

## Исследование связи между химическим составом и длительной прочностью жаропрочных никелевых сплавов

В. В. Кривенюк<sup>а</sup>, Р. И. Куриат<sup>а</sup>, Г. В. Мухопад<sup>б</sup>, С. Г. Киселевская<sup>а</sup>

<sup>а</sup> Институт проблем прочности им. Г. С. Писаренко НАН Украины, Киев, Украина

<sup>б</sup> Энергетическая Консалтинговая Группа, Киев, Украина

*Представлены результаты обработки данных о длительной прочности жаропрочных никелевых сплавов параметрическими методами, методами Трунина и базовых диаграмм. Рассматриваются возможности исследования связи между химическим составом и характеристиками длительного разупрочнения.*

**Ключевые слова:** никелевые сплавы, жаропрочность, длительная прочность, методы прогнозирования.

Сравнительно высокие характеристики длительной прочности жаропрочных никелевых сплавов обеспечиваются путем использования многокомпонентного легирования. В качестве основных легирующих элементов часто используются дорогостоящие тугоплавкие металлы, при этом далеко не всегда их высокая температура плавления гарантирует высокую жаропрочность.

В настоящей работе исследуются возможности повышения характеристик длительной прочности жаропрочных никелевых сплавов в результате легирования. Сплавы на основе никеля упрочняют с учетом его способности растворять значительное количество других металлов и образовывать с ними твердые растворы. Элементы Co, Al, Cr, Mo, W образуют с Ni  $\gamma$ -твердый раствор (NiAl), к элементам, входящим в состав  $\gamma'$ -фазы (Ni<sub>3</sub>Al), относятся Al, Ti, Nb, Ta и Gf [1].

Такое большое число легирующих элементов и их сочетаний затрудняют достаточно точную оценку влияния каждого из них на закономерности длительного разупрочнения соответствующих сплавов. Обоснованию возможности развития такой оценки и посвящено это исследование.

Влияние легирующих элементов на упрочнение  $\gamma$ -твердого раствора, состав и количество образующихся дисперсных фаз, их стабильность в различных условиях является достаточно сложным и неоднозначным. Установлено, что в структуре Ni<sub>3</sub>Al титан, гафний, цирконий, ниобий, тантал замещают только алюминий, кобальт и медь – только никель, хром и железо – никель и алюминий. При этом картина перераспределения элементов в случае многокомпонентного легирования для каждого сплава будет индивидуальной [2].

Поскольку вольфрам и молибден подавляют диффузионную подвижность никеля, повышаются прочность межатомных связей во всех структурных составляющих сплавов, длительная и кратковременная прочность при уменьшении характеристик пластичности в дисперсионно-твердеющих никель-железных сплавах [3].

Элементы Cr, Mo, W, Nb, Ti и Ta образуют карбиды типа MC, которые при термической обработке распадаются на  $M_{23}C_6$  и  $M_6C$  и скапливаются вдоль границ зерен, что обуславливает различные особенности замедления процессов разупрочнения при длительном высокотемпературном нагружении.

Образование на поверхности защитных окислов и соответственно стойкость сплавов против окисления обеспечивают Al и Cr [4]. Например, для авиационных сплавов типа ЖС основным элементом, обеспечивающим окислительную стойкость, является Al [5]. Однако при длительном силовом и высокотемпературном воздействии протекают довольно интенсивные диффузионные процессы, которые приводят к деградации фазового состава оксидов, их отслаиванию при эксплуатации лопаток газотурбинных двигателей (ГТД). В результате одна из важных задач заключается в улучшении легирования, которое способствовало бы необходимому замедлению деградации свойств защитных окислов [6].

Прогнозирование длительной прочности исследуемых авиационных сплавов из-за значительного рассеяния результатов испытаний вследствие низких характеристик пластичности остается довольно сложным. В связи с этим важным является также выбор метода прогнозирования длительной прочности. Ниже будут проанализированы возможности использования широко известных параметрических методов [7–9], метода Трунина [10, 11] и метода базовых диаграмм (МБД) [12–14].

Прежде всего следует согласиться с некоторыми критическими замечаниями [15] относительно используемых в течение более полувека параметрических методов Ларсона–Миллера (ЛМ) [7], Мэнсона–Хэферда (МХ) [8], Орра–Шерби–Дорна (ОШД) [9]:

$$P_{\text{ЛМ}} = f(\sigma) = T(C + \lg t); \quad (1)$$

$$P_{\text{МХ}} = f(\sigma) = \frac{\lg t - \lg t_a}{T - T_a}; \quad (2)$$

$$P_{\text{ОШД}} = f(\sigma) = \lg t - B/T; \quad (3)$$

$$f(\sigma) = b_0 + b_1 \lg \sigma + b_2 \lg^2 \sigma + \dots + b_n \lg^n \sigma, \quad (4)$$

где  $C$ ,  $\lg t_a$ ,  $T_a$ ,  $B$  – постоянные;  $\sigma$  – напряжения, МПа;  $t$  – долговечность, ч;  $T$  – температура, К.

При анализе методов внимание акцентируется на значениях постоянных  $C$ ,  $\lg t_a$ ,  $T_a$ ,  $B$ , в то время как точность прогнозирования значительно зависит от описания полиномиальной функции (4) и значений постоянных  $b_i$ . Обоснованию необходимости уточнения такого прогнозирования параметрическими методами могут способствовать результаты применения МБД [16–18].

Метод МБД основан на использовании уравнения базовых диаграмм:

$$\lg \sigma'_t = \lg \sigma_1 - \frac{3,6 - \lg \sigma_1}{12} (\lg t + 0,1 \lg^2 t), \quad (5)$$

где  $\sigma'_t$  – текущее напряжение по базовой диаграмме, МПа;  $\sigma_1$  – напряжение, которое приводит к разрушению в течение 1 ч;  $t$  – время до разрушения, ч.

Особенности отдельных участков диаграмм длительной прочности (ДДП), полученных экспериментально, исследуются с помощью характеристики  $\beta_e$ :

$$\beta_e = \frac{\sigma_{at} - \sigma_{te}}{\sigma_{at} - \sigma'_t} = \frac{\Delta\sigma_{te}}{\Delta\sigma'_t}, \quad (6)$$

где  $\sigma_{at}$  – координата общей исходной точки сравниваемых участков экспериментальной и базовой диаграмм;  $\sigma_{te}$ ,  $\sigma'_t$  – координаты правых границ данных участков;  $\Delta\sigma_{te}$  и  $\Delta\sigma'_t$  – понижения длительной прочности на этих участках за одно и то же время от  $at$  до  $t=te$ .

Если в формулу (6) вместо  $\sigma_{te}$  и  $\beta_e$  подставить искомое напряжение  $\sigma_t$  и усредненное для каких-то условий значение  $\beta$ , получим формулу для прогнозирования длительной прочности в виде

$$\sigma_t = \sigma_{at} - \beta(\sigma_{at} - \sigma'_t) = \sigma_{at} - \beta\Delta\sigma'_t. \quad (7)$$

С помощью формул (5) и (6) информацию об отдельном участке экспериментальной ДДП можно представлять точкой с координатами  $\beta_e$ ,  $\sigma_{at}$  в системе координат  $\beta_e - \sigma_{at}$ . Это облегчает сравнительный анализ особенностей больших массивов экспериментальных данных и создает благоприятные условия для перехода к качественно новому их системному анализу. Важными элементами такого анализа являются оценка и учет для различных групп материалов характеристик  $\beta$ ,  $\beta_e$ , погрешностей прогнозирования  $\Delta_1$ ,  $\Delta_2$ , стандартных отклонений  $S_1$ ,  $S_2$ , где

$$\Delta_1 = \lg t - \lg te; \quad (8)$$

$$\Delta_2 = \frac{\sigma_t - \sigma_{te}}{\sigma_{te}}; \quad (9)$$

$$S_m = \sqrt{\frac{1}{n-1} \sum_{i=1}^n (\Delta_m)_i^2}, \quad (10)$$

соответственно  $S_1$  рассчитывается при  $m=1$  и подстановке значений погрешностей прогнозирования по логарифму времени  $\Delta_1$ ,  $S_2$  – при  $m=2$  и подстановке значений погрешностей по напряжению  $\Delta_2$ .

Результаты больших объемов прогнозирования на один порядок по логарифмической шкале времени (ЛШВ) позволяют заключить, что при неравенстве

$$\beta - 0,3...0,4 < \beta_e < \beta + 0,3...0,4 \quad (11)$$

прогнозирование с помощью МБД выполняется при

$$S_2 \leq 0,1...0,12. \quad (12)$$

Одной из задач систематизации известных экспериментальных данных с помощью МБД и является определение отдельных численных значений  $\beta$ , которые обеспечивали бы выполнение условия (12) при обработке как можно больших массивов экспериментальных данных. При этом следует подчеркнуть, что условия (11), (12) справедливы для прогнозирования на один порядок по ЛШВ, т.е. при  $\lg(te/\alpha t) = q = 1$  (МБД). Вместе с тем большая часть исследований выполнена с помощью МБД-2 [16, 17], который используется для прогнозирования на два-три порядка по ЛШВ, т.е. при  $q = 1-3$  и более.

При одной и той же разности  $\beta - \beta_e$  погрешность прогнозирования может повышаться по мере увеличения числа порядков прогнозирования и зависимости значений  $\beta$  от напряжений. В связи с этим для обеспечения выполнения условия (12) вместо одного численного значения  $\beta$  при переходе от расчетов по МБД к расчетам по МБД-2 используются три значения  $\beta_i$ , т.е.  $\beta_1, \beta_2, \beta_3$  соответственно при условно низких, средних и высоких температурах, о которых можно судить в первом приближении по данным рис. 1 [18].

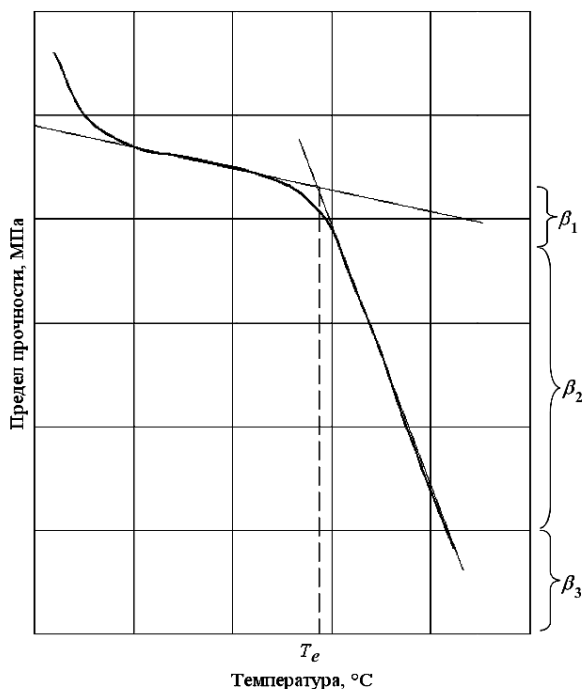


Рис. 1. Схематическая температурная зависимость предела прочности металлического материала.

Ранее [16] представлены результаты корреляционного (интерполяционного) анализа более 1000 ДДП, полученных в Национальном институте исследований металлов (НИИМ, Токио) параметрическими методами и МБД

при близких значениях  $S_1$ . При этом анализ параметрическими методами выполнялся при использовании 5–8 численных значений постоянных, МБД – при постоянных  $\beta_1, \beta_2, \beta_3$ . Значительно большее и недостаточно определенное при переходе от одного исследования к другому число используемых постоянных, а также другие особенности позволяют утверждать, что параметрические методы непригодны для решения основной задачи настоящего исследования.

Вместе с тем с этой точки зрения заслуживает внимания обоснование [15] преимуществ хорошо известного и широко используемого уравнения [10, 11]

$$\tau_p = A \frac{T^l}{\sigma^x} \exp\left(\frac{U_0 - C\sigma}{RT}\right), \quad (13)$$

где  $U_0$  – эффективная, или кажущаяся энергия активации процесса длительного разрушения;  $C$  – коэффициент, пропорциональный активационному объему процесса разрушения, т.е. пропорциональный числу и величине микрообъемов, в которых развиваются микрповреждения;  $R$  – газовая постоянная;  $A$  – постоянная;  $T$  – температура, К;  $\sigma$  – напряжение, МПа. Уравнение (13) разрабатывалось на основе хорошо известных физически обоснованных зависимостей. Однако дальнейшие уточнения их практического применения, согласно которым постоянные  $A, l$  и  $x$  должны устанавливаться для отдельных температурно-временных областей, привели к значительному увеличению числа используемых постоянных.

В этой связи согласно [15] заслуживает внимания замечание автора работы [19], в соответствии с которым при пяти неизвестных коэффициентах решение задачи по определению их численных значений будет неустойчивым. С учетом этого обстоятельства И. И. Труниным для сталей, применяемых в энергомашиностроении, было предложено уравнение для определения времени до разрушения при меньшем числе расчетных постоянных:

$$\tau_p = A_1 T^2 \sigma^{-2400/T} \exp\left(\frac{b_1 - c_1 \sigma}{T}\right). \quad (14)$$

Достаточно точно определить, в чем состоит различие между этими двумя уравнениями, довольно сложно. В данном случае представляется целесообразным сначала обратить внимание на некоторые особенности постоянной  $C$  в параметре Ларсона–Миллера.

В процессе вывода окончательных формул для прогнозирования длительной прочности металлов могут использоваться существенные упрощения, что характерно и для параметра Ларсона–Миллера. Это касается также постоянной  $C$ , которая определяется в основном по формуле

$$T_n(C + \lg t_n) = T_{n+1}(C + \lg t_{n+1}) = \frac{Q}{2,3R}, \quad (15)$$

где  $Q$  – активационный параметр.

Формула (15) позволяет по данным о  $\lg t_{n+1}$  и  $\lg t_n$  при двух температурах и  $\sigma = \text{const}$  рассчитать величину  $C$ . В результате преобразования (15) получим

$$C = \frac{T}{\Delta T} m' \lg \frac{\sigma_1}{\sigma_2}, \quad (16)$$

где  $\sigma_1, \sigma_2$  – значения длительной прочности при  $t = \text{const}$ , устанавливаемые, например, по двум прямолинейным диаграммам длительной прочности при  $T_1$  и  $T_2 = T_1 + \Delta T$ ;  $m'$  – котангенс угла наклона ДДП при температуре  $T_1$ .

Из (16) следует, что при оценке значения  $C$  на основании данных для двух ДДП при температурах  $T_1$  и  $T_2$  (рис. 2) оно зависит от вида и взаимного положения диаграмм. Если диаграммы параллельны, то  $C = \text{const}$ . Если изменение угла наклона при переходе от одной диаграммы к другой существенное, то по мере увеличения долговечности аналогично может возрастать логарифм частного в (16), и соответственно характер зависимости  $C$  от времени может становиться более резким.

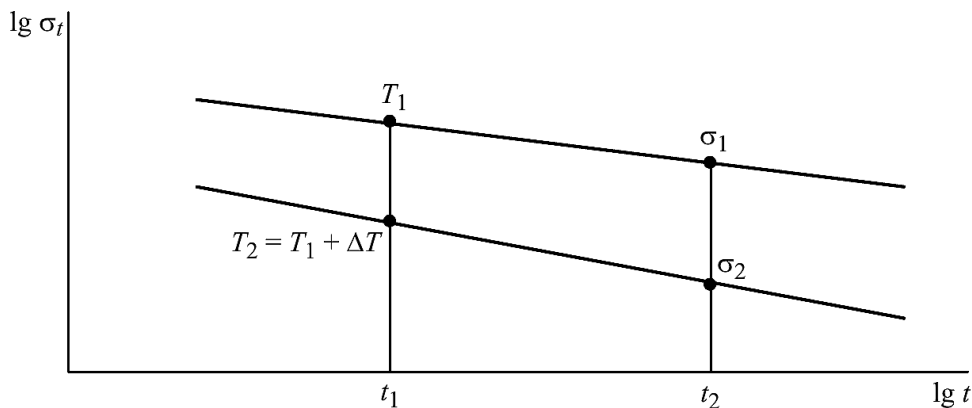


Рис. 2. Диаграммы длительной прочности металлического материала при температурах  $T_1$  и  $T_2$ .

Согласно данным [15], для одного из никелевых сплавов в температурном интервале  $500...525^\circ\text{C}$  величина  $C$  изменялась от 27 до 42 при первичном обосновании Ларсоном и Миллером значения  $C = 20$  на основании некоторых физических представлений. В соответствии с формулой (16) такое повышение значения  $C$  для упрочненных сплавов объясняется величиной  $\lg(\sigma_1/\sigma_2)$  и, следовательно, различными углами наклона двух ДДП при разных температурах. Анализ таких примеров [16, 17] свидетельствует о низкой чувствительности постоянных параметрических методов к особенностям длительного разупрочнения исследуемых металлов и сплавов.

Все это в какой-то мере оправдывает обоснование [15] преимуществ уравнения (13). Однако остается проблематичным с помощью уравнений (13) и (14) конкретизировать особенности длительного разупрочнения широко используемых сталей и сплавов. Рассмотрим возможности соответствующей конкретизации для некоторых жаропрочных никелевых сплавов.

Литейный сплав ЭК9 имеет поликристаллическую равноосную структуру с карбидным упрочнением границ зерен при содержании до 0,1...0,5%С и фазовым составом, который включает дисперсную  $\gamma'$ -фазу в  $\gamma$ -твердом растворе. При эксплуатации лопаток ГТД из этого сплава наиболее интенсивно повреждаются границы зерен вследствие высокотемпературного окисления поверхностей. Интенсивность повреждений определяется структурой и фазовым составом границ зерен, фазовыми превращениями, в частности карбидными, а также условиями нагружения, например термоциклированием [20].

При длительных выдержках и эксплуатационной наработке в подобных сплавах происходят такие же фазовые превращения, которые существенно влияют на характеристики длительной прочности. При проведении достаточно точной оценки особенностей длительного разупрочнения в данном случае приходится учитывать влияние довольно большого числа факторов. Поэтому вполне естественно, что для расширения возможностей уточнения влияния каждого из них целесообразно выполнять такой анализ данных для какого-то рационально обоснованного комплекса соответствующих сплавов. При этом важна эффективность сравнительного анализа. Проиллюстрируем это на примере применения МБД.

Повышение длительности нагружения и температуры испытаний в основном приводит к увеличению значений характеристик  $\beta_e$  для отдельных участков ДДП. Например, таковым является участок по времени от  $at = 100$  до  $te = 1000$  ч при конкретных значениях  $\sigma_{at}$  и  $\sigma_{te}$ . В действительности различного рода переломы на ДДП определяются нарушением монотонного температурно-временного изменения рассматриваемых характеристик, на котором и будет акцентироваться внимание. В качестве примера рассмотрим решение задачи сравнения особенностей длительного разупрочнения двух сплавов: ЭК9 и ЧС70.

Химический состав сплава ЭК9 характеризуется повышенным содержанием Cr (19...20%) и пониженным Co (4...6%) и W (2,5...4%), что способствует ухудшению прочностных характеристик. Сплав ЧС70 при повышенном содержании Cr (15...16,7%) имеет более высокие концентрации Co (9,5...10,5%) и W (4,5...6,5%), что значительно увеличивает сопротивление разрушению при длительных испытаниях.

Сравним характеристики  $\beta_e$  этих сплавов, полученные с использованием МБД (табл. 1–3 и рис. 3). Отметим, что для обоих сплавов повышение температуры и длительности нагружения приводит в основном к монотонному увеличению значений  $\beta_e$ . В таком случае при одинаковых температуре, напряжении и длительности нагружения более низкие значения  $\beta_e$  определяют более низкое разупрочнение и более высокое сопротивление длительному нагружению. Например, в табл. 1 и 2 для сплавов ЭК9 и ЧС70 при идентичных температурах и длительностях нагружения значения  $\beta_e = 1,32$  и 0,98 соответственно, что определяет более высокое сопротивление длительному разрушению второго сплава. При  $T = 800^\circ\text{C}$  для этих сплавов проявляется некоторая аномалия в значениях  $\beta_e = 1,17$  и 1,19, разве что последующие значения 1,30 и 1,26 вполне оправданны, поскольку интенсивность длительного разупрочнения более упрочненного сплава ЧС70 ниже. При



температуре 900°C для сплава ЭК9 значения  $\beta_e$  увеличиваются с повышением длительности нагружения, для сплава ЧС70 они уменьшаются. Таким образом, при  $T = 900^\circ\text{C}$  и длительности нагружения 100...1000 ч для сплава ЭК9 имеем  $\beta_e = 1,49$ , для сплава ЧС70 – 1,43.

Т а б л и ц а 1

## Результаты обработки данных о длительной прочности сплава ЭК9 МБД

$T, ^\circ\text{C}$	$\sigma_{at},$ МПа	$\sigma_{te},$ МПа	$at,$ ч	$te,$ ч	$\lg(te/at)$	$\Delta_2,$ %	$\beta_e$
700	600	500	100	500	0,699	-0,37	1,320
	600	450	100	1000	1,000	1,26	1,398
	400	350	100	500	0,699	-8,95	0,827
800	400	300	100	1000	1,000	-4,83	1,175
	200	150	100	500	0,699	-1,12	1,301
900	200	120	100	1000	1,000	6,67	1,495
	600	500	100	500	0,699	-0,37	1,320

Т а б л и ц а 2

## Результаты обработки данных о длительной прочности сплава ЧС70 МБД

$T, ^\circ\text{C}$	$\sigma_{at},$ МПа	$\sigma_{te},$ МПа	$at,$ ч	$te,$ ч	$\lg(te/at)$	$\Delta_2,$ %	$\beta_e$
700	700	620	100	500	0,699	-4,37	0,981
	700	600	100	1000	1,000	-8,69	0,863
	700	540	100	5000	1,699	-17,21	0,831
	620	540	500	5000	1,000	-12,21	0,720
800	480	400	100	500	0,699	-2,06	1,190
	480	360	100	1000	1,000	-1,28	1,265
	480	290	100	5000	1,699	-4,92	1,221
	400	290	500	5000	1,000	-1,30	1,269
900	250	180	100	500	0,699	6,22	1,563
	250	160	100	1000	1,000	4,88	1,438
	250	110	100	5000	1,699	7,60	1,396
	180	110	500	5000	1,000	3,40	1,387
950	180	130	100	500	0,699	2,44	1,402
	180	110	100	1000	1,000	4,42	1,411

В табл. 3 представлены результаты обработки данных [21], полученных при испытаниях длительностью до 50 тыс. ч сплава на основе Ni (13Cr–4,5Mo–0,75Ti–6Al–2,3(Nb+Ta)Zr–B). Следовательно, пределы длительной прочности на 100 тыс. ч являются расчетными, тем не менее длительность таких испытаний намного больше длительности испытаний сплавов ЭК9 и ЧС70. Обращает на себя внимание тот факт, что для рассматриваемого сплава температурно-временная зависимость характеристик  $\beta_e$  оказалась более низкой, чем для сплавов ЭК9 и ЧС70.



Т а б л и ц а 3

Результаты обработки данных о длительной прочности сплава  
13Cr-4,5Mo-0,75Ti-6Al-2,3(Nb+Ta)-Zr-B МБД

$T, ^\circ\text{C}$	$\sigma_{at}, \text{МПа}$	$\sigma_{te}, \text{МПа}$	$at, \text{ч}$	$te, \text{ч}$	$\lg(te/at)$	$\Delta_2, \%$	$\beta_e$
850	337	237	100	1000	1	2,57	1,309
	337	159	100	10000	2	1,96	1,251
	337	100	100	100000	3	-4,42	1,207
	237	159	1000	10000	1	1,37	1,264
	237	100	1000	100000	2	-0,48	1,225
	159	100	10000	100000	1	1,63	1,264
900	252	171	100	1000	1	2,13	1,287
	252	109	100	10000	2	0,95	1,238
	252	62	100	100000	3	-5,10	1,209
	171	109	1000	10000	1	1,80	1,269
	171	62	1000	100000	2	3,06	1,251
	109	62	10000	100000	1	6,27	1,340
950	216	143	100	1000	1	2,46	1,291
	216	88	100	10000	2	1,67	1,243
	216	47	100	100000	3	-3,99	1,215
	143	88	1000	10000	1	2,74	1,285
	143	47	1000	100000	2	6,42	1,269
	88	47	10000	100000	1	9,62	1,381

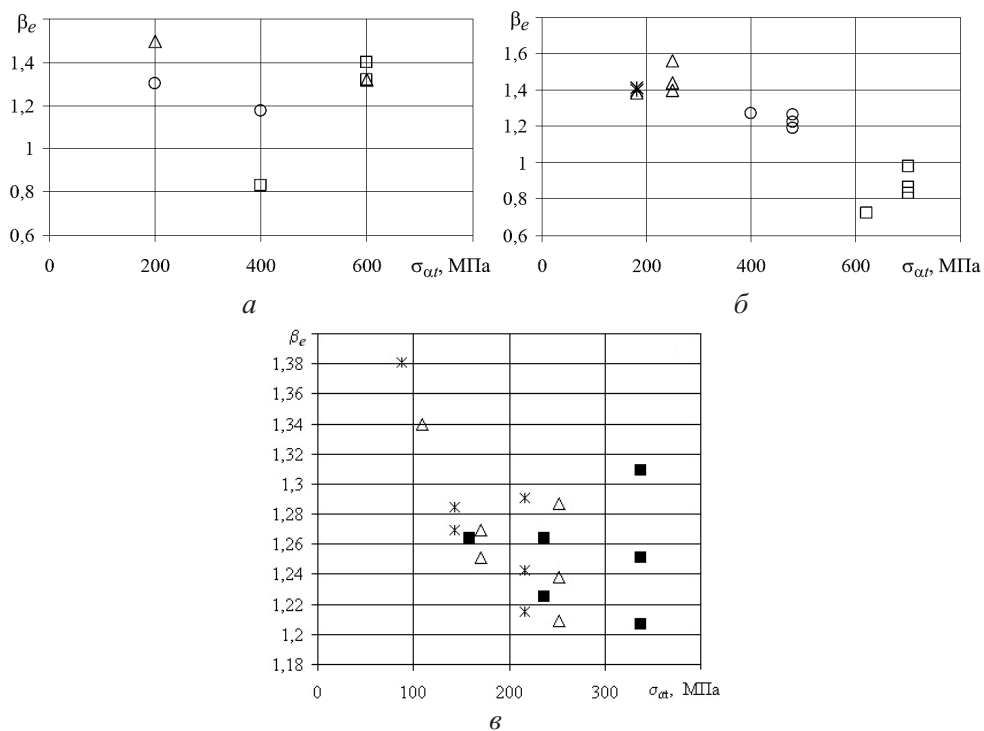


Рис. 3. Длительная прочность сплавов ЭК9 (а), ЧС70 (б) и 13Cr-4,5Mo-0,75Ti-6Al-2,3(Nb+Ta)-Zr-B (в) при различных температурах: □ –  $T = 700^\circ\text{C}$ ; ○ –  $T = 800^\circ\text{C}$ ; ■ –  $T = 850^\circ\text{C}$ ; △ –  $T = 900^\circ\text{C}$ ; \* –  $T = 950^\circ\text{C}$ .

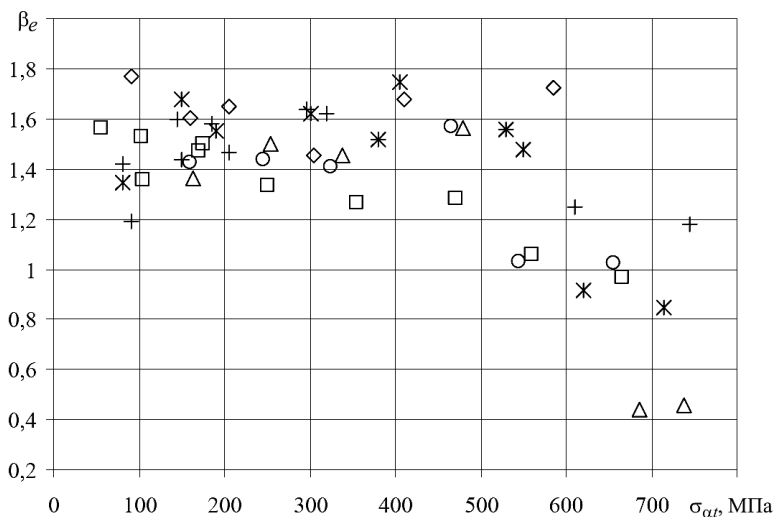


Рис. 4. Длительная прочность [15] сплавов ЖС6У (□), ЖС6К(у) (○), ЖС6Ф-НК-моно (△), ЖС26-ВНК-моно (\*), ЖС26-НК (+) и ЖС26-ВСНК (◇).

В изданиях NIMS представляются непосредственно экспериментальные данные, обработанные в основном одним из параметрических методов [7–9]. В нашем случае используются данные, обработанные методом Мэнсона–Саккопа. Сравнение приведенных в табл. 1–3 данных показывает, что значения  $\beta_e$  для сплава, исследуемого в [21], ниже, чем для сплавов ЧС70 и ЭК9. Это свидетельствует о более низкой интенсивности его временного разупрочнения. Исследуемые сплавы легированы в основном одинаковыми добавками, но в существенно различном сочетании. С точки зрения легирования близкие для них значения  $\beta_e$  вполне оправданны.

При выполненных сравнениях может проявляться также неточность определения характеристик длительной прочности. Однако расширение объемов такого анализа может способствовать довольно быстрому разрешению распространенных неопределенностей при решении задачи уточнения особенностей длительного разупрочнения различных сплавов.

С целью иллюстрации сложности и важности этого вопроса проанализируем сначала представленные на рис. 4 данные о длительной прочности [15], обработанные МБД. Обратим внимание на следующее обстоятельство. Оперирование лишь одной характеристикой длительного разупрочнения  $\beta_e$  по сравнению с несколькими при использовании остальных методов значительно увеличивает эффективность сравнительного анализа особенностей длительного разупрочнения различных сплавов. Повышение температуры практически во всех рассматриваемых случаях приводит к монотонному увеличению наклонов ДДП и, как следствие, значений  $\beta_e$ . Проанализируем данные табл. 4, в которой приведены результаты обработки МБД больше двухсот диаграмм длительной прочности НИИМ, полученных при испытаниях продолжительностью  $10^5$  ч и более. Величина  $\Delta\beta'_2$  – это разность между обычно высоким значением  $\beta_e$ , установленным для участка ДДП в интервале  $10^3 \dots 10^4$  ч, и низким – для участка  $10^4 \dots 10^5$  ч. В ряде случаев наблюдается резкое нарушение

Т а б л и ц а 4

Результаты обработки данных о длительной прочности с учетом значений  $\Delta\beta_2$  МБД

Материал	$T, ^\circ\text{C}$	$\Delta\beta_2$	$S_2, \%$
18Cr–10Ni–Ti [22]	600	0,25	9,5
	650	0,25	
	700	0,25	
12Cr [23]	450	0,40	11
	500	0,20	
	550	0,30	
	600	0,40	
2,25Cr–1Mo [24]	500	0,20	12,3
	550	0,20	
	600	0,70	
	650	–0,20	
2,25Cr–1Mo [25]	450	0,20	10,6
	500	0,20	
	550	0,20	
	600	0	
	650	–0,10	
0,5Cr–0,5Mo [26]	450	0,80	12,6
	500	0,40	
	550	–0,38	
1Cr–0,5Mo [27]	450	0,80	13,3
	500	0,40	
	550	–0,10	
	600	0,40	
1Cr–1Mo–0,25V [28]	500	0,20	9,8
	550	0,7	
	600	0,5	
1Cr–1Mo–0,25V [29]	450	0,8	9,1
	500	0,5	
	550	0,6	
	600	0,1	

ние монотонного температурного изменения наклонов отдельных участков экспериментальных диаграмм. Таким образом, столь представительные данные о длительной прочности позволяют акцентировать внимание на одном из самых существенных упущений в решении проблемы прогнозирования длительной прочности.

Результатом применения практически всех уравнений состояния являются в основном расчетные ДДП, для которых характерно монотонное температурное и временное изменение наклонов отдельных участков, что, как следует из анализа данных табл. 4, часто не соответствует действительности. Это настолько существенно и принципиально, что необходимы дополнительные соответствующие экспериментальные подтверждения.

Рассмотрим в связи с этим данные [30] испытаний на длительную прочность довольно значительного числа жаропрочных сплавов США и Англии на основе никеля в интервале длительностей нагружения 100...1000 ч при  $T = 649, 732, 815, 871$  и  $982^\circ\text{C}$  и соответствующие значения характеристик  $\beta_e$ . Для сплава М-252 были установлены значения  $\beta_e = 1,24; 1,35; 1,89; 1,53$ , для Хастеллой R-235 –  $1,49; 0,93; 1,06; 1,21; 0,86$ , для Инконель –  $1,32; 0,92; 0,92; 0,86; 0,81$ , для Инконель Х –  $0,87; 0,89; 1,38; 1,64; 0,73$ , для Инконель 702 –  $1,09; 1,40; 1,33; 0,83; 0,68$  и др. Приведенные расчетные значения  $\beta_e$  позволяют утверждать следующее. Широко распространенное расчетное описание экспериментальных диаграмм длительной прочности при монотонном температурно-временном изменении наклонов отдельных участков приводит к существенным отклонениям расчетных участков ДДП от экспериментальных. В связи с этим эффективное сотрудничество специалистов в области механики и физики твердого тела при решении основной задачи настоящего исследования является практически невозможным.

При предлагаемом развитии прогнозирования длительной прочности жаропрочных никелевых сплавов можно достаточно точно оценивать особенности каждого участка ДДП. Это позволяет выбирать представительный специальный комплекс известных экспериментальных ДДП с выраженными нарушениями монотонного температурно-временного изменения наклонов отдельных участков. При анализе таких данных существенно упрощается определение роли различных структурных составляющих в длительном разупрочнении сплавов. Эффективное решение задачи может быть обеспечено МБД благодаря полному исключению оперирования эмпирическими постоянными.

## Резюме

Представлено результати обробки даних щодо тривалої міцності жароміцних нікелевих сплавів за допомогою параметричних методів, методів Труніна та базових діаграм. Розглядаються можливості дослідження взаємозв'язку між хімічним складом і характеристиками тривалого знеміцнення.

1. Патон Б. Е., Строганов Г. Б., Кишкин С. Т. и др. Жаропрочность литейных никелевых сплавов и защита их от окисления. – Киев: Наук. думка, 1987. – 256 с.
2. Приходько Э. В. Эффективность комплексного легирования сталей и сплавов. – Киев: Наук. думка, 1995. – 290 с.
3. Каблов Е. Н., Логунов А. В., Сидоров В. В. Особенности легирования и термообработки литейных жаропрочных никелевых сплавов. Ч. I // Материаловедение. – 2001. – № 4. – С. 26 – 30.

4. *Суперсплавы II: Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок* / Под ред. Ч. Т. Симса, Н. С. Столоффа, У. К. Хагеля: Пер. с англ. В 2 кн. Кн. 2 / Под ред. Р. Е. Шалина. – М.: Металлургия, 1995. – 384 с.
5. *Беліков С. Б., Коваль А. Д.* Принципи легування корозійностійких ливарних жароміцних сплавів на основі нікелю для деталей гарячої частини газотурбінних установок // *Металознавство та обробка металів*. – 1995. – № 2. – С. 20 – 25.
6. *Кравчук Л. В., Курият Р. И., Буйских К. П., Киселевская С. Г.* Деградация поверхностных слоев жаропрочных сплавов и термоусталостная повреждаемость конструкционных элементов ГТД // *Пробл. прочности*. – 2008. – № 5. – С. 72 – 80.
7. *Larson F. R. and Miller J.* Time–temperature relationship for rupture and creep stresses // *Trans. ASME*. – 1952. – **74**, No. 5. – P. 765 – 775.
8. *Manson S. S. and Haferd A. M.* A linear time–temperature relation for extrapolation of creep and stress rupture data // *NASA TN 2890*. – 1953.
9. *Orr R. L., Sherby O. D., and Dorn J. E.* Correlation of rupture data for metals at elevated temperatures // *Trans. ASM*. – 1954. – **46**. – P. 113 – 128.
10. *Трунин И. И.* Определение характеристик длительной прочности жаропрочных материалов с большими сроками службы // *Пробл. прочности*. – 1969. – № 6. – С. 3 – 8.
11. *Трунин И. И.* Механическое уравнение состояния металлических материалов и прогнозирование характеристик жаропрочности // *Там же*. – 1976. – № 9. – С. 9 – 15.
12. *Кривенюк В. В.* Прогнозирование длительной прочности тугоплавких металлов и сплавов. – Киев: Наук. думка, 1990. – 248 с.
13. *Писаренко Г. С., Кривенюк В. В.* Новый подход к прогнозированию длительной прочности металлов // *Докл. АН СССР. Механика*. – 1990. – **312**, № 3. – С. 558 – 562.
14. *Троценко В. Т., Лебедев А. А., Стрижало В. А. и др.* Механическое поведение материалов при различных видах нагружения. – Киев: Логос, 2000. – 571 с.
15. *Каблов Е. Н., Голубовский Е. Р.* Жаропрочность никелевых сплавов. – М.: Машиностроение, 1998. – 464 с.
16. *Кривенюк В. В.* Прогнозирование длительной прочности сталей и сплавов параметрическими методами и методом базовых диаграмм. Сообщ. 1. Интерполяционный анализ экспериментальных данных // *Пробл. прочности*. – 2006. – № 5. – С. 90 – 108.
17. *Кривенюк В. В.* Прогнозирование длительной прочности сталей и сплавов параметрическими методами и методом базовых диаграмм. Сообщ. 2. Экстраполяционный анализ экспериментальных данных // *Там же*. – 2006. – № 6. – С. 30 – 42.

18. *Кривенюк В. В.* Особливі співвідношення характеристик короткочасної та тривалої міцності // *Металознавство та обробка металів.* – 2006. – № 1. – С. 63 – 66.
19. *Ковпак В. И.* Прогнозирование жаропрочности металлических материалов. – Киев: Наук. думка, 1981. – 240 с.
20. *Каблов Е. Н., Логунов А. В., Сидоров В. В.* Особенности легирования и термообработки литейных жаропрочных никелевых сплавов. Ч. II // *Материаловедение.* – 2001. – № 5. – С. 30 – 36.
21. *Data sheets on the elevated-temperature properties of nickel based 13Cr–4.5Mo–0.75Ti–6Al–2.3(Nb+Ta)–Zr–B superalloy* // *NRIM Creep Data Sheet.* – 1990. – No. 29B. – 43 p.
22. *Data sheets on the elevated-temperature properties of 18Cr–10Ni–Ti stainless steel* // *Ibid.* – 1987. – No. 5B. – 32 p.
23. *Data sheets on the elevated-temperature properties of 12Cr steel* // *Ibid.* – 1994. – No. 13B. – 44 p.
24. *Data sheets on the elevated-temperature properties of 2.25Cr–1Mo steel* // *Ibid.* – 1986. – No. 3B. – 30 p.
25. *Data sheets on the elevated-temperature properties of 2.25Cr–1Mo steel* // *Ibid.* – 1991. – No. 36A. – 22 p.
26. *Data sheets on the elevated-temperature properties of 0.5Cr–0.5Mo steel* // *Ibid.* – 1994. – No. 20B. – 28 p.
27. *Data sheets on the elevated-temperature properties of 1Cr–0.5Mo steel* // *Ibid.* – 1990. – No. 35A. – 22 p.
28. *Data sheets on the elevated-temperature properties of 1Cr–1Mo–0.25V steel* // *Ibid.* – 1990. – No. 9B. – 45 p.
29. *Data sheets on the elevated-temperature properties of 1Cr–1Mo–0.25V steel* // *Ibid.* – 1994. – No. 31B. – 41 p.
30. *Химушин Ф. Ф.* Жаропрочные стали и сплавы. – М.: Металлургия, 1969. – 646 с.

Поступила 10. 09. 2009