

УДК 669.295:539.4.015

КОНСТРУКЦИОННАЯ ПРОЧНОСТЬ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Г. А. САЛИЩЕВ*, Р. Г. ЗАРИПОВА, Р. М. ГАЛЕЕВ**

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН
Тел: (3472) 23 77 32 Факс: (3472) 25 37 59 E-mail: gensal@ipsm.rb.ru

**Факультет авиационно-технологических систем УГАТУ
Тел: (3472) 25 37 12 E-mail: ridaz@mail.ru

Представлены результаты исследований по влиянию субмикрокристаллических размеров зерен на физико-механические свойства сплавов на основе железа и титана. Показано, что обработка на субмикронное зерно эффективна и существенно повышает уровень механических свойств при комнатной и повышенных температурах, приводит к достижению уникального комплекса прочности и пластичности

Деформация; прочность; пластичность; субмикрокристаллическая структура

Конструкционная прочность материалов играет важную роль в обеспечении надежной и долговечной работы деталей машин и агрегатов. Создание новых образцов техники в авиационной, машиностроительной, нефтегазодобывающей и других отраслях промышленности предъявляет более жесткие и повышенные требования к работоспособности конструкций. Это обуславливает необходимость применения материалов с более высоким комплексом физико-механических свойств. Для металлических материалов данная проблема решается либо созданием путем легирования новых композиций сплавов, либо разработкой новых высокоэффективных термомеханических способов направленного воздействия на структуру серийных промышленных сплавов.

Возможности легирования к настоящему времени во многом уже исчерпаны. Кроме того, разработка совершенно новых сплавов требует больших материальных затрат по созданию новых композиций, их сертификации и внедрению. Между тем в последние десятилетия интенсивно развивается новое направление в материаловедении и обработке материалов, заключающееся в формировании в металлах и сплавах ультрадисперсных структурных состояний [1–3]. Это позволяет резко повысить удельную прочность в области эксплуатационных температур, при этом в

области температур обработки давлением существенно повышается технологическая пластичность. На базе этого направления можно создать принципиально новый комплекс физико-химических и механических свойств в обычных промышленных материалах.

Повышение прочностных характеристик металлов может быть достигнуто за счет уменьшения размеров зерен (зернограничное упрочнение), а также за счет формирования внутризеренной дисперсной субструктуры (субструктурное упрочнение) [4, 5]. При этом возможно создание таких структурных состояний, когда оба эти фактора могут дать суммарный вклад в достижение высокой прочности. В случае сплавов необходимо также учитывать роль твердорастворного или дисперсионного упрочнения. Несмотря на разработку темы зернограничного упрочнения в последние годы и комплекс ранее проведенных в 70–80-е годы работ по субструктурному упрочнению [5], исследования, рассматривающие одновременное проявление этих факторов, практически отсутствуют. Особенно это касается субмикрокристаллических (СМК) металлов и сплавов, в которых при достижении размеров зерен до 0,1 мкм и менее не наблюдается формирования субструктуры в обычном ее понимании. Заметим, что постановка исследований в этом направлении имеет большое значение

для понимания особенностей строения СМК материалов и природы их упрочнения. Оценка физико-механических свойств материалов с различным типом дисперсных структур и их комбинаций может послужить в дальнейшем основой для создания реальных опытно-промышленных технологий получения полуфабрикатов с заданным уровнем свойств, позволит прогнозировать уровень конструкционной прочности и область применения СМК материалов.

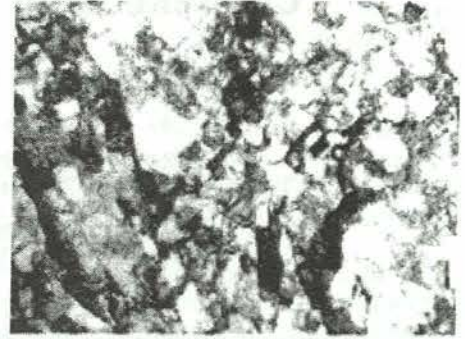
В данной статье представлены результаты сравнительной оценки физико-механических свойств технического титана ВТ1-00, титанового сплава ВТ6 и нержавеющей аустенитных и аустенитно-ферритных сталей с микроструктурной (МК) и СМК структурами. Исследуемые конструкционные материалы на основе титана и железа широко применяются для деталей авиационной техники, оборудования химической промышленности, газоперекачивающих станций, теплоэнергетики. Для таких деталей, работающих в условиях повышенных температур, знакопеременных нагрузок и агрессивных сред, важным является оценка прочностных, коррозионных и усталостных характеристик, определяющих долговечность и надежность изделий.

Получение материалов с ультрадисперсной структурой на сегодняшний день является сложной технологической проблемой. Наиболее перспективным способом изготовления полуфабрикатов с СМК структурой является деформационно-термическая обработка, включающая интенсивную пластическую деформацию (ИПД), достигаемую обычными методами обработки металлов давлением [6]. Для получения СМК структуры в исследуемых материалах заготовки подвергали многократной всесторонней деформации осадкой в определенных интервалах температур и скоростей деформации [6, 7]. Оценку механических свойств выполняли по стандартным методикам.

СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА

При деформации сталей в интервале температур 600–700°С основным процессом структурообразования является динамическая рекристаллизация, приводящая сначала к образованию в полосах сдвига фрагментов, затем их трансформации в зерна [7]. Микроструктура сталей, сформированная при деформации и имеющая размер зерен и фрагментов 200–300 нм, представлена на рис. 1.

Границы зерен и фрагментов имеют большеугловые разориентации, но отличаются строением. На различных этапах деформационной обработки возможно образование спектра структур, отличающихся долей фрагментированной и зеренной составляющих структуры.



a



б

Рис. 1. Микроструктура стали 13X25Т (а) и стали 12X18Н10Т (б) после ИПД

В сталях, содержащих аустенитную фазу, формирование СМК структуры возможно также при развитии мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращения в ходе деформации при температурах ниже M_d (как правило, ниже комнатной температуры) и затем обратного $\alpha' \rightarrow \gamma$ -превращения при нагреве [8].

Независимо от способа получения СМК структура термически стабильна до температуры последней обработки, в исследованных сталях — до 600°С. При температурах нагрева 700–800°С и выше развивается рекристаллизация, приводящая к потере СМК структуры.

Формирование СМК структуры зеренного типа приводит к резкому росту прочностных и снижению пластических характеристик сталей (табл. 1). Прирост прочности в ферритной и аустенитной сталях в сравнении с их крупнозернистыми состояниями (КЗ) примерно одинаков и составляет около 1,5 раз. В случае формирования микроструктуры фрагментированного типа, а также при исполь-

зовании деформационного и обратного $\gamma \rightarrow \alpha' \rightarrow \gamma$ -превращений прирост прочности существенно выше, в последнем случае удельная прочность аустенитных сталей сравнима с удельной прочностью титановых сплавов. По-видимому, разный уровень прочности стали при одинаковом размере кристаллитов обусловлен различными механизмами упрочнения и их комбинацией при формировании СМК структуры того или иного типа.

Таблица 1
Механические свойства нержавеющей сталей в зависимости от структуры

d, мкм	Состояние (тип структуры)	Механические свойства					
		σ_{02} , МПа	σ_B , МПа	σ_{Bp} , $\times 10^6$, М	δ , %	δ_p , %	ψ , %
<i>13X25T ферритная</i>							
20	КЗ	310	560	7,1	21	15	65
0,2	СМК (фрагментир.)	950	1010	12,9	7	-	-
0,2	СМК (зеренная)	690	815	10,5	20	11	48
<i>12X21H5T аустенито-ферритная</i>							
10	КЗ	515	745	9,5	24	-	55
0,2	СМК (зеренная, γ - α' -превращение)	1065	1095	14	18	-	57
<i>12X18H10T аустенитная</i>							
70	КЗ	280	535	6,6	25	78	55
4	МК	320	650	8,3	49	-	69
0,2	СМК (зеренная, γ - α' -превращение)	1380	1650	21	9	3,5	49
<i>10X17H8M2-ВД аустенитная</i>							
50	КЗ	345	700	9,0	44	39	70
0,2	СМК (зеренная)	890	1095	14	27	26	21
0,2	СМК (фрагментир.)	945	1190	15,2	18,5	18	16
0,2	СМК (зеренная, γ - α' -превращение)	1900	2000	25,6	5,0	-	34

коррозионной стойкости при формировании СМК структуры в сталях показала, что сопротивление общей коррозии у СМК сталей на порядок выше, чем у МК сталей, а межкристаллитная коррозия вообще не выявляется (рис. 2). Такое необычное коррозионное поведение СМК сталей, по-видимому, обусловлено особым строением границ зерен и отсутствием в них крупных карбидов, снижающих сопротивление коррозии [7].

Исследование демпфирующих свойств стали 12X18H10T показало их 4-кратное повышение при формировании СМК структуры [8].

Таким образом, формирование в нержавеющей сталях СМК структуры различного типа позволяет получить в них комплекс свойств, сочетающий высокие значения прочности, коррозионной стойкости, демпфирования при удовлетворительной пластичности, что может позволить значительно расширить область их практического применения.

Следует отметить, что, несмотря на существенное упрочнение, формирование СМК структуры не приводит к значительному снижению пластичности сталей. При этом изменение отдельных пластических характеристик в зависимости от типа структуры весьма неоднозначно. Например, в аустенитной стали 10X17H8M2 при образовании СМК структуры после $\gamma \rightarrow \alpha' \rightarrow \gamma$ -превращения наблюдается наибольшее снижение относительного удлинения, в то время как после ИПД — существенное снижение относительного сужения. Это позволяет предполагать, что деформационное поведение зависит от типа формирующейся СМК структуры в стали и требует проведения дальнейших исследований.

Традиционно считается, что чем крупнее размер зерен, тем выше сопротивление коррозии сталей, и, следовательно, измельчение зерен должно приводить к снижению коррозионных характеристик. Тем не менее оценка

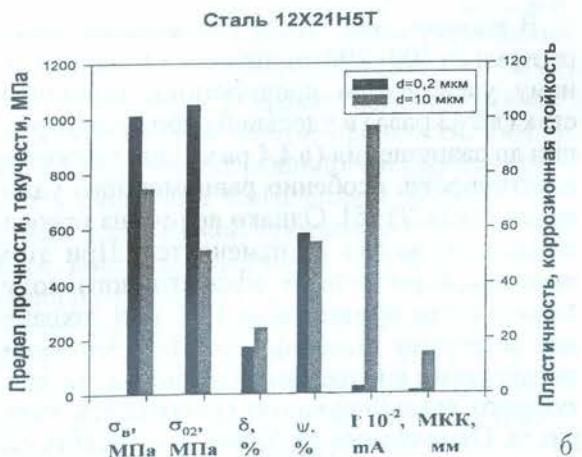
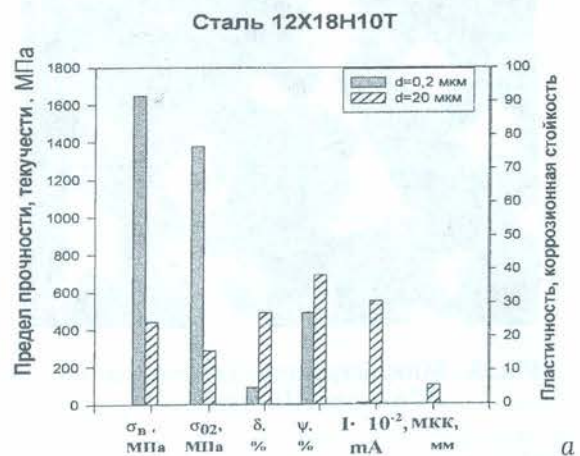


Рис. 2. Механические и коррозионные свойства сталей 12X18H10T (а) и 12X21H5T (б)

СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ ТИТАНА

При тепловой деформации титана формирование СМК структуры определяется совместным протеканием процессов динамической рекристаллизации и фрагментации [9]. В случае $(\alpha + \beta)$ -титановых сплавов при трансформации пластинчатой микроструктуры основными процессами являются образование субзерен с последующим увеличением разориентировки их границ и сфероидизация [10, 11]. При температурах деформации 400 и 450 °С в титане формируется микроструктура с размером зерен и фрагментов соответственно около 100 и 200 нм. В сплаве ВТ6 после деформации при 550 °С размер зерен фаз составляет примерно 400 нм. Типичная микроструктура СМК сплава ВТ6, показанная на рис. 3, представлена однородно распределенными зернами $\alpha\alpha'$ - и $\beta\beta'$ -фаз. В зернах фаз наблюдается повышенная плотность дислокаций, в некоторых зернах отмечается субструктура.



Рис. 3. Микроструктура титанового сплава ВТ6 после ИПД при 550 °С

В техническом титане уменьшение размера зерен до 100–200 нм приводит к значительному увеличению прочностных характеристик (в 2–3 раза) и удельной работы деформации до разрушения (в 4,4 раза) при снижении пластичности, особенно равномерного удлинения (табл. 2) [6]. Однако величина относительного сужения не изменяется. При этом отмечается увеличение эффективного модуля упругости примерно на 10% при сохранении величины логарифмического декремента затухания внутреннего трения, характеризующего демпфирующую способность материала. Отмеченные различия в свойствах сохраняются при отжиге вплоть до температуры 400 °С, после которой наступает их возврат до значений крупнозернистого титана.

Дополнительная холодная прокатка СМК титана приводит к дальнейшему повышению

его прочности за счет увеличения плотности дислокаций в материале и формирования субструктуры внутри фрагментов и зерен.

В СМК титановых сплавах также наблюдаются высокие прочностные характеристики, но в отличие от титана не происходит существенного изменения их пластичности (табл. 3). Для сплава ВТ6 имеющиеся данные по механическим свойствам СМК состояния (0,4 мкм) и МК состояния (10 мкм), упрочненного термической обработкой, свидетельствуют о более высоком уровне механических свойств СМК сплава в интервале эксплуатационных температур, т. е. до 400 °С [6].

Таблица 2
Механические свойства технического титана ВТ1-00

Состояние	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	ψ , %	δ , %	δ_p , %
КЗ (50 μm)	255	380	73	29	17
СМК (200 нм)	630	660	66	21	9
СМК (100 нм)	—	730	63	18	5
СМК (100 нм) + прокатка ($\lambda=2$)	937	1011	47	9,5	—
СМК (100 нм) + прокатка ($\lambda=5$)	1213	1265	56	9	—

Таблица 3
Механические свойства титанового сплава ВТ6 в СМК и МК состояниях

Состояние	t , °С	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	ψ , %	δ , %	δ_p , %
СМК (400 нм)	20	1180	1300	60	7	0,6
	200	985	1095	69	9	0,7
	300	900	1000	70	10	1,2
	400	800	840	83	14	3,5
	500	565	580	97	42	10,0
	600	130	200	—	200	—
МК (10 μm)	20	960	1050	32	9	0,8
	200	885	1000	67	13	1,6
	300	850	970	71	16	2
	400	775	920	77	17	3,2
	500	750	895	87	22	4,2
	600	495	585	—	46	—

При комнатной температуре относительное удлинение СМК ВТ6 не меньше, а относительное сужение и удельная работа деформации соответственно в 2 и 3,4 раза больше, чем для МК сплава. Повышение температуры испытания более 500 °С ведет в СМК сплаве к резкому снижению его прочностных и увеличению пластических характеристик, что обусловлено проявлением эффекта низкотемпературной сверхпластичности [12].

Известно, что с уменьшением размера зерен в металлических материалах сопротивление их усталостному разрушению обычно возрастает [13]. Предполагается, что это происходит за счет значительного увеличения сопротивления зарождению трещины. Изучение влияния SMK состояния на усталостную прочность титанового сплава ВТ6 показало повышение его предела выносливости [14]. Усталостное поведение сплава ВТ6 показано на рис. 4. Как видно, кривые усталости SMK сплава располагаются выше кривых МК сплава и соответственно величина предела выносливости в SMK сплаве примерно на 20% выше. Так, если значение предела выносливости для МК сплава ВТ6 составляет $\sigma_{-1} = 567$ МПа, то для сплава с SMK микроструктурой $\sigma_{-1} = 688$ МПа.

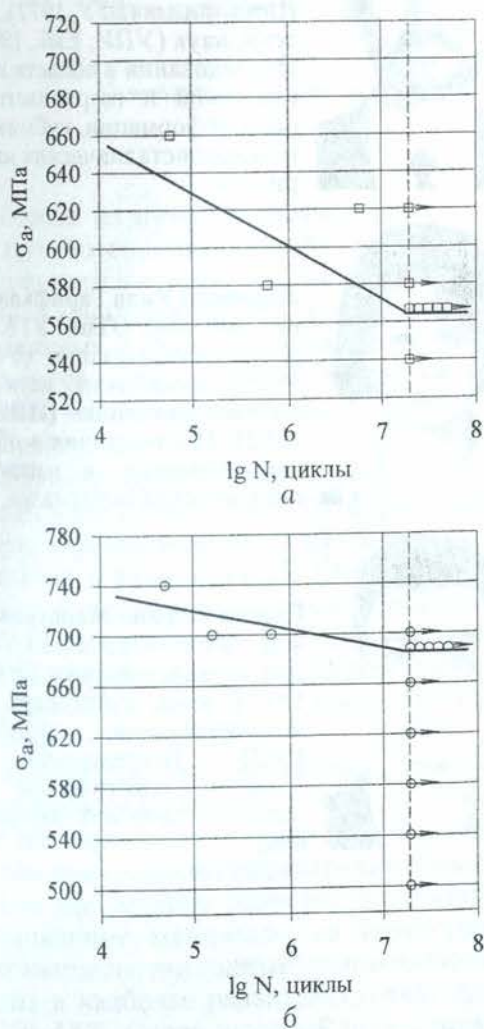


Рис. 4. Кривые усталости образцов из сплава ВТ6 в МК (а) и SMK (б) состоянии

Представленные результаты позволяют говорить о лучшем комплексе механических

свойств сплава ВТ6 в SMK состоянии по сравнению с термоупрочненным МК сплавом. Улучшение заключается в одновременном повышении значений таких характеристик, как пределы текучести и прочности, относительное сужение, удельная работа деформации и предел выносливости.

Таблица 4
Влияние холодной прокатки на механические свойства SMK сплава ВТ6

Состояние	t, °C	σ _{0.2} , МПа	σ _в , МПа	S _k , МПа	ψ, %	δ, %
SMK (500 нм)	20	1105	1162	1952	64	9
SMK (500 нм) + прокатка (λ=2.5)		1427	1470	2000	50	8
SMK (500 нм) + прокатка (λ=3.5)		1457	1502	2050	54	8

Следует отметить, что наблюдаемое увеличение прочностных характеристик сплавов в результате измельчения микроструктуры не столь велико, как в случае технически чистых металлов, в которых прочность в SMK и МК состояниях может различаться в несколько раз [1]. Объясняется это тем, что, например, в отличие от титана, сплав ВТ6 имеет исходно значительно более высокую прочность, прежде всего, за счет твердорастворного и дисперсионного упрочнения. В случае SMK состояния сплава дисперсионное упрочнение исключается, но упрочнение за счет увеличения протяженности границ зерен восстанавливает частичную потерю прочности. Тем не менее ресурс зернограницного и субструктурного упрочнения SMK сплава ВТ6 до предельно достижимой прочности существенно выше, поскольку величина истинного напряжения разрушения (S_k) в этом состоянии достигает примерно 2000 МПа (табл. 4). Данный факт подтверждается упрочнением сплава при дополнительной холодной деформации прокаткой, приводящей к увеличению его прочности до ~1500 МПа.

Таким образом, в целом выигрыш в механических свойствах SMK материалов достаточно очевиден, чтобы считать обработку на сверхмелкое зерно перспективной с точки зрения практического применения.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Gleiter H. Structure and properties of nanometer-sized materials // Phase Transitions. 1990. V. 24–26. P. 15–34.
2. Структура и свойства нанокристаллических материалов: Сб. науч. тр. Екатеринбург: УрО РАН, 1999. 402 с.
3. Investigation and Applications of Severe Plastic Deformation: Proc. of NATO Advanced Research Workshop. Moscow, 1999. (in press).
4. Границы зерен и свойства металлов / О. А. Кайбышев, Р. З. Валиев М.: Metallurgia, 1987. 214 с.
5. Диаграммы горячей деформации, структура и свойства сталей / Под ред. М. Л. Бернштейна. М.: Metallurgia, 1989. 544 с.
6. Жеребцов С. В., Галеев Р. М., Валиахметов О. Р. и др. Формирование субмикроструктурной структуры в титановых сплавах интенсивной пластической деформацией и их механические свойства // КШП. 1999. № 7. С. 17–22.
7. Salishchev G. A., McQueen H., Zaripova R. G., Zakirova A. A. Submicrocrystalline materials structure formation and properties // Hot Workability of Steels and Light Alloys-Composites (H. McQueen, Ed.) 1996. P. 217–226.
8. Mulyukov R., Mikhailov S., Zaripova R., Salimonenko D. Damping properties of 18Cr-10Ni stainless steel with submicrocrystalline structure // Mater. Research Bull. 1996. V. 31. P. 639–645.
9. Салищев Г. А., Валиахметов О. Р., Галеев Р. М., Малышева С. П. Формирование субмикроструктурной структуры в титане при пластической деформации и ее влияние на механические свойства // Металлы. 1996. № 4. С. 86–91.
10. Salishchev G. A., Valiakmetov O. R., Galeev R. M. Formation of submicrocrystalline structure in the titanium alloy VT8 and its influence on mechanical properties // J. Mater. Sci. 1993. V. 28. P. 2898–2902.
11. Галеев Р. М., Жеребцов С. В., Валиахметов О. Р. и др. Формирование субмикроструктурной структуры в титановом сплаве VT30 // ФММ. 1999. Т. 87, № 4. С. 66–71.
12. Salishchev G. A., Galeyev R. M., Malysheva S. P., Valiachmetov O. R. Low temperature superplasticity of submicrocrystalline titanium alloys // Mater. Sci. Forum. 1997. V. 243–245. P. 585–590.
13. Терентьева В. Ф., Пойда В. Г. Влияние размера зерна на сопротивление усталости металлов // Усталость и вязкость разрушения металлов. М.: Наука, 1974. С. 109–140.
14. Жеребцов С. В., Салищев Г. А., Галеев Р. М. и др. Влияние субмикроструктурной структуры на усталостную прочность титанового сплава VT6 // Перспективные материалы. 1999. № 6. С. 16–23.

ОБ АВТОРАХ



Салищев Геннадий Алексеевич, профессор, зав. лаб. металловедения сверхпластичных сплавов ИПСМ РАН. Дипл. физик (БГУ, 1972). Д-р техн. наук (УПИ, Екб., 1990). Исследования в области пластической и сверхпластической деформации, субмикроструктурной структуры и нанокристаллических материалов.



Зарипова Рида Гарифьяновна, доц. каф. ОТиМ УГАТУ. Дипл. инж.-механик (УАИ, 1978), канд. техн. наук по материаловедению (ИПСМ, 1992). Исследования в области субмикроструктурной структуры и нанокристаллических материалов.



Галеев Рафаил Мансурович, доц. каф. ОТиМ УГАТУ. Дипл. инж.-механик (УАИ, 1977), канд. техн. наук по металловедению (МАТИ, 1983). Исследования в области пластической и сверхпластической деформации.