальным режущим материалом, целесообразнее всего проследить за историей ее развития.

Уже в 1912 г. Вейль предложил использовать Al_2O_3 в качестве режущего материала. В 1913 г. было рекомендовано применение волок из Al_2O_3 с присадкой Cr_2O_3 *.

В связи с тем, что в то время еще не применялось прессование и спекание чистой окиси алюминия в преци-

*Патент (герм.) № 294808, 1913.

зионные, обладающие высокими твердостью и износостойкостью, фасонные изделия, это предложение не было внедрено в производство. Дорогостоящий метод Вернейля, заключающийся в выплавлении в воздуходувке с гремучим газом синтетических сапфиров и рубинов в виде окрашенных монокристаллов, открыл для окиси алюминия возможность применения не только в качестве драгоценных камней, но и в качестве износостойких деталей, особенно в часовой промышленности. В настоящее время окись алюминия используют для лазеров, в виде плавленого корунда, а также в качестве шлифовального материала.

О возможности применения плавленных кристаллов корунда, как режущего материала вместо алмаза упоминает Барта [3].

Только в 1931 г. фирме «Сименс-Гальске» [4] удалось путем спекания окиси алюминия получить газонепроницаемые и непроницаемые для жидкостей твердые материалы бледно-желтой окраски. Это было первое успешное изготовление спеченного глинозема, названного «зинтеркорунд». Промышленную разработку и дальнейшее усовершенствование зинтеркорунда фирма «Сименс-Гальске» проводила на предприятии Дегусса [1, 5] под руководством Ришкевича. Эта фирма использовала зинтеркорунд в качестве материала для запальных свечей. Только в 1938 г. были опубликованы данные [6] о благоприятных результатах обработки резанием (точение и фрезерование) материалов, вызывающих сильный износ инструмента, а также обработки легких сплавов пластинками из зинтеркорунда.

Первое появление резцовых пластинок из красного зинтеркорунда с добавкой Cr_2O_3 (дегуссит) на Лейпцигской ярмарке в 1937 г. вызвало такую же сенсацию, как и первое появление (1924—1927 гг.) пластинок из твердых сплавов $\text{WC}—\text{Co}^*$ для обработки чугуна или позже (1930—1932 гг.) пластинок из сплавов $\text{WC}—\text{TiC}—\text{Co}^{**}$ для резания стали. Предприятие Дегусса показало на ярмарке не только токарные резцы с механически закрепленными и напаянными пластинками, но и прессовый инструмент и развертки с резцами из спеченной оки-

* Соответствует отечественным сплавам ВК. Прим. перев.

** Соответствует отечественным сплавам ТК. Прим. перев.

си алюминия. Внешний вид инструментов, однако, был еще не вполне удовлетворительным. В особенности оставался желать лучшего режущий материал (выкрашивание и следы износа на режущей кромке). В дальнейшем выяснилось, что пластинки из спеченной окиси алюминия не смогли вытеснить твердосплавные при обработке резанием металлических материалов. Им не удалось играть главную роль даже при обработке пластмасс и легких сплавов, где их превосходство было доказано ранее.

О работах советских исследователей в области керамических пластинок сообщают П. П. Грудов и М. П. Цыганова [7].

Главной причиной затруднений, возникавших в 30-х годах при обработке резанием, являлась низкая и неравномерная плотность готовых изделий и, как следствие, — неоднородная прочность при изгибе.

По Кифферу и Готопу [8], у многочисленных спеченных материалов на металлической и карбидной основе с увеличением плотности прочность возрастает вначале линейно и при относительной плотности свыше 95% приближается асимптотически к теоретической. Кроме того, прочность и твердость увеличиваются с уменьшением размеров зерен. Предел прочности при изгибе, являющийся хорошим мером вязкости для всех твердых материалов, зависит от плотности и у полученных обычными способами керамических материалов (рис. 148) [9]. Кроме того, его величины имеют значительный разброс (рис. 149). Хорошей однородности продукции (см. рис. 149, кривая 2) можно добиться только при строгом соблюдении оптимального технологического режима. У первых пла-

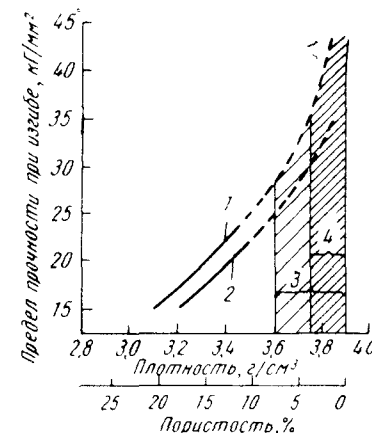


Рис. 148. Физико-механические характеристики спеченной окиси алюминия в зависимости от размеров зерен исходного порошка и условий спекания:

1 — очень мелкозернистый; 2 — мелкозернистый; 3 — обычное спекание; 4 — горячее прессование

стинок из «зинтеркорунда» уплотнение при спекании без нежелательного укрупнения зерен с обеспечением максимально возможного предела прочности при изгибе (свыше 30 кг/мм^2) происходило лишь в отдельных случаях. Средние же величины составляли всего около 15 кг/мм^2 , что было недостаточно. Испытание материала на вязкость без разрушения было и остается и до настоящего времени практически неосуществимым.

Таким образом, направления, по которым нужно вести работы по улучшению качества режущей керамики,

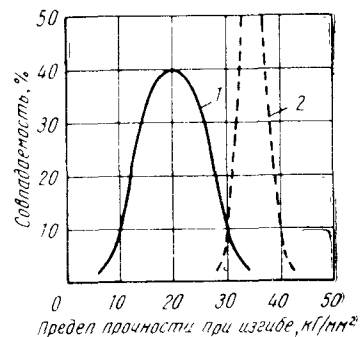


Рис. 149. Разброс величин предела прочности при изгибе режущей керамики:

1— $20 \pm 10 \text{ кг/мм}^2$; 2— $35 \pm 5 \text{ кг/мм}^2$

можно свести к следующим положениям:

1. Измельчение структуры исходных материалов.

2. Устранение возможности укрупнения зерен при спекании:

3. Проведение спекания со стабильными результатами и с устранением любой остаточной пористости.

4. Введение в небольших количествах стеклообразующей фазы для облегчения уплотняющего спекания.

5. Улучшение технологии прессования и спекания.

6. Применение горячего прессования.

7. Улучшение свойств фазы Al_2O_3 , например, путем добавки Cr_2O_3 .

Во время второй мировой войны вследствие возрастающей нехватки вольфрама в Германии вновь стали проводить эксперименты с режущей керамикой.

Потребовалось разработать высокопроизводительный режущий материал не столько для высоких скоростей резания, сколько для замены твердых сплавов типа $\text{WC} - \text{TiC} - \text{Co}$ (78/16/6, 72/14/8 и 86/5/9)*, применяющихся при обработке (обточке) снарядов. Эту важнейшую для технологии резания задачу не удалось разре-

* Соответствуют отечественным сплавам Т16К6, Т14К8, Т5К9.

Прим. перев.

шить с помощью режущей керамики. Она не решена и до настоящего времени даже с наилучшими ее марками. В то время как были разработаны и имели частичный успех безвольфрамовые твердые сплавы на основе $\text{TiC} - \text{VC} - \text{Ni} - \text{Fe}$ и $\text{TiC}(\text{Mo}_2)\text{C}$, по данным Кельбля [10], на крупновском предприятии «Видиа» проводились немногочисленные эксперименты по обработке стали и чугуна горячепрессованными пластинками из окиси алюминия с содержащей борную кислоту стекловидной фазой. Условия эксперимента были сходны с условиями, создаваемыми при точении сплавами S1 и G1. Соответственно опубликованными данным по токарной обработке, резовые пластинки должны иметь предел прочности при изгибе 40 кг/мм^2 . К массовому производству этой горячепрессованной режущей керамики, намного превосходящей окисную керамику, во время войны, однако, не приступили. Тогда еще не было в достаточной мере известно, что режущая керамика, хотя и не может быть заменителем твердых сплавов, но представляет собой по соотношению предел прочности при изгибе — износостойкости недостающее промежуточное звено между твердыми сплавами на карбидной основе, с одной стороны, и алмазом, с другой стороны [10].

Существенный дальнейший шаг по применению режущей керамики был сделан после того как советским исследователям в 1948—1951 гг. удалось изготовить образцы спеченной окиси алюминия с присадкой небольшого количества стеклообразующей фазы (около $0,5 - 1\% \text{ MgF}_2$), обладающие высокой плотностью и пределом прочности при изгибе $40 \pm 5 \text{ кг/мм}^2$. Получившая название «микролит» режущая керамика с размером зерен $1 - 3 \text{ мкм}$ имела плотность примерно $3,96 \text{ г/см}^3$, твердость $92 - 93 \text{ HRA}$, предел прочности при изгибе примерно 45 кг/мм^2 и предел прочности при сжатии около 500 кг/мм^2 .

Опубликованные в 1952—1957 гг. советские [7, 11—25], чехословацкие [26—30], польские [31—34] и венгерские [35, 36] материалы позволили пачать плодотворное соревнование со специалистами Запада. Это нашло отражение в многочисленных опубликованных работах [37—46]. Согласно Зибелю и Флеку [47], американские марки режущей керамики довольно быстро достигли по качеству «микролита».

Обширные эксперименты, проводившиеся во всем мире, иногда в идеальных, а чаще всего в трудно соблюдаемых производственных условиях (свободные от вибраций высокопроизводительные токарные станки с сильным приводным механизмом для высоких и очень высоких скоростей резания, безупречная поверхность обрабатываемого материала, применение классических зажимных инструментов при идеальной алмазной шлифовке режущих пластинок), показали, что относительно хрупкую окисную керамику нельзя применять в тех случаях, когда используются довольно вязкие и в то же время имеющие достаточную твердость марки твердых сплавов (например, при полуобдирочной обработке, обточке шероховатой поверхности с различными включениями и более или менее сильно нарушенной поверхностью, выточке валков, бандажей и т. д.). Ее можно использовать только в особых условиях, аналогичных условиям применения безвольфрамовых твердых сплавов на основе карбида титана.

Эти эксперименты способствовали дальнейшему развитию режущей керамики и привели после разработки спеченной обычным путем и горячепрессованной окисной керамики к открытию окисно-карбидной керамики. В результате исследований [48] жаропрочных и коррозионно-стойких материалов Al_2O_3-Mo и $Al_2O_3-Mo_2C$, проводившихся на заводе твердых сплавов VEB в Иммельборне, была разработана окисно-металлическая и окисно-карбидная режущая керамика [2, 49—54]. Создание некоторых марок при этом позволило причислить ее к лучшим достижениям в этой области. В качестве карбидов лучшими оказались Mo_2C и WC в количестве 20—40%. Кроме того, применили также тройные и четверные сложные карбиды металлов групп IVa—VIa. Наиболее износостойкими оказались при этом композиции, содержащие TiC . В то время как о композициях Al_2O_3 с боридами молибдена сообщал Хиннибер [40], а о композициях Al_2O_3 с Ti , TiC и твердыми растворами $TiC-WC$ — Кельбл [55], о успешном применении присадок нитридов и силицидов в литературе упоминаний нет.

2. Получение режущей керамики

Получение спеченной окиси алюминия описывается в специальной литературе по керамике [1], а изготовление

режущей керамики — в монографии Агте с сотрудниками [2]. В качестве исходного продукта в большинстве случаев используют кальцинированный технический глинозем (98,5—99,5% Al_2O_3), который подвергают мокрому размолу в шаровой мельнице до размеров зерен 1—3 мкм. Натертое железо можно удалить путем обработки сильными минеральными кислотами, оказывающими гидратирующее воздействие на поверхность частиц Al_2O_3 . Карбидные или другие присадки добавляют в большинстве случаев к хорошо высушенной мелкозернистой окиси алюминия, размолотой в шаровой или вибрационной мельнице.

Формирование порошковых смесей производилось вначале шликерным литьем. В настоящее время применяют почти исключительно прессование, как в керамической или в твердосплавной промышленности. При прессовании получаются более точные, более прочные и, во всяком случае, лучше воспроизводимые конечные продукты, чем при шликерном литье. Облегчающие прессование присадки особенно употребительны при изготовлении окисно-карбидной керамики. Спекание производят при 1800—1950°С в окислительной, нейтральной или восстановительной атмосфере в зависимости от состава. При этом применяют печи с газовым обогревом и муфелями из MgO , печи непрерывного действия с угольными трубами, печи с трубами из глинозема с молибденовой обмоткой, индукционные и вакуумные печи [56, 57]. Горячим прессованием получают очень плотные и износостойкие конечные продукты. Однако по экономическим соображениям оно до сих пор еще не внедрено.

Разработанные к настоящему времени формы и размеры для пластинок из режущей керамики иногда сильно отличаются от форм и размеров, принятых в технологии твердых сплавов (см. нормативы ISO). Для проводимой в большинстве случаев с помощью режущей керамики чистовой обработки могут применяться только пластинки относительно небольшого размера, которые должны быть подогнаны к формам зажимных приспособлений [2, 58]¹.

¹ См. также стандарт ФРГ DIN 4969 (1961).

Особое значение при этом приобрели в настоящее время так называемые «сменные», т. е. неперетачиваемые пластинки [59].

3. Состав и физико-механические свойства режущей керамики

Агте с сотрудниками делит режущие керамические материалы по составу на три группы:

1. Чистая окисная керамика со стекловидной фазой либо без нее (97—99,5% Al_2O_3 , остальное Cr_2O_3 , Fe_2O_3 , SiO_2 , $MgO \cdot SiO_2$, MgF_2).

2. Композиционные материалы из окиси металла (Al_2O_3) и металла (например, 2—10% Mo).

3. Окисно-карбидная керамика (например, 60% Al_2O_3 , 40% Mo_2C ; 60% Al_2O_3 , 20% Mo_2C , 20% WC; 80% Al_2O_3 , 10% Mo_2C , 10% WC; 90% Al_2O_3 , 5% TiC, 5% Mo_2C).

Практически чаще всего приходится иметь дело с режущей керамикой первой и третьей групп. Стекловидная или стеклообразующая фаза в первой группе действует при спекании так же, как кобальт в твердых сплавах. В ее присутствии легче осуществляется спекание и получаются более высокие значения прочности, чем у чистой спеченной окиси алюминия. Большое количество стекловидной фазы, однако, снижает твердость и износостойкость. Добавка металлоподобных твердых материалов (карбидов) третьей группы улучшает теплопроводность и прочность при изгибе. Это облегчает шлифование и повышает прочность на кромках. Слишком большие количества карбидов, однако, снижают твердость, жаропрочность и окислостойкость. Таким образом, удастся проникнуть в область скоростей резания специальными марками твердых сплавов, не достигая их вязкости.

В табл. 76 приведены данные Палича и Каминского [60] о суммарном составе и плотности некоторых марок режущей керамики. Марки В, С, Е, и F представляют собой окисную керамику с добавкой стеклообразующей фазы и без нее, остальные марки — окисно-карбидную керамику.

О физико-механических характеристиках в литературе встречаются лишь отдельные, не совпадающие друг с другом данные [49, 50, 52, 54, 57, 61—63]. Обобщающие

Таблица 76

Основные компоненты керамических режущих материалов

Условное обозначение марки	Содержание, %					Плотность, г/см ³
	C	Si	Ti	W	Mo	
A	0,54	0,6	11,8	—	—	3,92
B	0,1	7,1	—	—	—	3,90
C	0,1	0,9	—	—	—	3,81
D ₁	3,2	2,2	21,0	2,9	10,0	4,52
D ₂	1,7	3,2	—	18,0	10,0	5,34
E	0,02	3,7	—	—	—	3,90
F	0,1	2,6	—	—	—	3,72
G	2,7	6,7	—	45,5	0,5	6,9
H	0,16	2,3	2,0	—	—	3,61

Примечание. Остальное Al_2O_3 .

сведения приведены Агте [64]. В табл. 77 сопоставлены полученные Кельблем [55] наиболее важные практически характеристики режущей керамики с аналогичными данными для промышленных марок твердых сплавов, специальных марок твердых сплавов и алмаза.

Из данной таблицы следует, что плотность режущей керамики во много раз меньше плотности промышленных марок твердых сплавов. Это, разумеется, связано с тем, что ее основным компонентом является окись алюминия.

Микротвердость носителя твердости режущей керамики — окиси алюминия — составляет около 3000 кг/мм². Полученная величина микротвердости по Виккерсу свидетельствует о влиянии сцепления зерен. Она достигает примерно того же значения, что и у так называемых особо твердых специальных марок твердых сплавов.

Предел прочности при изгибе промышленных марок режущей керамики составляет 30—50 кг/мм², а у отдельных деталей — до 60 кг/мм². Эти величины, как и ранее приведенные, хотя и сравнительно высокие, но в абсолютном отношении малые, ограничивают механическую нагрузку данных материалов из-за давления при резании и в особенности вследствие максимумов давления резания, возникающих при ударах (толчках). Особенностью режущей керамики являются высокая, горячая прочность при изгибе, сохраняющаяся при-

Характеристика режущих материалов

Характеристика	Быстроре- жущая сталь	Торговые марки металлокерами- ческих твердых сплавов	Специальные марки твердых сплавов	Режущая керамика	Алмаз
Плотность, $г/см^3$. . .	8,0—9,0	9,0—15,0	9,0—5,0	3,8—4,2	3,52
Твердость по Виккерсу, $кг/см^2$	750—800	1200—1900	1600—2300 (микротвердость до 3200 $кг/мм^2$)	1500—2200 (микротвердость до 2800 $кг/мм^2$)	Микротвердость 8000—10000 $кг/см^2$
Предел прочности при изгибе, $кг/мм^2$. . .	300—400	260—90	90—60	60—30	~30
Предел прочности при изгибе при 1000°С, $кг/мм^2$	(~50)	140—80	70—50	60—30	~30
Предел прочности при сжатии, $кг/мм^2$. . .	350—400	400—590	400—300	280—320	~200
Модуль упругости, $кг/мм^2$	~21 000	45000—67000	45000—37000	35000—38000	~90000
Коэффициент теплового расширения, $\times 10^6$. .	~12	5,0—7,0	6,5—8,0	6,3—8,0	0,9—1,2
Теплопроводность, $кал/(см \cdot сек \cdot град)$. .	~0,06	0,21—0,05	0,06—0,02	0,01—0,05	0,33

мерно до 1000°С, и горячая твердость. В противоположность этому быстрорежущая сталь утрачивает свою прочность, а следовательно, и пригодность к резанию уже при 500°С, а твердые сплавы — при 700°С. У режущей керамики явления диффузии или свариваемости с горячей стружкой не бывают до высоких температур. По этой причине даже при очень высоких скоростях резания на передней поверхности происходит лишь незначительное выкрашивание. Это является одним из основных факторов получения высокой производительности при наивысших скоростях резания. В некоторых случаях, однако, может происходить выкрашивание керамики в результате воздействия окислов (легкоплавкие включения).

Предел прочности при сжатии режущей керамики составляет 280—300 $кг/мм^2$, т. е. значительно меньше, чем у промышленных марок твердых сплавов; однако опасаться поломки инструмента под действием сжимающих усилий почти не приходится. Тем не менее если одновременно возникают изгибающие усилия, например вследствие неравномерного распределения сжимающих усилий, то из-за низкой прочности при изгибе может произойти поломка даже при незначительной нагрузке.

Модуль упругости керамики, как и многих спеченных материалов, относительно высок. То, что он ниже, чем у твердых сплавов, объясняется неметаллической природой режущей керамики. Существенным моментом является, однако, то, что за упругой деформацией следует не пластическая деформация, а хрупкое разрушение. Это, как и у твердых сплавов, определяет в равной мере прочность при сжатии и прочность при изгибе.

Коэффициент теплового расширения составляет около $8 \cdot 10^{-6}$, т. е. несколько выше, чем у твердых сплавов. Это является преимуществом режущей керамики в том случае, если пластинки напаяются на стальную державку.

Теплопроводность, разумеется, в значительной степени зависит от содержания металлов или карбидов, обладающих теплопроводностью, присущей металлам. У керамики из чистой окиси алюминия без присадок она составляет около $0,01 \text{ кал}/(см \cdot сек \cdot град)$, т. е. очень мала; следовательно, этот материал является почти термодирующим. Присадки с теплопроводностью металла по-

вышают теплопроводность керамики примерно на $0,05 \text{ кал}/(\text{см} \cdot \text{сек} \cdot \text{град})$. Материалы с низкой теплопроводностью имеют, как известно, также ограниченную устойчивость к термоударам. Это означает, что при резких изменениях температуры или же при местном перегреве, например во время заточки, возникает опасность трещинообразования. С другой стороны, можно рассматривать как преимущество низкую теплопроводность керамики, в результате которой даже при высоких скоростях резания пластинка почти не нагревается в режущих участках. Это объясняется тем, что теплота, создающаяся при резании, легко удаляется через стружку и обрабатываемую деталь. Указанное преимущество, однако, почти не имеет значения, так как речь идет о материале с высокой жаропрочностью и устойчивостью к окислению, не слипающемся с сильно разогретой стружкой даже при высокой температуре. Практические опыты с окисно-карбидной керамикой, по-видимому, подтверждают, что благодаря хорошей теплопроводности она менее восприимчива к поломке или трещинообразованию.

Структура режущей керамики имеет большое значение для оценки качества и производительности резания. Достигнутые в последние годы улучшения структуры связаны в значительной мере с систематическим ее изучением. Проведение металлографического исследования режущей керамики затруднено ее высокой твердостью и тем, что она плохо поддается травлению. Наблюдение можно проводить как в падающем, так и в проходящем свете (тонкие шлифы) с выявлением пор отдельных компонентов и размеров зерен путем травления в жидком кислоте сернохлориде калия или едком натре при $400\text{--}500^\circ \text{C}$ [49, 57, 64].

Поскольку соотношение твердости и прочности при изгибе влияет на эксплуатационные свойства режущего материала, Кельбль [10] сделал попытку выразить его графически для режущей керамики в сопоставлении с промышленными марками стеллитов и твердых сплавов, а также со специальными марками твердых сплавов и алмазом. На рис. 150 по оси абсцисс отложена относительная скорость резания при обработке стали прочностью 70 кг/мм^2 . За единицу при этом принята скорость резания быстрорежущей стали, а за критерий для суждения об относительных скоростях резания при переходе

от быстрорежущей стали через твердые сплавы к окисной керамике — поперечное сечение стружки, значения которого отложены в малом масштабе параллельно оси абсцисс. Режущую керамику с пределом прочности при изгибе, равном 40 кг/мм^2 , можно использовать, например, при резании на глубину 2 мм и подаче $0,3 \text{ мм}$, тогда как твердый сплав с пределом прочности при изгибе, равном

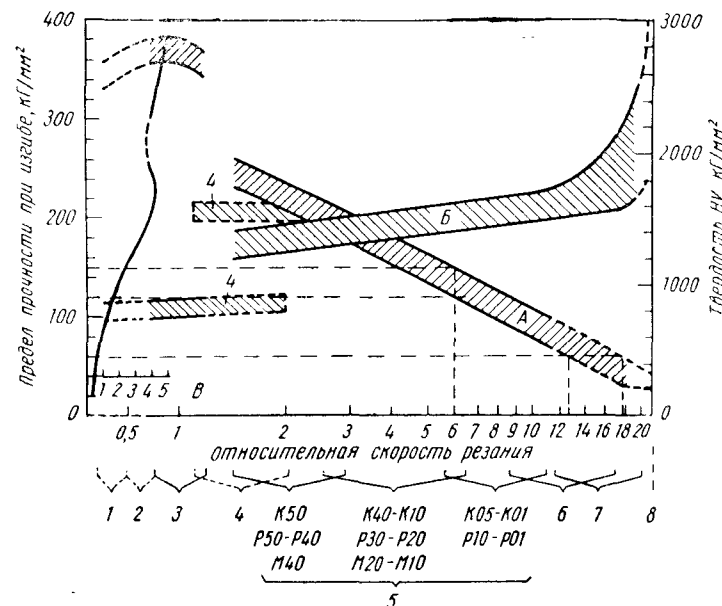


Рис. 150. Зависимость между твердостью, пределом прочности при изгибе и интервалом скоростей резания для режущих материалов (по Кельблю):

1 — нелегированная сталь; 2 — легированная инструментальная сталь; 3 — быстрорежущая сталь; 4 — стеллиты; 5 — стандартные мегаллокерамические твердые сплавы; 6 — специальные твердые сплавы; 7 — режущая керамика; 8 — алмаз; А — предел прочности при изгибе; В — твердость по Виккерсу; В — сечение стружки (мм^2)

200 кг/мм^2 , пригоден при сечении стружки около 4 мм^2 . Если бы сечение стружки были принято одинаковым для всех режущих материалов, то интервалы допустимых скоростей резания ближе подходили бы друг к другу. Это, однако, удаляло бы от практических данных. На рис. 150 показана сплошной линией подтвержденная

практикой и соответствующая промышленным маркам твердых сплавов. Часть кривой соотношения предел прочности при изгибе — относительная скорость, а пунктиром — ее продолжение для специальных марок твердых сплавов и режущей керамики до алмаза. Продолжение этой кривой соответствует полученным Кёльблем практическим данным, что можно доказать, если провести линии параллельно абсциссе и ординате и пересечь этими линиями обе ветви кривой. Для интервалов скоростей резания, превышающих в шесть раз интервалы скоростей при применении быстрорежущей стали, используются твердые сплавы с пределом прочности при изгибе около $120\text{--}155 \text{ кг/мм}^2$. В то же время, если принять за единицу скорость резания быстрорежущей стали, то режущий материал с пределом прочности при изгибе, равном $60\text{--}80 \text{ кг/мм}^2$ (а таким является режущая керамика), пригоден для скоростей резания $12\text{--}18$. Продолжение ветви кривой от твердых сплавов до алмаза действительно приводит к скоростям резания, превышающим скорость резания быстрорежущей стали примерно в $12\text{--}18$ раз. Эти скорости являются предпочтительными и подтверждаются практическими результатами, полученными при обработке стали режущей керамикой.

Путем продления ординаты можно также подтвердить зависимость максимально возможной скорости резания от третьего фактора — твердости. Верхняя ограничительная линия кривой твердости продолжена в направлении алмаза, микротвердость которого составляет примерно $8000\text{--}10000 \text{ кг/мм}^2$. Вследствие неточности результатов измерения микротвердости твердых режущих материалов, о которой говорилось выше, кривая в верхней части несколько расширена.

4. Производительность резания режущей керамикой в сопоставлении с твердыми сплавами

Сравнительные испытания режущей керамики проводили многие исследователи. При этом чистую окисную керамику со стекловидной фазой или без нее сопоставляли с различными стандартами и специальными марками

твердых сплавов при резании чугуна и стали [9, 49, 52—54, 58, 61, 62, 65—86].

Эти сопоставления дают возможность в известной мере решить, в каких случаях следует применять чувствительную к удару чистую окисную керамику, относительно устойчивую к поломкам окисно-металлическую или окисно-карбидную керамику, и когда в зависимости от парка станков ее можно сопоставлять с более пластичными стандартными твердыми сплавами типа WC—Co (94/6), WC—TiC—Co (78/16/6) или со специальными твердыми сплавами, например WC—TiC—TaC—Co (93/2/2/3), WC—TiC—Co (34/60/6), TiC—NiFeCr (94/6) и TiC—Mo₂C—NiCr (80/10/10). Наиболее существенным является сопоставление с указанными твердыми и износостойкими специальными марками твердых сплавов, так как на практике именно эти материалы в большинстве случаев являются конкурентами режущей керамики. Данные всех сравнительных испытаний прежде всего совпадают в том, что при соблюдении идеальных условий резания область применения режущей керамики соответствует высоким скоростям резания ($200\text{--}700 \text{ м/мин}$) и малым подачам.

Картина износа пластинок из режущей керамики при резании в основном несколько отличается от картины износа твердосплавных пластинок. На инструментах из режущей керамики не обнаруживается лунок и, следовательно, выкрашиваний. Естественным мерилем стойкости инструмента поэтому может служить затупление фаски в результате истирания. Согласно микроисследованиям А. О. Шмидта и его сотрудников [78], у вершины резца и на режущей кромке в первые несколько секунд возникают незначительные выкрашивания. Этот «мгновенный» износ составляет около $0,025\text{--}0,1 \text{ мм}$. Дальнейшее увеличение ширины износа до $0,25 \text{ мм}$ протекает очень медленно. Благоприятную роль играет предварительный наклон режущей кромки. Если ширина полосы износа достигает $0,25\text{--}0,3 \text{ мм}$, то пластинку нужно извлечь из резца для переточки, так как иначе может произойти интенсивное выкрашивание и трещинообразование.

При сопоставлении публикуемых данных по резанию нужно указывать характер испытаний: лабораторные или это эксперименты, проводившиеся в благоприятных усло-

виях, или производственные испытания, при которых хрупкая режущая керамика неизбежно оказывается менее удобным материалом.

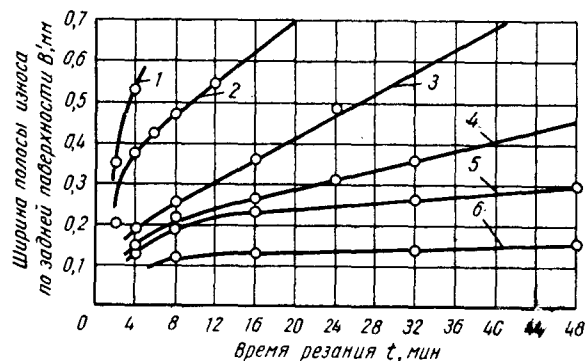


Рис. 151. Зависимость ширины полосы износа режущей керамики от скорости резания v при обработке стали (по Геймелю):

1 — 700 м/мин; 2 — 600 м/мин; 3 — 500 м/мин; 4 — 400 м/мин; 5 — 300 м/мин; 6 — 200 м/мин.

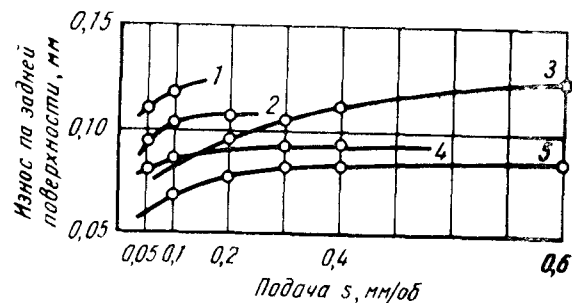


Рис. 152. Зависимость износа по задней поверхности режущей керамики от подачи при глубине резания:

1 — 0,25 мм; 2 — 0,5 мм; 3 — 4 мм; 4 — 1 мм; 5 — 2 мм

Влияние условий резания на износ особенно тщательно изучено Рихтером [49] и Геймелем [53]. На рис. 151, 152 и 153 приведены зависимости величины износа режу-

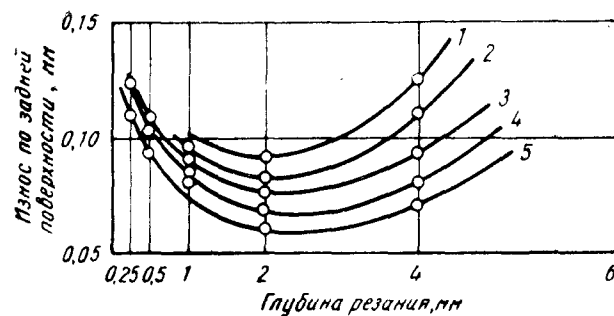


Рис. 153. Зависимость износа по задней поверхности режущей керамики от глубины резания (по Геймелю) при подаче:

1 — 0,6 мм/об; 2 — 0,4 мм/об; 3 — 0,2 мм/об; 4 — 0,1 мм/об; 5 — 0,05 мм/об

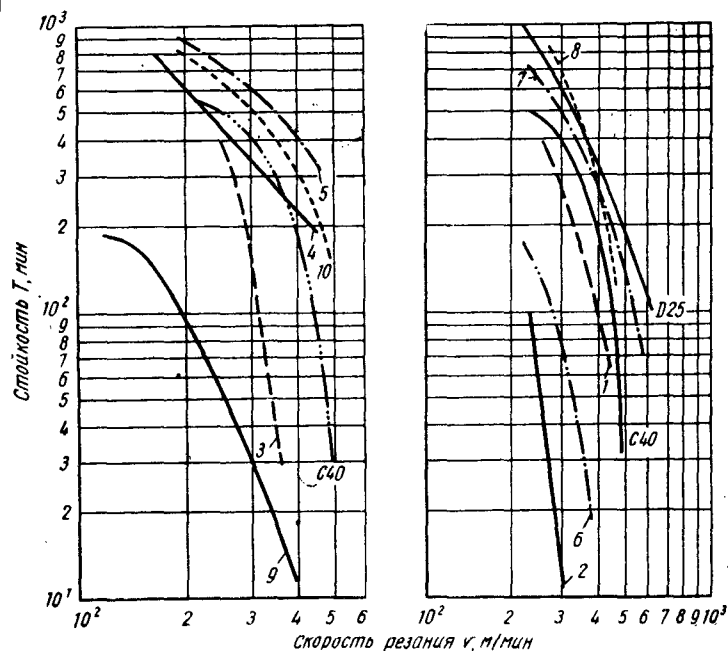


Рис. 154. Стойкость различных марок режущей керамики (по Геймелю)

шей керамики С40 при резании стали от скорости резания, подачи и глубины резания соответственно.

На рис. 154 представлены данные Агте и Геймеля [87] о стойкости режущей керамики различных марок. Марки 1—7 состоят из чистой окиси алюминия с добавкой или без добавки стеклообразующей фазы. Марка 9 представляет собой окисно-металлическую керамику, марки 8, 10, С40 и D25 являются типичными представителями окисно-

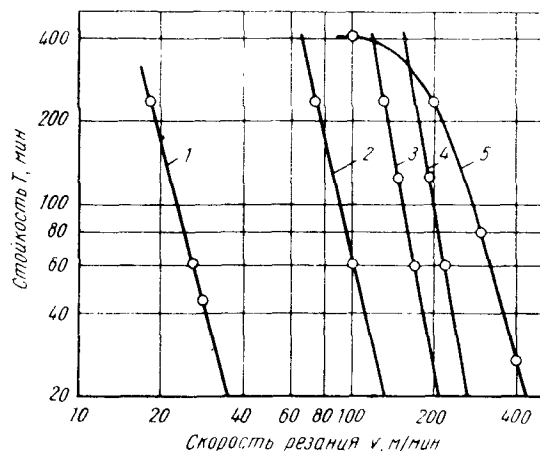


Рис. 155. Стойкость режущей керамики С40 в сопоставлении с твердыми сплавами и быстрорежущей сталью при обработке стали (по Геймелю):

1 — быстрорежущая сталь; 2 — твердый сплав S4NL; 3 — твердый сплав S1; 4 — твердый сплав FI; 5 — режущая керамика С40

карбидной керамики. Как следует из рис. 154, различие в отношении стойкости очень велико. При этом некоторые марки окисной керамики характеризуются большей производительностью, чем окисно-карбидная керамика. Однако в промышленности последней отдается предпочтение благодаря ее большей вязкости.

Данные, аналогичные данным Агте и Геймеля, получили Опиц и Зибель [80], сравнивавшие различные марки режущей керамики с твердым сплавом WC — TiC — Co (78/16/6) при обработке стали.

Геймель [87] приводит сравнительные данные для режущей керамики С40 и стандартных марок износостой-

ких твердых сплавов при обработке стали (рис. 155), в то время как Давиль и Клингер [58] сопоставляют окисно-карбидную керамику с твердыми сплавами марок G1 и S1 при обработке чугуна и стали (рис. 156 и 157). При обработке керамикой серого чугуна с большими скоростями резания износ по задней поверхности значительно меньше, а при обработке стали лункообразование почти незаметно. Однако при малых скоростях резания твердые сплавы предпочтительнее режущей керамики.

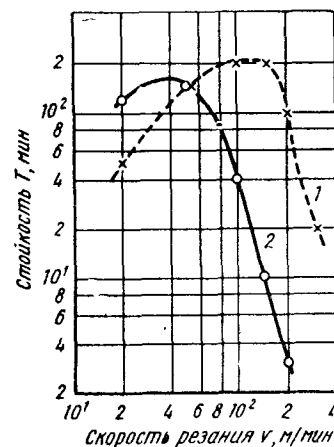


Рис. 156. Стойкость режущей керамики (1) в сопоставлении с твердым сплавом (2) при обработке серого чугуна (по Давилью и Клингеру)

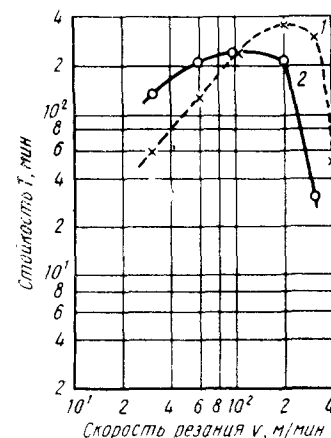


Рис. 157. Стойкость режущей керамики (1) в сопоставлении с твердым сплавом (2) при обработке резанием стали прочностью 60 кг/мм² (по Давилью и Клингеру)

На рис. 158 представлены данные Вейнера и Колермана [74] для режущей керамики С40 при обработке стали в сравнении с износостойкими стандартными твердыми сплавами S1 и F1, а также с безвольфрамовым твердым сплавом на основе карбида титана. При этом режущая керамика превосходит безвольфрамовые твердые сплавы только при скорости резания свыше 600 м/мин. При меньших скоростях резания твердый сплав на основе TiC предпочтительнее режущей керамики благодаря большей вязкости.

Углы резания оказывают большое влияние на стойкость режущей керамики при резании [53, 88]. Передний

угол должен быть равен нулю. Однако для инструментов с механическим креплением в большинстве случаев приходится применять отрицательный передний угол, что вызывает больший износ по задней поверхности. Задний

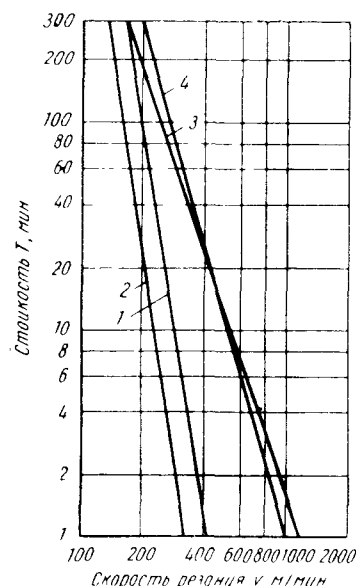


Рис. 158. Стойкость режущей керамики в сопоставлении с одной из особых марок твердого сплава и с обычным твердым сплавом при обработке стали резанием (по Вейнеру и Колерману). Обрабатываемый материал — сталь С60, $a=2$ мм, $s=0,2$ мм/об:

1 — F1; 2 — Si; 3 — HT; 4 — C10

угол должен быть равен нулю. Однако для инструментов с механическим креплением в большинстве случаев приходится применять отрицательный передний угол, что вызывает больший износ по задней поверхности. Задний угол должен быть равен $5-8^\circ$ для того, чтобы угол заострения мог быть равен 90° . Большое значение имеет так же правильный выбор установочного угла χ и угла при вершине ϵ . Чтобы угол при вершине был по возможности большим, установочный угол делают меньше 90° (лучше всего $45-60^\circ$).

Если подвести итог всем данным, полученным при лабораторных исследованиях, то выявляется следующее: значительные устойчивость к окислению, горячая твердость и предел прочности при сжатии в условиях высоких температур позволяют при применении режущей керамики сохранять большие скорости резания в течение длительного периода времени. Незначительное сопротивление в результате трения режущего инструмента уменьшает потреб-

лений стружки. Предпочтительны малые подачи и глубины резания.

Если использовать безупречно работающий инструмент с механическим креплением пластинки, надежно прикрепленный к производительному, не вибрирующему станку, то режущую керамику целесообразно применять для резания отбеленного чугуна и других материалов, дающих короткую стружку и обработка которых твердыми сплавами очень затруднена, например для абразивно действующих материалов, пластмасс, эбонита, графита и т. д. При обработке этих материалов с большой скоростью резания и при малом сечении стружки можно снять большое количество материала. Благодаря незначительному износу при резании обеспечивается весьма высокая точность в размерах и хорошая поверхность обрабатываемой детали (как при алмазной обработке).

5. Резцы с керамическими пластинками

При креплении керамических резцовых пластинок к стальным державкам необходимо принять во внимание характерные свойства материала. Поскольку керамика не смачивается металлом, она припаивается плохо [89]. Улучшить припайваемость можно только путем металлизации поверхности [18, 90]. Однако возникновение внутренних напряжений в месте спая особенно легко может привести к трещинам в хрупкой керамике.

Крепление резцовых пластинок к державкам путем совместного обжига с эмалевидными массами было с успехом апробировано, но не нашло себе практического применения. В то же время при слабой нагрузке на инструмент оправдали себя смоляные клеи (например, аральдит) [91]. Напряжения в этом случае не возникают в такой мере, как при пайке.

Значительно устранить внутренние напряжения, однако, можно при креплении пластинок в наиболее хорошо подогнанных зажимных инструментах [9, 17, 53, 77, 78, 87, 92—101]. Державки должны быть изготовлены таким образом, чтобы в пластинках не могли возникнуть изгибающие напряжения. Кроме того, керамические пластинки должны иметь абсолютно ровные подложки из быстрорежущей стали или твердого сплава. Конструкция державки зависит от формы керамической режущей пластин-

ки. Различают державки с многократно перетачиваемыми керамическими пластинками и державки, предназначенные для неперетачиваемых многогранных пластинок. При применении чувствительных керамических пластинок уступ или щиток стружколома должны быть сконструированы особо тщательно во избежание повреждения стружкой [77, 78].

Заточка керамических режущих пластинок или готового инструмента из-за хрупкости значительно более труднительна, чем заточка металлических твердых материалов. Применять можно только диски с карбидом кремния или алмазные мелкозернистые с мягкими шлифовальными характеристиками. Заточку следует проводить с легким нажимом или малой подачей при низкой скорости и интенсивном охлаждении. Предприятиям, не имеющим достаточного опыта по заточке керамических пластинок, рекомендуется пользоваться так называемыми «неперетачиваемыми» пластинками, которые поставляются готовыми и после износа всех режущих кромок выбрасываются. Режущие кромки, по соображениям прочности, должны быть особо тщательно скошены [77, 78, 96].

6. Станки для успешного применения режущей керамики

Из-за большей твердости и относительно незначительной вязкости режущей керамики при ее применении нужно следить за тем, чтобы не возникали пики напряжений, как это происходит при толчкообразной или ударной нагрузке. При этом необходимо, чтобы процесс резания проходил без каких-либо вибраций, толчков, сотрясений или буксований. Станок должен иметь максимально возможную динамическую жесткость даже при большом числе оборотов, достаточное балансирование всех вращающихся деталей и наименьший зазор в подшипнике. Однако для создания подобных станков требуется длительная, упорная и связанная с большими денежными затратами исследовательская работа [102].

В то же время следует опробовать и провести возможные мероприятия, направленные на то, чтобы приспособить имеющиеся в настоящее время станки для успешного использования режущей керамики. Сюда относятся: безрезонансная установка станков, своевременный ре-

монт передачи, устранение зазора подшипника в шпинделе, уравнивание планшайбы, правильный уход за суппортом и станиной и, наконец, насколько возможно, увеличение мощности привода путем применения более мощного двигателя. Необходимо отметить, что все эти факторы, даже во всей совокупности, менее эффективны, чем применение более вязких специальных марок твердых сплавов.

7. Экономические соображения при применении режущей керамики

Многочисленные оптимистические высказывания в пользу режущей керамики основаны, согласно Кёльбю, на том положении, что при очень больших скоростях резания даже в случае небольшого сечения стружки можно снять в единицу времени по меньшей мере тот же объем, что и при большом сечении стружки и соответственно меньшей скорости резания; таким образом, разделение съема материала на несколько операций с небольшим сечением стружки с учетом высокой стойкости режущей керамики должно обеспечить успех. Однако детали таких габаритов, при которых машинное время даже при весьма высокой скорости резания еще достаточно велико для сохранения выгодного соотношения к побочному времени и времени на наладку, встречаются очень редко. Таким образом, не имеет смысла стремиться к связанному с большими затратами и риском дальнейшему укорачиванию и без того короткого машинного времени, если сумма побочных периодов остается неизменной или даже повышается. В противном случае специалист, учитывая значительно большее потребление энергии на одно чистовое резание, с трудом смог бы разбить операцию, которую с имеющимся режущим материалом можно было бы провести как черновое резание за один проход, на несколько проходов. При чистовой обработке материалов, дающих объемистую сливную стружку, приходится также иметь дело и с неудобствами, связанными с ее уборкой и отводом. С технической и экономической точки зрения, однако, может представиться целесообразным первую обдирочную операцию провести, например, на револьверном станке обычной твердосплавной пластинкой, а заключительную чистовую обработку примерно с двух-трехкрат-

ной скоростью резания пластинками из твердого сплава специальной марки либо из режущей керамики. В Америке уже разработаны подходящие для этого инструменты с механическим креплением одной твердосплавной и одной керамической пластинки.

Сокращая машинное время путем применения высоких скоростей резания, необходимо в то же время принимать

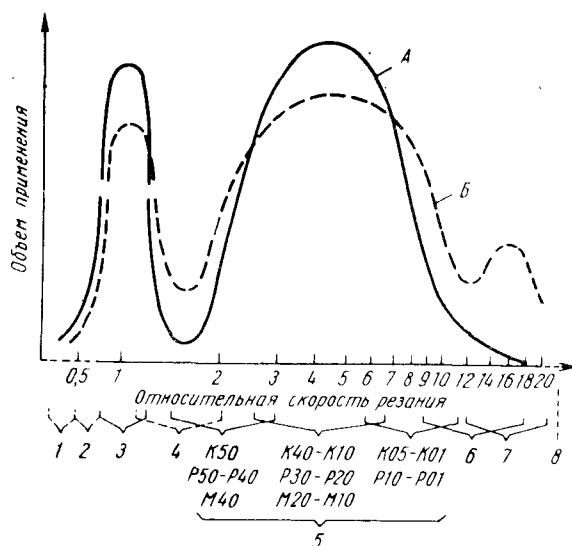


Рис. 159. Объем применения современных и предполагаемых в будущем важнейших разновидностей режущих материалов (по Кельблю):

А — в настоящее время; Б — в будущем; 1 — нелегированная сталь; 2 — легированная инструментальная сталь; 3 — быстрорежущая сталь; 4 — стеллиты; 5 — промышленные марки металллокерамических твердых сплавов; 6 — специальные марки твердых сплавов; 7 — режущая керамика; 8 — алмаз

во внимание более высокую физическую нагрузку рабочего в результате изменения соотношения машинного времени и времени побочного и расходуемого на наладку. Можно требовать очень высоких скоростей резания в тех случаях, когда станки оснащены автоматическими режущими устройствами, приспособленными для быстрого обратного хода, кнопочными выключателями вместо рубильников и т. д.

Такие режущие материалы, как специальные марки твердых сплавов и режущая керамика, применяемые всегда строго на пределе их механической нагруженности, мало подходят для станков-автоматов.

Подводя итоги современным сведениям и данным опыта по внедрению режущей керамики, можно, согласно Кельблю [55], сделать вывод, что этот очень высокопроизводительный материал не может заменить применяемые до сих пор твердые сплавы. Режущая керамика расширяет диапазон применения режущих материалов в той области, где она может играть роль промежуточного звена между износостойкими твердыми сплавами и алмазом. Она является ценным дополнением к твердым сплавам и на будущее ей отводится лишь сравнительно небольшая, хотя и перспективная область применения (рис. 159).

Литература

1. Ryschkewitsch E. Oxydkeramik der Einstoffsysteme, Springer-Verlag, Berlin, 1948; Oxide Ceramics, Academic Press, N. Y., 1960.
2. Agte C. u' a' Schneidkeramik, Akademie-Verlag, Berlin, 1959, S. 159—163.
3. Barta C. Fortschritte der Pulvermetallurgie, CS. Akad. Wiss., Prag, 1954, S. 611.
4. Gerdien H. Z. Elektrochem., Bd 39, 1933, S. 13—20.
5. Jaeger G. Z. VDI, 1945, Bd 89, S. 19—22; Metall, 1955, Bd 9, S. 358—366.
6. Osenberg W. Maschinenbau und Betrieb, 1938, Bd 17, S. 127—130.
7. Грудов П. П., Цыганова М. П. Керamikbestückte Schneidwerkzeuge, Teubner, Leipzig, 1954.
8. Kieffer R. u. a., 1943, Bd 104, S. 208—223.
9. Vinter F., Strojikenska Vyroba, 1956, t. 8, s. 327, 362—363.
10. Kölbl F., Planseeber, Pulvermetallurgie, 1958, Bd 6, p. 48—60.
11. Грудов П., Цыганова М. П. Станки и инструмент, 1952, т. 13, № 4, с. 10—12.
12. Исаев А. И. и др. Станки и инструмент, 1952, т. 13, № 4, с. 12—14.
13. Каратугин М. М., Казаков Г. Ф. Вестник машиностроения, 1952, № 5, с. 87—90.
14. Серебровский В. Б. Обработка металлов керамическими резаками. Машгиз, 1953.
15. Китайгородский Ю. Ю., Павлюченко Н. М. Стекло и керамика, 1953, т. 10, № 11, с. 4—7.
16. Годжаев А. М. Минералокерамический токарный резец. Профиздат, 1956.

17. Беляев М. Ф. Станки и инструмент, 1956, т. 26, № 11, с. 21—23.
18. Коваленко Г. Д. Станки и инструмент, 1956, т. 26, № 11, с. 35—36.
19. Липский Ж. Д., Жукарев Я. А. Станки и инструмент, 1956, т. 26, № 7, с. 37—38.
20. Нотик С. М., Куликов Г. П. Станки и инструмент, 1956, т. 26, № 7, с. 39—40.
21. Растротшев В. Я. Вестник машиностроения, 1956, т. 36, № 6, с. 33—35.
22. Шалнов В. А. Станки и инструмент, 1956, т. 27, № 1, с. 26—28.
23. Жихарев В. Я. Станки и инструмент, 1956, т. 27, № 2, с. 19—21; Вестник машиностроения, 1955, т. 35, № 9, с. 38—40; 1956, т. 36, № 7, с. 42—45.
24. Кацер В. А. Станки и инструмент, 1957, т. 28, стр. 28—30.
25. Гельфанд О., Футорьян С. Б. Вестник машиностроения, 1957, т. 37, с. 50.
26. Koloč J. Strojirenstvi, 1953, t. 3, s. 48—49.
27. Videman Z. Fortschritte der Pulvermetallurgie, CS. Acad. Wiss. Prag, 1954, S. 539—544.
28. Drabek F. Fortschritte der Pulvermetallurgie, CS. Akad. Wiss., Prag, 1954, S. 639—646.
29. Wolf H. J. B. Machine Moderne, 1954, p. 27—32.
30. Vinter F., Preisler J. Strojirenstvi, 1955, t. 5, S. 199—203.
31. Biernawski W., Kaczmarek J. Mechanik, 1935, Bd 26, N 5, s. 194—198.
32. Jozefik A. Mechanik, 1956, Bd 29, N 12, S. 460—464.
33. Biernawski W. Mechanik, 1957, Bd 30, № 5/6; Bd 5, S. 229—233.
34. Biernawski W. u. a. Mechanik, 1958, Bd 31, N 1, S. 33—39.
35. Гибас Т. Стекло и керамика, 1955, т. 2, № 2, с. 33.
36. Pogany T. Gep., 1955, t. 11, 423—427; 1955, t. 12, S. 471—476.
37. DeLacy. Literature Survey on Aluminium Oxide Base Cutting Tools, 1954, PB 111759.
38. Minutes of Symposium on Ceramic Cutting Tools, Watertown Arsenal, 1955, PB 111757.
39. Kennedy W. B., 1954, PB 111758; Amer. Soc. Tool Eng., Paper. N 24T, 1956.
40. Hinnüber J. Ind.-Anz., 1956, Bd 52, N 71—72, S. 1082—84.
41. Tangermann E. J. Amer. Machinist, 1956, v. 100, N 6, p. 154—159.
42. Shaw M. C. a. o. Ind.-Anz., 1957, Bd 79, p. 282—285; Tool Engng., 1957, v. 39, N 3, p. 109—114.
43. Brewer R. C. A Bibliography of Ceramic Tools, The Royal Techn. College Salford, 1957.
44. Wolff H. Teknisk Inf., 1957, N 1.
45. Ryschkewitsch E. Ber. dtsh. Keram. Ges., 1957, Bd 34, S. 3—5.
46. Weill R. Usine Nouvelle, 1957, N 185, p. 187—188.
47. Siebel H., Fleck R. Ind. Anz., 1957, Bd 79, S. 272—276.
48. Seith W., Schmecken H. Heraeus Festschrift, Hanau, 1951, S. 28—42, 218—242.
49. Richter A. Fertigungstechnik, 1952, Bd 2, S. 291; 1953, Bd 3, S. 479—480; 1957, Bd 7, S. 489—493; 1959, Bd 9, S. 80—82.
50. Wolf W. Maschinenbau, 1954, Bd 3, S. 122—125; Techn. Gemeinschaft, 1955, Bd 3, S. 298—300; Fertigungstechnik, Bd 9, S. 220—223.
51. Agte C., Wehner R. Neue Hütte, 1956, Bd I, S. 421—424.
52. Agte S. Fertigungstechnik, 1957, Bd 7, S. 446—448; 1960, Bd 10, S. 464—467.
53. Heymel F. Fertigungstechnik, 1957, Bd 7, S. 496—497; 1958, Bd 8, S. 2—9.
54. Agte C., Kohlermann R. Fertigungstechnik, Br 8, 1958, S. 150—154, 349—352.
55. Kölbl F. Planseeber. Pulvermetallurgie, 1958, Bd 6, S. 48—66; Maschinenmarkt Elektrotechnik, 1958, Bd 13, S. 127—137.
56. Ryschkewitsch E. Schweiz Arch. Angew. Wiss. Technik, 1939, Bd 5, S. 203.
57. Richter W., Kammerich G. Silikattechnik, 1955, Bd 6, S. 528—534.
58. Dawidl W., Klinger E. Z. VDI, 1958, Bd 100, S. 559—563; Werkstatt und Betrieb, 1959, Bd 92, S. 271—274.
59. Egan E. J. Iron Age, 1956, v. 177, N 18, p. 91—94.
60. Pahlitzsch G., Kaminske G. Werkstatt und Betrieb, 1960, Bd 93, S. 608—617.
61. Randhahn H. J. Ind. Anz., 1960, N 1, p. 11—14; Fertigungstechnik, 1960, Bd 10, S. 205—211.
62. Szakacs C. Ber. II, Internat. Pulvermet. Tagung Eisenach, 1961, Akademie-Verlag, Berlin. 1962, S. 394—405.
63. Pogany T. Ber. II, Internat. Pulvermet. Tagung Eisenach, 1961, Akademie-Verlag, Berlin, 1962, S. 407—415.
64. Agte C., Kohlermann R. Schneidkeramik, Akademie-Verlag, Berlin, 1959, S. 68—87, 88—93.
65. Scott D. Amer. Machinist, 1955, v. 100, N 6, p. 173—174.
66. Siekmann H. J., Machinery, 1956, v. 63, p. 204—209.
67. Siekmann H. J. a. o. Amer. Machinist, 1956, v. 100, N 6, p. 160—172.
68. Kosinski J. a. o. Amer. Machinist, 1956, v. 100, N 26, p. 117—120.
69. Metcalfe A. G. Amer. Machinist, 1956, v. 100, N 26, p. 121—122.
70. Hook R. T. Tool Eng., 1956, v. 37, N 2, p. 101—104; Amer. Machinist, 1956, v. 100, N 26, p. 123—124; Metalworking Prod., 1957, p. 1294—1296.
71. Smith B. D., Helmel F. L. Amer. Machinist, 1956, v. 100, N 26, p. 125—127.
72. Monosmith L. B., Fisher W. C. Amer. Machinist, 1956, v. 100, N 26, p. 128—131.
73. de Groat G. H. Amer. Machinist, 1956, v. 100, N 26, p. 132—136.
74. Wehner R., Kohlermann R. Fertigungstechnik, 1957, Bd 7, S. 498—500.
75. Shaw M. S., Smith P. A. Tool Eng., 1957, v. 38, N 4, p. 97—102.
76. Kibbey D. R., Morris W. T. Amer. Soc. Tool Eng., 1957, Paper N 23

77. Cook N. H. Amer. Soc. Tool Eng., 1957, Paper N 18.
78. Schmidt A. O. a. o. Machinery, 1957, v. 90, p. 577—583.
79. Schumann R. 3. Fokoma, 1957, S. C. I/C6, 4. Fokoma, 1959, Bd 1, S. 185—188.
80. Opitz H., Siebel H. Werkstattstechn. und Maschinenbau, 1958, Bd 48, S. 2—6; Ind. Anz., 1957, v. 79, v. 271—276, 285—290; Forschungsber. Nordrheinwestfalen, 1959, N 764.
81. Puhler F., Wagner R. Ind.-Anz., 1958, Bd. 80, S. 673—676.
82. Fleck R., Gappisch M. Ind.-Anz., 1958, Bd 80, S. 689—692.
83. Schmidt A. O. u. a. Maschinenmarkt, 1958, Bd 64, N 61, S. 30—33; N 71, S. 19—22.
84. Takeyama H., Murai T. J. Mech. Lab. Japan, 1948, v. 12, p. 118—124.
85. Popov M. a. o. Stud. Cerc. Mecan. Apl., 1959, v. 10, p. 219—240.
86. Hinnüber J., Kinna W. Techn. Mitt. Krupp, 1961, Bd 10, S. 130—153; Stahl und Eisen, 1962, Bd 82, S. 31—46.
87. Heymel E. Schneidkeramik, Akademie-Verlag, Berlin, 1959, S. 113—146, 164.
88. Siermann H. J., Sowinski L. A. Amer. Machinist, 1957, v. 101, N 11, p. 113—115.
89. Krivutshov W. A., Markov A. L. Fertigungstechnik, 1953, Bd 4, S. 112—113.
90. Peklenik. Ind.-Anz., 1957, Bd 79, S. 277—282.
91. Reinhold R. Fertigungstechnik, 1958, Bd 8, S. 353.
92. Singer F. Sprechsaal, 1951, Bd 84, S. 362—366, 394—399, 415—417.
93. Kisselev N. Fertigungstechnik, 1953, Bd 3, S. 142.
94. Kennedy W. B. Machine Moderne, 1956, v. 50, p. 65—70; Tool Eng., 1955, v. 36, N 6, p. 71—75; Carbide Engng., 1957, v. 9, N 4, p. 11—15.
95. Moore H. D., Kibbey D. R. Amer. Soc. Tool. Eng., 1957, Paper N 19.
96. Allen J. F. Tool Eng., 1957, v. 38, N 3, p. 95—98; Amer. Soc. Tool Eng., 1957, Paper N 22.
97. Zlatin N. Amer. Tool Eng., 1957, Paper N 28.
98. Engle E. W., Barnes G. W., Amer. Soc. Tool Eng., 1957, Paper N 27.
99. Singer F., Singer S. Ind Diamond Rev., 1957, v. 17, p. 126—131.
100. Albrecht A. B. Machinery, 1957, v. 91, p. 193—198.
101. Siekmann H. J. Tool Eng., 1957, v. 39, N 1, p. 101—104.
102. Shaw M. C. Ind.-Anz., 1956, N 47—48, S. 676—680.

КИФФЕР Р.
БЕНЕЗОВСКИЙ Ф.

ТВЕРДЫЕ СПЛАВЫ

Редактор издательства И. В. Ольшанская
Технический редактор Э. А. Кулакова

Сдано в производство 6/VII 1970 г.
Подписано в печать 15/XII 1970 г.
Бумага № 2 типографская 84×108¹/₂, 6,13 бум. л.
20,58 печ. л. (условно) Уч.-изд. л. 21,40.
Заказ 699. Тираж 3350 экз. Цена 2 р. 34 к.

Издательство «Металлургия»,
Москва Г-34, 2-й Обыденский пер., 14
Владимирская типография Главполиграфпрома
Комитета по печати при Совете Министров СССР
Гор. Владимир, ул. Победы, д. 18-б.