УДК 669.1.017:669.018.44:669:018.28:621.74.011

Г.П. Анастасиади, С.Ю. Кондратьев,
А.С. Орыщенко, М.Д. Фукс

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ОХЛАЖДЕНИЯ ПРИ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОМ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ НА ДЛИТЕЛЬНУЮ ПРОЧНОСТЬ ЛИТОГО ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА 45Х26Н33С2Б2

G.P. Anastasiadi, S.Yu. Kondratyev,
A.S. Orischenko, M.D. Fuks

THE EFFECT OF COOLING SPEED BY TECHNOLOGICAL THERMAL CYCLING ON THE LONG-TERM STRENGTH OF CAST HEAT-RESISTANT ALLOY 45CR26NI33SI2NB2

Экспериментально определена длительная прочность литого жаропрочного сплава 45Х26Н33С2Б2 при температуре 1150°С после предварительной выдержки при 1150 °С длительностью 2–100 ч с последующим охлаждением в воде. Установлено, что ускоренное охлаждение от рабочей температуры до комнатной в начальный период эксплуатации способствует повышению длительной прочности сплавов на Fe-Cr-Ni основе по сравнению с литым состоянием и в значительной степени предотвращает снижение рабочих характеристик жаропрочных сплавов на основе системы Fe-Cr-Ni при эксплуатации.

ЛИТЫЕ ЖАРОПРОЧНЫЕ СПЛАВЫ. ДЛИТЕЛЬНАЯ ПРОЧНОСТЬ. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА. РЕСУРС ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ОБОРУДОВАНИЯ.

Experimentally determined was a long-term strength of cast superalloy 45Cr26Ni33Si2Nb2 at 1150 °C after preliminary curing at 1150°C during 2 to 100 hours, followed by cooling in water. It was found that rapid cooling from the operating temperature to room temperature during the initial period of operation contributes to long-term strength of Fe-Cr-Ni-based alloys compared to cast state and largely prevents reduction of performance characteristics of superalloys based on the system Fe-Cr-Ni during operation.

CAST HEAT-RESISTANT ALLOYS. LONG-TERM STRENGTH. HEAT TREATMENT. REMAINING LIFE OF THE HIGH-TEMPERATURE EQUIPMENT.

Наличие технологических циклов «нагрев — охлаждение», связанных с необходимостью остановок высокотемпературного оборудования нефтехимических и металлургических производств для проведения регламентных работ, значительно усложняет влияние условий эксплуатации на ресурс конструкционных материалов, используемых для его изготовления [1, 2]. Экспериментальные исследования, результаты которых рассмотрены в нашей работе [3], показали, что медленное охлаждение с печью после предварительной выдержки при 1150 °С длительностью 2–100 ч приводит к снижению длительной прочности литого жаропрочного жаростойкого сплава 45Х26Н33С2Б2. Причина снижения рабочих характеристик жаропрочных сплавов на основе системы Fe-Cr-Ni — протекание в них фазовых превращений как при температуре эксплуатации, так и в процессе медленного охлаждения до комнатной температуры. При этом кататермический режим (медленное непрерывное охлаждение с печью заготовок деталей или аналогичное ему естественное технологическое охлаждение оборудования при остановке на обслуживание) оказывает большее отрицательное влияние на длительную прочность сплавов по

сравнению с изотермической выдержкой и ускоренным охлаждением, особенно в начальный период эксплуатации. Таким образом, целенаправленное регулирование скорости охлаждения при технологических термоциклах может позволить повысить работоспособность сплавов и увеличить ресурс работы высокотемпературного оборудования.

Цель данной работы — исследование влияния скорости охлаждения в циклах «нагрев — охлаждение» на длительную прочность широко применяемых в нефтехимической промышленности литых жаропрочных жаростойких сплавов системы Fe-Cr-Ni в условиях, имитирующих реальный режим эксплуатации змеевиковых систем высокотемпературных установок.

Материал исследования — жаропрочный сплав 45Х26Н33С2Б2, разработанный ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей» и используемый для изготовления радиантных змеевиков высокотемпературных установок пиролиза [4]. Сплав выплавляли в индукционной печи емкостью 500 кг на чистых шихтовых материалах и разливали в песчаные формы — стандартные клиновые литейные пробы (ГОСТ 977–88). Фактический химический состав, %, исследованного сплава 45Х26Н33С2Б2 приведен ниже:

C	0,46
Si	1,73
Mn	1,31
Cr	25,5
Ni	35,6
Nb	1,60
W	0,59
Mo	0,31
Ti	0,21
N	0,05
Fe	Ост.

Испытания на длительную прочность проводили по ГОСТ 10145–81 на оригинальной установке, изготовленной на базе нагружающей машины АИМА-2 и электрической печи типа СШОЛ с нагревательной спиралью из фехралевой проволоки марки 0Х27ЮТ. Точность измерения температуры испытываемого образца составляла ± 2°С. Образцы (рис. 1) изготавливали в соответствии с ГОСТ 10145–81 «Металлы. Методы испытания на длительную прочность» и СТП 90.067–87, являющимся стандартом предприятия ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей» (№ 140, тип 6). Анализ изломов образцов после испытаний выполняли на растровом электронном микроскопе «SEM 535».

Структуру сплава исследовали с использованием растрового электронного микроскопа Quanta 200 3D FEG. Фазовый анализ сплава проводили с использованием микрорентгеноспектрального анализатора Tescan VEGA 5136 LM. Для выявления структуры сплава применяли электролитическое травление в десятипроцентной щавелевой кислоте. Изготовление и подготовку металлографических шлифов выполняли на оборудовании фирмы «Buehler» согласно ASTM E 3–95.

Испытания на длительную прочность проводили при температуре 1150 °С. Определяли длительную прочность сплава в литом состоянии и после предварительной термической обработки по режиму: выдержка при 1150 °С длительностью 2, 50 или 100 ч с последующим охлаждением в воде. Предварительная термическая обработка имитировала рабочую сессию установки пиролиза различной длительности с ускоренным охлаждением при технологической остановке.

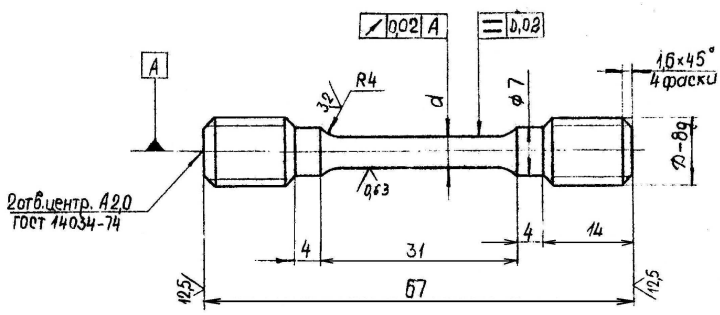

Рис. 1. Образец для испытаний на длительную прочность (ГОСТ 10145–81; d = 6,0±0,05 мм, D = М10)

Результаты испытаний на длительную прочность при 1150 °С сплава 45Х26Н33С2Б2 в литом состоянии и после предварительной высокотемпературной выдержки различной длительности с последующим охлаждением в воде приведены в табл. 1 и на рис. 2. Видно, что кратковременная предварительная выдержка с последующим ускоренным охлаждением в воде не только не снижает длительную прочность литого сплава, а наоборот, значительно повышает эту характеристику. Так, уже после 2 часов предварительной выдержки с последующим охлаждением в воде значения длительной прочности сплава при температуре 1150 °С при напряжениях 10 и 12 МПа повышаются соответственно в 1,2 и 1,1 раза относительно литого состояния и в 1,9 и 1,7 раза по сравнению с охлаждением с печью. Увеличение времени предварительной выдержки до 50 часов при охлаждении в воде приводит к некоторому снижению длительной прочности сплава — до уровня, соответствующего литому состоянию, а при охлаждении с печью существенно снижает его — до 0,5–0,6 от уровня литого сплава. После предварительной выдержки длительностью 100 ч наблюдается значительное снижение этой характеристики: при охлаждении в воде — до 0,5–0,6, а с печью — до 0,3–0,4 от уровня литого состояния.

Таблица 1

Длительная прочность при температуре 1150°С сплава 45Х26Н33С2Б2 в литом и предварительно термообработанном состояниях

Состояние сплава	Длительность выдержки τ, ч	Время до разрушения (ч) при напряжении	
		10 МПа	12 МПа
Литое	–	106	55
Нагрев до t = 1150 °С, выдержка τ и охлаждение с печью	2	67	36
	50	58	32
	100	49	15
Нагрев до t = 1150 °С, выдержка τ и охлаждение в воде	2	126	61
	50	103	53
	100	65	27

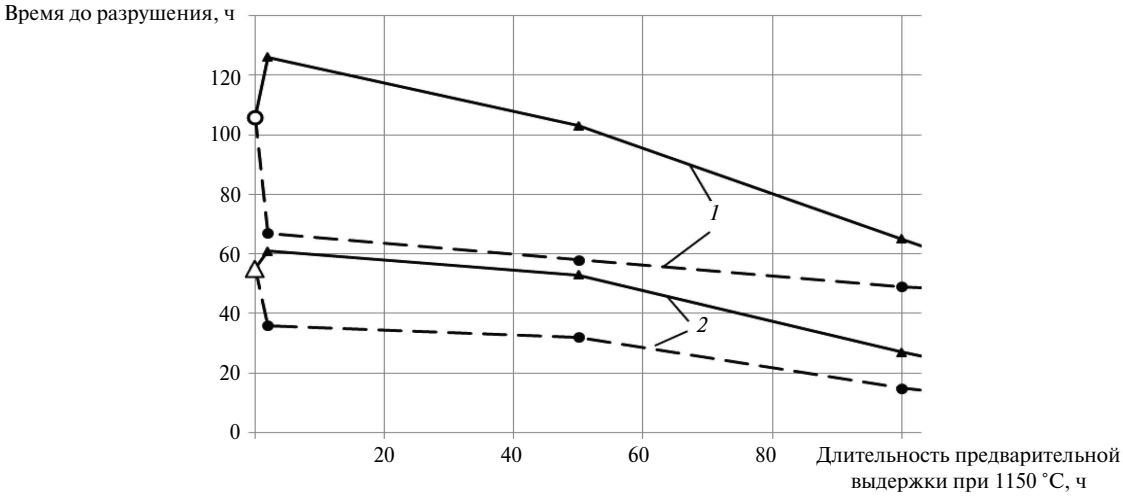

Рис. 2. Влияние времени предварительной выдержки при 1150 °С с последующим охлаждением в воде (▲) или с печью (●) на длительную прочность при 1150°С литого (○, Δ) сплава 45Х26Н33С2Б2 при напряжениях 10 (*1*, ○) и 12 (*2*, Δ) МПа

Сравнение длительной прочности сплава после предварительной выдержки при 1150 °С с охлаждением с печью и в воде показывает значительное преимущество ускоренного охлаждения при всех исследованных выдержках (см. табл. 1, рис. 2).

Полученные экспериментальные данные свидетельствуют, что режим охлаждения от температуры эксплуатации до комнатной оказывает значительное влияние на длительную прочность сплава, причем не менее значимое, чем продолжительность высокотемпературной выдержки.

Анализ структуры и фазового состава сплава 45Х26Н33С2Б2, общие результаты которого рассмотрены в наших предыдущих публикациях [5–7], показал, что как в литом состоянии, так и после выдержки при 1150 °С с последующим охлаждением при различной скорости в сплаве присутствуют γ-твердый раствор, эвтектические колонии карбидов M_xC_y и включения, состоящие из нитрида титана и карбида ниобия. Однако высокотемпературная выдержка приводит к значительным качественным и количественным изменениям в структуре сплава по сравнению с литым состоянием, которые заключаются в трансформации всех структурных составляющих и отдельных фаз.

Так, одновременно с уменьшением степени химической неоднородности γ-твердого раствора после высокотемпературной выдержки изменяется его объемная доля в структуре сплава за счет процессов выделения — растворения промежуточных фаз. На рис. 3 видно, что после 2 часов выдержки при 1150 °С объемная доля промежуточных фаз в структуре сплава резко возрастает по сравнению с литым состоянием, причем при охлаждении с печью в 1,5 раза больше, чем при охлаждении в воде. С увеличением выдержки до 50 ч количество промежуточных фаз постепенно уменьшается: при охлаждении с печью почти до исходного, а при охлаждении в воде до значения примерно в 1,5 раза меньше, чем в литом состоянии. Дальнейшая выдержка (до 100 ч) незначительно изменяет соотношение структурных составляющих в сплаве.

Установлено, что уже после 2 часов выдержки в структуре литого сплава наблюдается постепенное превращение эвтектического карбида $(CrFeNi)_7C_3$ в карбид $(CrFeNi)_{23}C_6$. В результате этого превращения избыточный для $M_{23}C_6$ углерод образует выделения вторичных карбидов $(FeCrNi)_mC_n$, которые в виде дисперсных включений располагаются в матрице, преимущественно вблизи крупных эвтектических карбидов (рис. 4, 5). При увеличении длительности выдержки более 2 часов происходит последовательное образование промежуточных интерметаллидных фаз различного состава (см. табл. 2) с частичным растворением карбидов хрома и ниобия.

Для сплава 45Х26Н33С2Б2 после выдержки при 1150 °С характерно фрагментирование структуры, значительно более выраженное при охлаждении с печью (рис. 6).

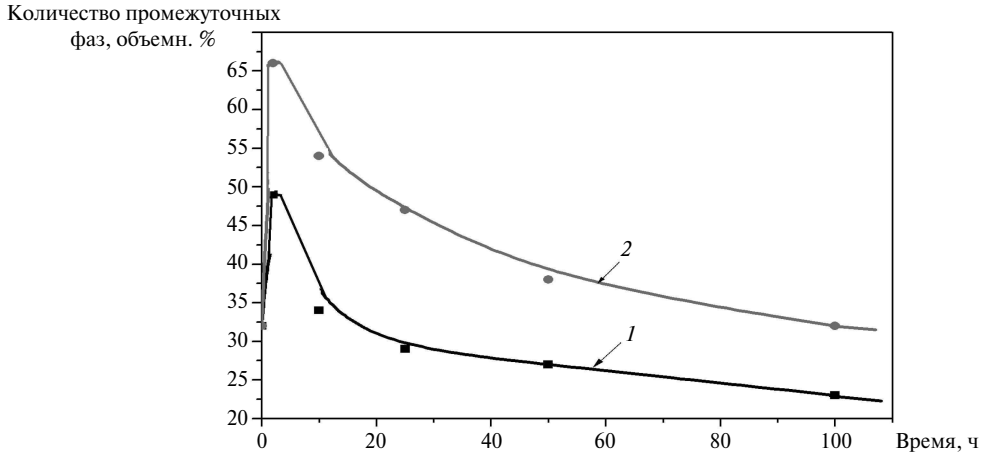

Рис. 3. Влияние длительности выдержки при 1150 °С на количество промежуточных фаз в структуре сплава 45Х26Н33С2Б2 после охлаждения в воде (*1*) или с печью (*2*)

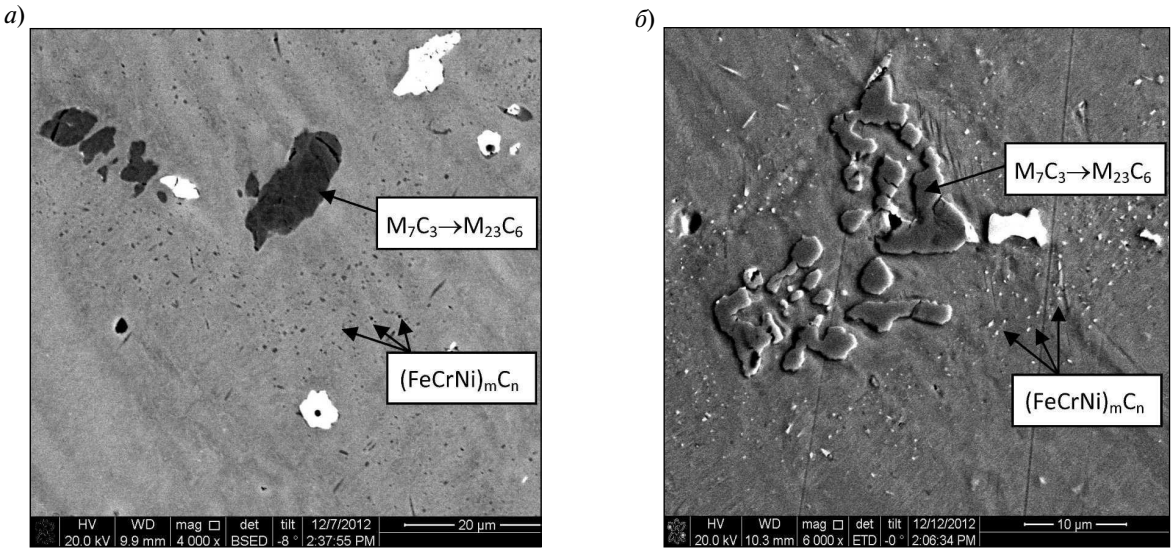

Рис. 4. Структура в обратно отраженных электронах (*а*) и во вторичных электронах (*б*) сплава 45Х26Н33С2Б2 после выдержки при 1150 °С длительностью 2 часа с последующим охлаждением в воде. РЭМ

Выявленные структурные изменения свидетельствуют о протекании различных фазовых превращений в сплаве 45Х26Н33С2Б2 при термическом воздействии. Они происходят не только при высокотемпературной выдержке, но и при охлаждении, особенно медленном — с печью. Так, в работах [8, 9] показано, что в интервале понижения температур 900–600 °С в Fe-Cr-Ni-сплавах исследуемой концентрационной области происходит карбидное превращение $M_7C_3 \rightarrow M_{23}C_6$, а в [10] установлен переход в карбиде M_7C_3 орторомбической кристаллической решетки в гексагональную. Известно также, что при охлаждении таких сплавов в том же интервале температур в их структуре возможно образование различных интерметаллидных фаз (σ, *G*, *Z*, η, χ, Лавеса) вследствие уменьшения растворимости основных легирующих элементов в матричном γ-твердом растворе [11–13]. Соответственно изменяются и кристаллографические параметры матрицы. Протекание фазовых превращений при охлаждении может приводить к возникновению значительных внутренних напряжений в сплаве и, как следствие, фрагментированию структуры в результате термической полигонизации из-за фазового наклепа сильно легированного твердого раствора. Последнее должно приводить к снижению пластичности сплава.

На рис. 7 показано влияние предварительной термической обработки на пластические характеристики сплава 45Х26Н33С2Б2 в последующих испытаниях на длительную прочность при 1150 °С. Видно, что предварительная высокотемпературная выдержка длительностью 2 ч резко снижает пластичность сплава.

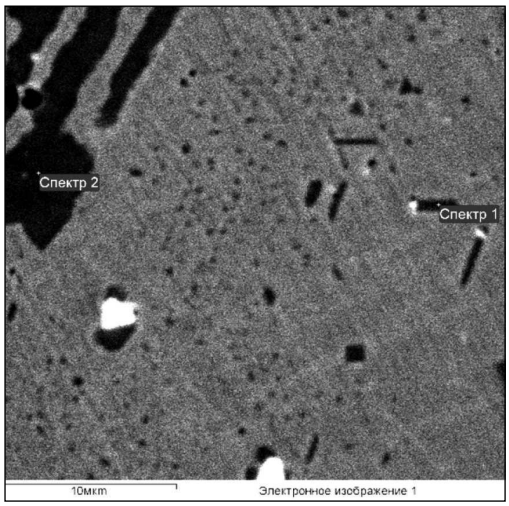

Рис. 5. Структура в обратно отраженных электронах и состав вторичных (спектр 1) и первичных (спектр 2) карбидов сплава 45Х26Н33С2Б2 после выдержки при 1150°С длительностью 2 ч с последующим охлаждением с печью. РЭМ

Таблица 2

Состав первичных (*1*) и вторичных (*2*) карбидов сплава 45Х26Н33С2Б2 после выдержки при 1150 °С в течение 2 часов

№ спектра	Фаза	Содержание элементов, масс. %					
		C	Cr	Fe	Ni	Mo	W
1	$(FeCrNi)_mC_n)_mC_n$	8,24	31,54	30,25	28,45	0,58	0,94
2	$M_7C_3 \rightarrow M_{23}C_6$	8,71	70,50	11,85	5,16	1,23	2,55

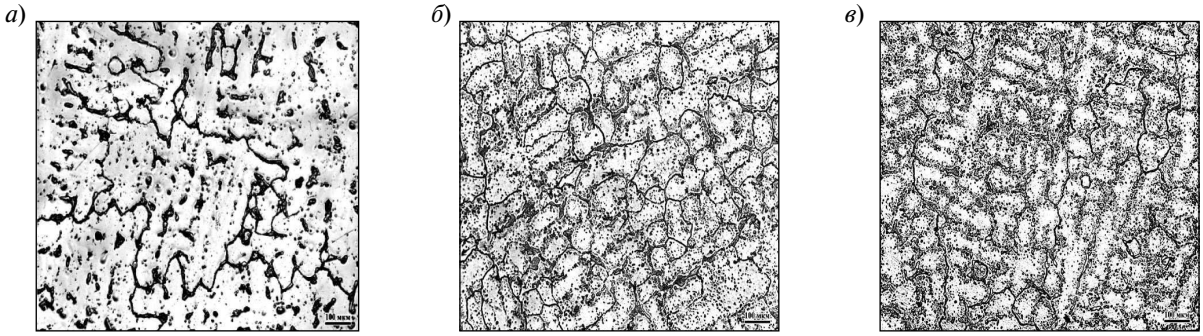

Рис. 6. Микроструктура сплава 45Х26Н33С2Б2 в литом состоянии (*а*) и после выдержки при 1150 °С длительностью 25 (*б*) и 50 ч (*в*) с охлаждением с печью. ×100

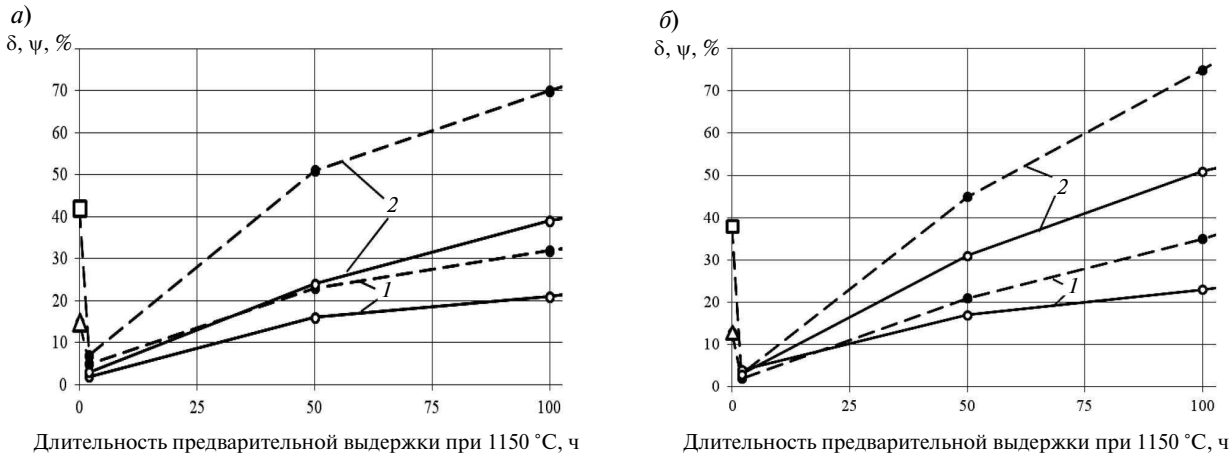

Рис. 7. Влияние времени предварительной выдержки при 1150 °С с последующим охлаждением в воде (○) или с печью (●) на относительные удлинение δ (*1*, Δ) и сужение ψ (*2*, □) в испытаниях на длительную прочность при напряжениях 10 (*а*) и 12 (*б*) МПа и температуре 1150°С литого (Δ, □) сплава 45Х26Н33С2Б2

Увеличение выдержки до 50 и 100 ч повышает пластические характеристики сплава по сравнению с литым состоянием, причем в случае охлаждения с печью рост пластичности больше, чем при охлаждении в воде.

Характерно, что разница между значениями относительных удлинения и сужения значительно больше в случае охлаждения с печью (рис. 7). Следовательно, при охлаждении с печью после предварительной высокотемператур-

ной выдержки сплава длительностью 50 и 100 ч в последующих испытаниях на длительную прочность при 1150 °С наблюдается преимущественно сосредоточенная деформация, а в случае охлаждения в воде деформация имеет значительно более равномерный характер. Это свидетельствует о большей степени разупрочнения структуры сплава при охлаждении с печью. С этим согласуется установленный факт присутствия в структуре сплава после охлаждения с печью в 1,5 раза большего количества промежуточных фаз по сравнению с охлаждением в воде (см. рис. 3). Следовательно, степень легированности матрицы после охлаждения с печью меньше, и, учитывая, что вторичные промежуточные фазы претерпевают постоянные превращения в процессе высокотемпературной выдержки, такая структура сплава менее стабильна.

Исследование структуры сплава после предварительной высокотемпературной выдержки при 1150 °С длительностью 2 ч показало, что размер выделяющихся вторичных карбидов при охлаждении с печью значительно больше, а форма их преимущественно отчетливо ограненная, в отличие от вторичных карбидов, выделяющихся при охлаждении в воде (рис. 8). Это позволяет считать, что при охлаждении с печью преобладает рост имеющихся дисперсных кристаллитов, а при охлаждении в воде — формирование новых центров роста. Последнее также может быть причиной большей деформационной стабильности структуры сплава в случае ускоренного охлаждения.

Вследствие высокотемпературного разупрочнения при увеличении длительности предварительной выдержки превращения, протекающие в сплаве при последующем охлаждении как с печью, так и в воде и сопровождающиеся формированием в структуре промежуточных фаз, не приводят к существенному снижению пластичности. Однако разупрочнение сплава после предварительной высокотемпературной выдержки 50 и 100 ч снижает длительную прочность сплава. При этом в случае охлаждения в воде длительная прочность сплава остается существенно выше, чем при охлаждении с печью.

Анализ изломов образцов сплава после испытаний на длительную прочность при 1150 °С показал, что во всех случаях характер разрушения — вязкий, преимущественно межзеренный, а поверхность имеет дендритную морфологию (рис. 9). Однако излом образцов, подвергнутых предварительной выдержке в течение 2 ч при 1150 °С, значительно более однородный по сравнению как с литым, так и предварительно термообработанными по другим режимам. Увеличение длительности предварительной выдержки приводит к большей локализации деформации в месте разрушения

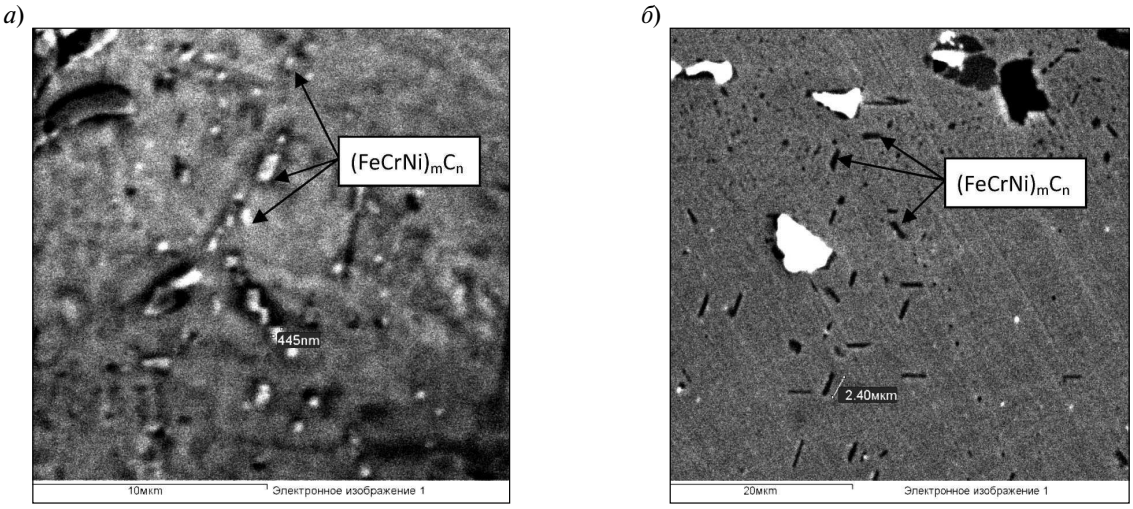

Рис. 8. Структура в обратно отраженных электронах и размер вторичных карбидов сплава 45Х26Н33С2Б2 после выдержки 2 ч при 1150 °С с последующим охлаждением в воде (*а*) или с печью (*б*). РЭМ

образца и большей неоднородности и вязкости излома, особенно в случае охлаждения с печью после предварительной высокотемпературной выдержки. Следует отметить, что в изломах образцов сплава наблюдается, помимо межзеренного разрушения, значительное количество участков, имеющих внутризеренный характер разрушения, особенно при более длительных предварительных выдержках (рис. 9, 10). Это свидетельствует об относительно высокой длительной прочности сплава.

Для оценки уровня жаропрочности исследованного сплава с учетом влияния промежуточных охлаждений от рабочей температуры до комнатной целесообразно сопоставить экспериментально полученные значения его длительной прочности при 1150 °С с аналогичной характеристикой известных жаропрочных сплавов.

На рис. 11 представлена условная параметрическая диаграмма [14, 15] для сплава Х28Н48В5, построенная по данным [16] с использованием значений длительной прочности при температурах 1100 и 1200 °С. На этом же рисунке показаны значения длительной прочности исследованного сплава 45Х26Н33С2Б2 при температуре 1150 °С. Величину параметра для каждого испытания определяли по формуле

$$P_{\text{д п}} = T(\lg t_{\text{к}} + c)10^{-3}, \qquad (1)$$

где T — температура испытания, К; $\tau_{\text{к}}$ — время до разрушения, ч; c — постоянная. Величину постоянной c принимали равной 20.

Из полученных результатов следует, что по уровню жаропрочности сплав 45Х26Н33С2Б2 в литом состоянии соответствует сплаву Х28Н48В5. Видно, что после предварительной

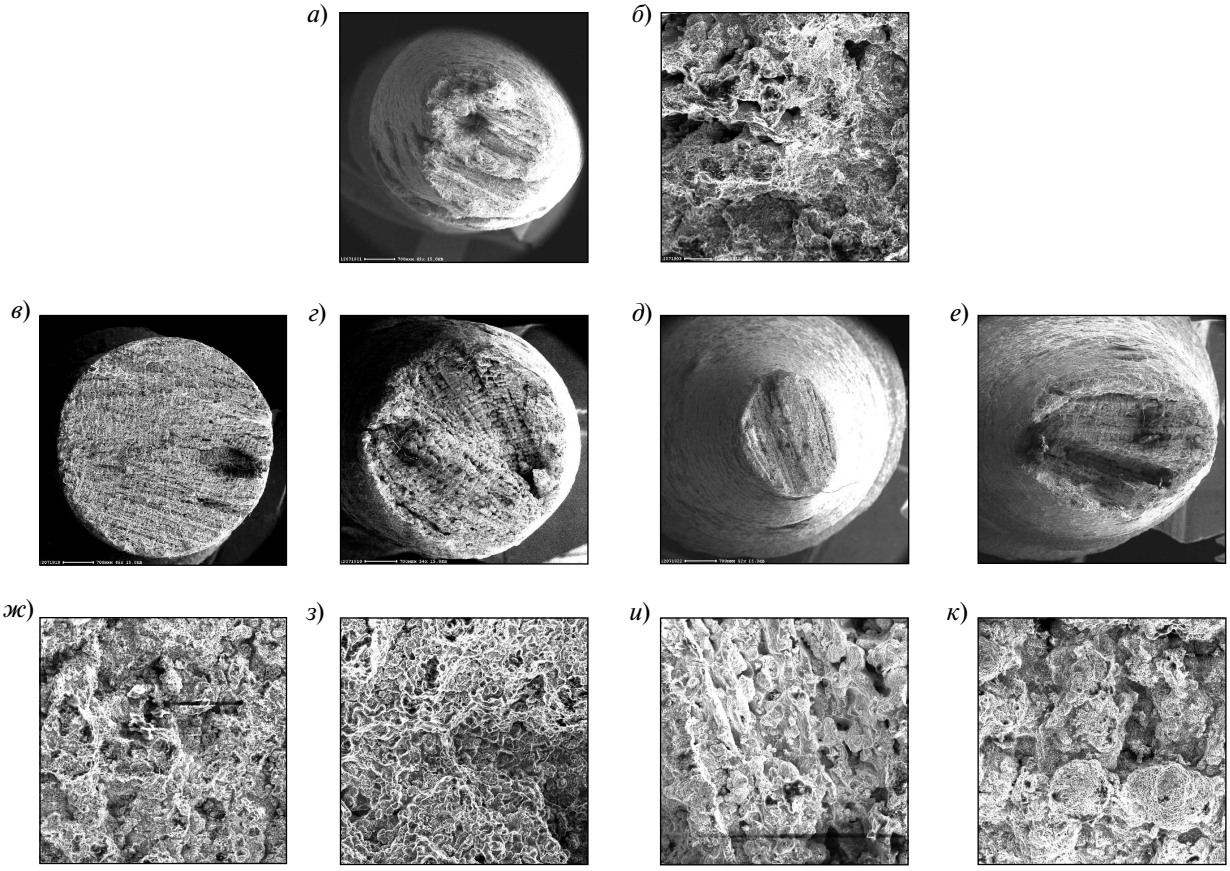

Рис. 9. Характер излома после испытаний на длительную прочность (t = 1150 °С, σ = 12 МПа) образцов сплава 45Х26Н33С2Б2 в литом состоянии (*а*, *б*) и после предварительной выдержки при 1150 °С длительностью 2 (*в*, *г*, *ж*, *з*) и 100 ч (*д*, *е*, *и*, *к*) с последующим охлаждением с печью (*в*, *д*, *ж*, *и*) или в воде (*г*, *е*, *з*, *к*). ×50 (*а*, *в*–*е*), ×1000 (*б*, *ж*–*к*)

высокотемпературной выдержки при температуре 1150 °С с охлаждением в воде значения длительной прочности исследованного сплава находятся несколько выше, а с охлаждением с печью — ниже по сравнению с литым состоянием (см. рис. 11). Однако все экспериментальные точки лежат в области длительной прочности сплава Х28Н48В5.

Таким образом, полученные экспериментальные данные позволяют заключить, что отрицательное влияние кататермического режима эксплуатации (медленное непрерывное охлаждение) на длительную прочность сплава 45Х26Н33С2Б2 может быть значительно уменьшено за счет применения ускоренного охлаждения в температурном интервале 900–600 °С при остановке высокотемпературных установок для проведения регламентных работ, особенно в начальный период эксплуатации. Применение кратковременной высокотемпературной термической обработки с ускоренным охлаждением заготовок деталей оборудования также может повысить ресурс его эксплуатации.

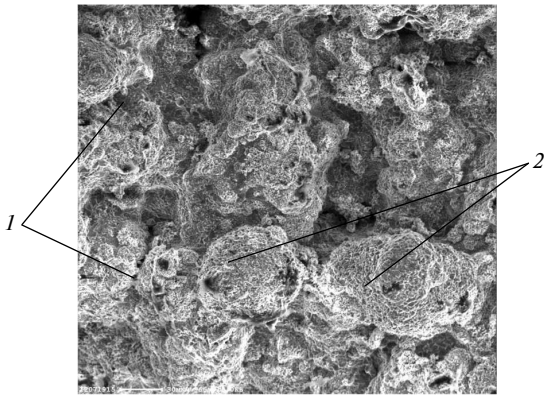

Рис. 10. Характер излома после испытаний на длительную прочность (t = 1150 °С, σ = 12 МПа) образцов сплава 45Х26Н33С2Б2 после предварительной выдержки при 1150 °С длительностью 100 ч с последующим охлаждением в воде: *1* — области межзеренного разрушения, *2* — области внутризеренного разрушения. ×1000

Основные выводы, сделанные по результатам работы:

Определена длительная прочность при температуре 1150 °С сплава 45Х26Н33С2Б2 в литом состоянии и после предварительной выдержки при 1150 °С длительностью 2–100 ч с последующим охлаждением в воде. Установлено положительное влияние ускоренного охлаждения после предварительной выдержки при температуре эксплуатации на длительную прочность сплавов на Fe-Cr-Ni основе.

Ускоренное охлаждение в значительной степени предотвращает снижение рабочих характеристик жаропрочных сплавов на основе системы Fe-Cr-Ni при эксплуатации за счет затормаживания процессов выделения хрупких промежуточных фаз и обеднения матричного твердого раствора легирующими элементами при охлаждении от рабочей температуры до комнатной.

Ускоренное охлаждение от рабочей температуры до комнатной в начальный период эксплуатации способствует повышению длительной прочности сплавов на Fe-Cr-Ni основе по сравнению с литым состоянием за счет выделения относительно небольшого количества нанораз-мерных промежуточных фаз, равномерно упрочняющих структуру сплава.

Для увеличения ресурса работы высокотемпературного оборудования, изготовленного из жаропрочных жаростойких сплавов на основе системы Fe-Cr-Ni, необходимо регламентировать кататермический режим эксплуатации, — количество технологических циклов «нагрев —

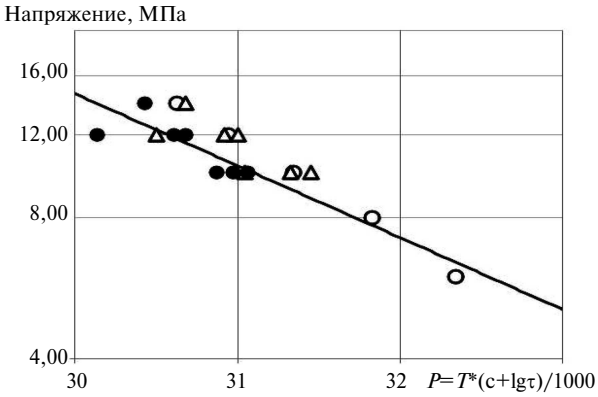

Рис. 11. Параметрическая диаграмма длительной прочности сплавов: Х28Н48В5 (прямая линия) [16] и 45Х26Н33С2Б2 в литом состоянии (○) и после предварительной выдержки при 1150°С различной длительности с последующим охлаждением в воде (Δ) или с печью (●)

охлаждение» и скорость охлаждения. Целесообразно также проводить предварительную кратковременную высокотемпературную термическую обработку заготовок деталей оборудования с ускоренным охлаждением их в температурном интервале 900–600 °С.

По уровню жаропрочности сплав 45Х26Н33С2Б2 не уступает таким жаропрочным высоколегированным сплавам, как Х28Н48В5, и потому перспективен для изготовления высокотемпературных установок с температурой эксплуатации 1100–1200 °С.

Исследования проводились на оборудовании Центра коллективного пользования «Состав, структура и свойства конструкционных и функциональных материалов» ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей» при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Орыщенко, А.С.** Жаростойкие жаропрочные сплавы [Текст] / А.С. Орыщенко.— СПб.: Наука, 2011.— 191 с.

2. **Орыщенко, А.С.** Разработка жаростойких сплавов для элементов конструкции радиантной части змеевиков высокотемпературных установок нефтесинтеза [Текст] / А.С. Орыщенко // Вопросы материаловедения.— 2006. № 1 (45).— С. 147–159.

3. **Анастасиади, Г.П.** Влияние циклов нагрев-охлаждение на длительную прочность литого жаропрочного сплава 0.45C-26Cr-33Ni-2Si-2Nb [Текст] / Г.П. Анастасиади, С.Ю. Кондратьев, А.С. Орыщенко, С.Н. Петров, М.Д. Фукс // Научно-технические ведомости СПбГПУ.— 2013. № 1 (166).— С. 113–120.

4. **Орыщенко, А.С.** Конструкционные материалы для радиантных змеевиков высокотемпературных установок нефтехимического комплекса [Текст] / А.С. Орыщенко // Металлург.— 2008. № 2.— С. 66–68.

5. **Орыщенко, А.С.** Особенности структурных изменений в жаропрочном сплаве 0.45C-26Cr-33Ni-2Si-2Nb при температурах эксплуатации. Сообщение 1. Литое состояние [Текст] / А.С. Орыщенко, С.Ю. Кондратьев, Г.П. Анастасиади, М.Д.Фукс, С.Н. Петров // Научно-технические ведомости СПбГПУ.— 2012. № 1 (142).— С. 155–163.

6. **Орыщенко, А.С.** Особенности структурных изменений в жаропрочном сплаве 0.45C-26Cr-33Ni-2Si-2Nb при температурах эксплуатации. Сообщение 2. Влияние высокотемпературной выдержки [Текст] / А.С. Орыщенко, С.Ю. Кондратьев, Г.П. Анастасиади, М.Д. Фукс, С.Н. Петров // Научно-технические ведомости СПбГПУ.— 2012. № 2-1 (147).— С. 217–228.

7. **Рудской, А.И.** Особенности структурных изменений в жаропрочном сплаве 0.45C-26Cr-33Ni-2Si-2Nb при температурах эксплуатации. Сообщение 3. Механизм и кинетика фазовых превращений [Текст] / А.И. Рудской, Г.П. Анастасиади, А.С. Орыщенко, С.Ю. Кондратьев, М.Д. Фукс // Научно-технические ведомости СПбГПУ.— 2012. № 3-2 (154).— С. 143–150.

8. **Piekarski, B.** Creep-resistant austenitic cast steel [Текст] / B. Piekarski, J. Kubicki // Archives of Foundry Engineering.— 2008. Vol. 8, № 2.— P. 115–120.

9. **Buchanan, K.G.** Crystallography and Morphology of Niobium Carbide in As-Cast HP-Niobium Reformer Tubes [Текст] / K.G. Buchanan, M.V. Kral // Metallurgical and Materials Transactions A.— 2012. Vol. 43, № 6.— P. 1760–1769.

10. **Kaya, A.A.** Microstructure of HK40 alloy after high-temperature service in oxidizing/carburizing environment: II. Carburization and carbide transformations [Текст] / A.A. Kaya // Materials Characterization.— 2002. Vol. 49, № 1.— P. 23–34.

11. **Sourmail, T.** Precipitates in creep resistant austenitic stainless steels [Текст] / T. Sourmail // Materials Science and Technology.— 2001. Vol. 17, № 1.— P. 1–14.

12. **Garbiak, M.** Precipitation kinetics in austenitic 18Cr-30Ni-Nb cast steel [Текст] / M. Garbiak, R. Chyliňska // Archives of Foundry Engineering.— 2008. Vol. 8, № 3.— P. 27–30.

13. Sigma Phase Formation and Embrittlement of Cast Iron-Chromium-Nickel (Fe-Cr-Ni) Alloys [Текст] // Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering.— 2008. Vol. 7, № 2.— P. 127–145.

14. **Угорский, А.Э.** О параметрических методах температурно-временной экстраполяции предела длительной прочности [Текст] / А.Э. Угорский // Проблемы прочности.— 1986. № 1.— С. 40–43.

15. **Le May, Iain.** Developments in Parametric Methods for Handling Creep and Creep-Rupture Data [Текст] / Iain Le May // Journal of Engineering Materials and Technology.— 1979. Vol. 101, № 4.— P. 326–330.

16. Марочник стали для машиностроения [Текст].— М.: Изд-во НИИ информации по машиностроению, 1965.— 594 с.

АНАСТАСИАДИ Григорий Панеодович — *доктор технических наук, профессор кафедры технологии и исследований материалов СПбГПУ.*
195251, ул. Политехническая, д. 29, Санкт-Петербург, Россия
тел. (921) 773-08-93

КОНДРАТЬЕВ Сергей Юрьевич — *доктор технических наук, профессор кафедры технологии и исследований материалов СПбГПУ.*
195251, ул. Политехническая, д. 29, Санкт-Петербург, Россия
моб. тел. (921) 941-28-26
petroprom2013@yandex.ru

ОРЫЩЕНКО Алексей Сергеевич — *доктор технических наук, заведующий кафедрой функциональных материалов и технологий СПбГПУ.*
195251, ул. Политехническая, д. 29, Санкт-Петербург, Россия
тел. (812) 335-58-52

ФУКС Михаил Дмитриевич — *аспирант СПбГПУ, инженер-технолог 2-й категории ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей».*
191015, ул. Шпалерная, д. 49, Санкт-Петербург, Россия
тел. (965) 034-84-08

© Санкт-Петербургский государственный политехнический университет, 2013