

О ПЛАСТИЧНОСТИ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

И.Е.Колосов, А.М.Паршин, А.П.Петкова

Санкт-Петербургский государственный политехнический университет,
г. Санкт-Петербург, Россия, dr@kgm5.hop.stu.neva.ru, (812)5341410, (812)5527537

Показано, що робота матеріалу у процесі експлуатації така складна та багатофакторна, що навіть фактори, які в конкретних умовах можуть бути визначальними (наприклад, при тривалих температурно-часових навантаженнях тривала міцність, тривала пластичність та повзучість, при циклічних границя витривалості та інші) усе ж таки не характеризують ще повною мірою міцність матеріалу. Він не є міцним, не дивлячись на високі значення σ_b , σ_y , σ^1 , $\sigma^1_{\delta_{т}}$, σ_{-1} і т.і., якщо не володіє деякою, хоч би мінімальною (у межах 2% рівномірного подовження) пластичністю (δ). Таким чином, матеріал працездатен, поки процеси зміцнення переважають над процесами знеміцнення, тобто поки існує хоча б мінімальний запас рівномірного відносного подовження.

Показано, что работа материала в процессе эксплуатации столь сложна и многофакторна, что даже факторы, которые в конкретных условиях могут быть определяющими (например, при длительных температурно-временных нагрузках - длительная прочность, длительная пластичность и ползучесть, при циклических - предел выносливости и др.) все-таки не характеризуют еще полностью прочность материала. Он не прочен, несмотря на высокие значения σ_b , σ_y , σ^1 , $\sigma^1_{\delta_{т}}$, σ_{-1} и т. д., если не обладает некоторой, хотя бы минимальной (в пределах 2 % равномерного относительного удлинения) пластичностью (δ). Таким образом, материал работоспособен, пока процессы упрочнения преобладают над процессами разупрочнения, т. е. пока существует некоторый, хотя бы минимальный, запас равномерного относительного удлинения

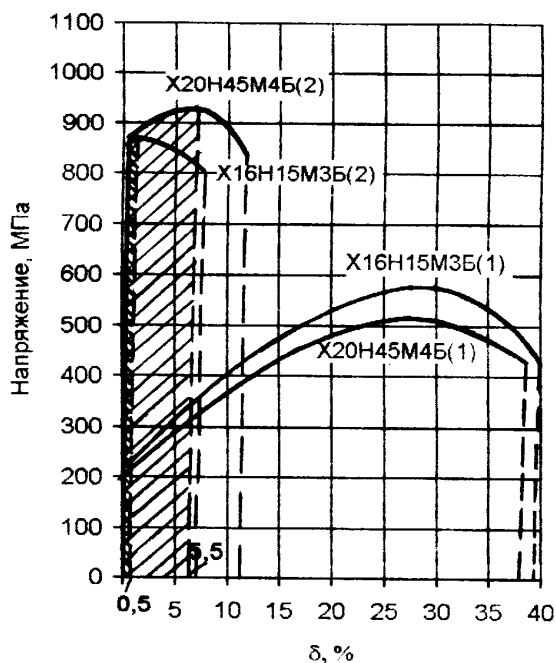
It is shown that materials work during service life is so complicated and multifactor that factors been determining (at prolonged temperature-time loads-long-term strength, long-term ductility and creep, at cyclic load-fatigue limit and others) don't characterize completely the material strength. Material is not strength besides the high value of σ_b , σ_y , σ^1 , $\sigma^1_{\delta_{т}}$, σ_{-1} if materials doesn't posses some (in limits of 2% of uniform elongation) ductility (δ). So, the material is serviceable when strengthening predominates over the loss of strength that is for a while there is some, even minimal uniform elongation.

Пластичность металлов и сплавов является весьма важным коэффициентом деформационного упрочнения (пластическая неустойчивость), при этом (работоспособности). Однако же в большинстве случаев *Рис. 1. Вид диаграммы растяжения при 350...400 °* под прочностью материала подразумевают только значение либо предела прочности, либо предела текучести.

Тем не менее, по мнению ряда ученых [1-3], пластичность часто играет определяющую роль в предотвращении локализации пластической деформации, ведущей к преждевременному разрушению конструкции в процессе эксплуатации, т.е. в обеспечении высокой прочности материала.

Пластичность не является свойством материала, а лишь характеризует его состояние в конкретных условиях эксплуатации. В одних условиях материал может быть очень пластичным (и даже сверхпластичным), однако в иных условиях тот же самый материал может стать практически хрупким.

На рис. 1 приведены диаграммы растяжения стали марки Х16Н15М3Б и сплава Х20Н45М4Б до и после нейтронного облучения [4]. Как видно из рис. 1, значение σ_b после облучения резко повышается, но работоспособность аустенитных материалов падает, т.к. резко снижается их пластичность. Анализ экспериментальных данных показывает, что с увеличением дозы облучения, кроме потери способности сплава к деформационному упрочнению, возникает и сосредоточенная деформация, что свидетельствует об интенсификации повреждаемости в шейке в облученных материалах. У материалов, облученных достаточно высокими повреждающими дозами, на кривых растяжения сразу же по достижении верхнего предела текучести наблюдается падение напряжения и пластическое течение с отрица-



С стали Х16Н15М3Б и сплава Х20Н45М4Б до (1) и после (2) нейтронного облучения при 350 °С флюенсом $5,5 \cdot 10^{21}$ нейтр/см²

деформация начинается в местах локальной концентрации напряжений с образования шейки. Указанный вид кривых растяжения свидетельствует о преобладании процессов разупрочнения над упроч-

нением, потере устойчивости пластической деформации (пластической нестабильности), потере работоспособности и разрушении облученных конструкционных материалов. Пластическая нестабильность аустенитных сталей проявляется при облучении повреждающими дозами, превышающими $10^{22} \dots 10^{23}$ нейтр/см².

Материал работоспособен, пока процессы упрочнения преобладают над процессами разупрочнения, т. е. пока существует некоторый, хотя бы минимальный, запас равномерного относительного удлинения. Его значение зависит от материала, условий облучения и испытания. По нашему мнению, запас равномерного относительного удлинения в облученных аустенитных сталях и сплавах должен составлять не менее 1...2 %.

Деформационная способность (запас равномерного относительного удлинения) и предельная доза облучения, при которой начинается падение кратковременных прочностных свойств, определяется рядом факторов: выбором легирующей композиции, применением способов выплавки, снижающих содержание вредных примесей и неметаллических включений, однородностью и равномерностью распада пересыщенных твердых растворов под облучением, микролегированием РЗМ и т.д. На рис. 2 приводится сравнительная оценка деформационной способности различных аустенитных сталей и сплавов ($T_{обл}=300 \dots 350$ °С, $T_{исп}=20 \dots 500$ °С).

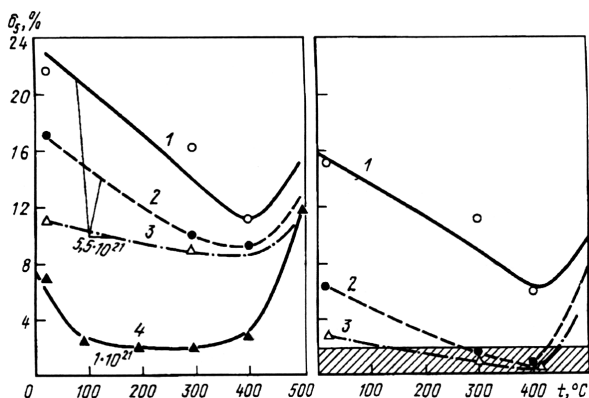


Рис. 2. Сравнительная оценка деформационной способности хромоникелевых сталей и сплавов в условиях нейтронного облучения ($t_{обл}=300-350$ °С): 1 - X20H45M4BЧ, 2 - X20H40M3Б, 3 - X16H15M3Б, 4 - X18H10Б

Особо следует отметить характер изменения длительной пластичности (δ^t_τ) при оценке работоспособности жаропрочных сталей и сплавов. Как правило, при температурах, при которых проявляется длительная прочность, с увеличением времени до разрушения чаще всего наблюдается падение (иногда до катастрофически низкой величины) длительной пластичности. Такое состояние материала иллюстрируется на рис. 3 на примере аустенитной стали марки 1X18H9Т (температура испытания равна 650 °С). При других температурах для того же материала характер зависимости длительной пластично-

сти может меняться (рис. 3, температура испытания равна 750 °С).

На рис. 4 представлены сравнительные данные по деформационной способности ряда аустенитных жаропрочных сталей и сплавов при температуре испытания, равной 650 °С. Как видно из рис. 4, для дисперсионно-твердеющей стали марки X12H20T3P резкое падение длительной пластичности наблюдается в течение только первых 10...20 ч испытаний, а для стали марки X18H22B2T2 падение относительного удлинения (начиная с 30 %) происходит в течение всего времени испытания (до 3000 ч), и минимальная длительная пластичность составляет около 2 %.

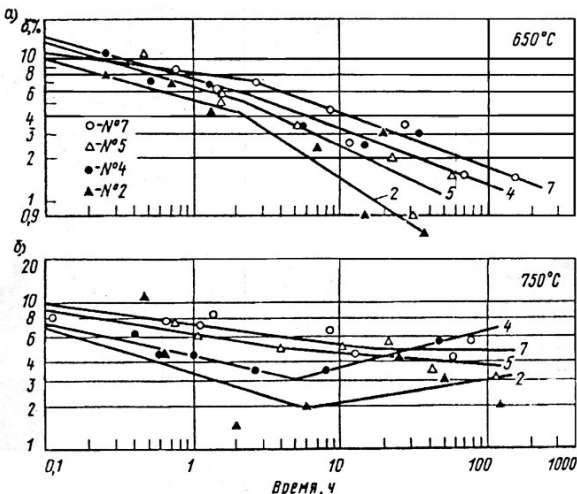


Рис. 3. Изменение длительной пластичности стали 1X18H9Т с зерном № 2, 4, 5 и 7 при температурах 650 (а) и 750 °С (б)

Для сталей марок X18H10Т, X16H15M3Б, 06X17Г17 падение пластичности во времени также имеет место, но минимальное значение длительной пластичности не понижается менее 10 %.

В сплаве марки X20H45M4БРЦ, в отличие от рассмотренных выше сталей, при длительности испытания до 10000 ч сохраняется высокая деформационная способность ($\delta^{650}_{1000} \sim 50$ %). Для некоторых сталей и сплавов (сталь X18H10Т и сплав X20H45M4Б, см. рис. 4) после падения длительной пластичности наблюдается ее повышение.

Факторы, которые будут оказывать положительное влияние не только на величины ($\sigma_B, \sigma^t_\tau, \sigma^t_{\delta/\tau}$), но и одновременно на пластичность ($\delta, \delta^t_\tau, \delta^t_{\sigma/\tau}$), благоприятно скажутся на работоспособности материала и тем самым действительно обеспечат более высокие его надежность и жаропрочность.

Таким образом, необходимым условием для обеспечения высокой прочности сталей и сплавов является наличие в них определенного запаса пластичности (по нашему мнению, не менее 2% равномерного относительного удлинения).

Увеличение содержания никеля в Cr-Ni-Mo аустенитных сталях, а также микролегирование их РЗМ обеспечивает выраженный инкубационный период формирования вторичных карбидных и интерметаллидных фаз типа Cr₂₃C₆ и Ni(Nb, Mo)₂ и срав-

нительно вялое протекание распада во времени с образованием небольшого количества вторичных фаз, относительно равномерно распределенных внутри зерен твердого раствора. При таком распаде на ранних его стадиях возникают сильные поля структурных напряжений, вызванные объемной дилатацией на границе "формирующаяся фаза – матрица", перераспределяющие потоки разноименных точечных дефектов, "экранируя" междоузельные атомы от опасных структурных стоков и обеспечивая возможность их рекомбинации с вакансиями. Равномерность распада и развитая поверхность межфазных границ, являющихся потенциальными стоками для радиационных дефектов, на более поздних стадиях распада способствуют как равномерности распределения радиационных дефектов, так и снижению их концентрации. Такой характер протекания распада твердых растворов в высоконикелевых сплавах поз-

воляет значительно снизить скорость накопления в них радиационных дефектов, замедляя развитие пластической неустойчивости, снижая темп падения деформационной способности и увеличивая тем самым предельную повреждающую дозу для этих материалов.

Снижение содержания вредных примесей и неметаллических включений в твердом растворе в облучаемых сталях и сплавах способствует более однородному протеканию распада твердого раствора, ослаблению локализации пластической деформации, особенно под облучением, позволяет снизить скорость накопления и обеспечить более равномерное перераспределение радиационных дефектов, замедляя развитие пластической неустойчивости и снижая темп падения деформационной способности, что способствует повышению предельной повреждающей дозы для этих материалов.

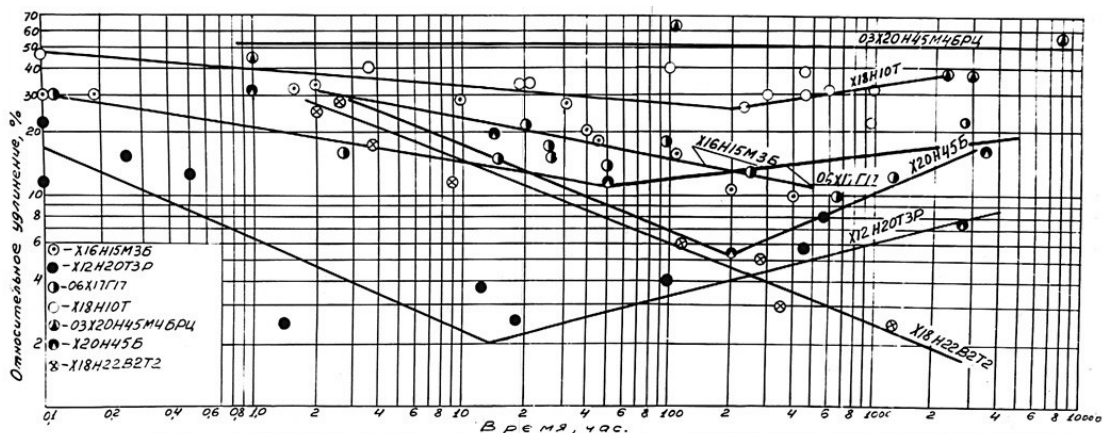


Рис. 3. Сравнительные данные по деформационной способности сталей 06X17Г17, X18H10T, X12H20T3P, X16H15M3B, X20H45B, 03X20H45M4BPЦ и X18H22B2T2 при температуре 650 °С

Таким образом, прочность материала представляет собой многофакторное понятие, и судить о его прочности по одной, хотя и важной, характеристике, такой как σ_b или σ_T , не следует. Совместное указание на значение предела прочности и пластичности также не характеризует прочность материала. Работа материала в процессе эксплуатации столь сложна и многофакторна, что даже факторы, которые в конкретных условиях могут быть определяющими (например, при длительных температурно-временных нагрузках - длительная прочность, длительная пластичность и ползучесть, при циклических - предел выносливости и др.), все-таки не характеризуют еще полностью прочность материала. Он не прочен, несмотря на высокие значения σ_b , σ_T , σ_{δ}^t , σ_{δ}^t , σ_{-1} и т. д., если не обладает некоторой, хотя бы минимальной (в пределах 2 % равномерного относительного удлинения) пластичностью (δ). Материал работоспособен, пока процессы упрочнения преобладают

над процессами разупрочнения, т. е. пока существует некоторый, хотя бы минимальный, запас равномерного относительного удлинения. Поэтому считаем необходимым в инженерное понятие прочности металла непременно включать и его деформационную способность.

ЛИТЕРАТУРА

1. А.П.Гуляев. *Металловедение*. М.: Металлургия, 1986, с.542.
2. А.М.Паршин. *Структура, прочность и пластичность нержавеющей и жаропрочных сталей и сплавов, применяемых в судостроении*. Л.: Судостроение, 1972, с. 288.
3. Н.М.Бескоровайный, Б.А.Калин., П.А.Платонов., Н.Н.Чернов. *Конструкционные материалы ядерных реакторов*. М.: Энергоатомиздат, 1995, 704 с.
4. А.М.Паршин. *Структура, прочность и радиационная повреждаемость сталей и сплавов*. Челябинск: Металлургия, 1988, 656 с.