

Крутикова И.А., Панфилова Л.М., Смирнов Л.А.

АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ РАЗЛИЧНЫХ ФАКТОРОВ НА ЗАМЕДЛЕННОЕ РАЗРУШЕНИЕ КРЕПЕЖНЫХ СОЕДИНЕНИЙ КОНСТРУКЦИЙ

Известно, что высокопрочные стали, которые достаточно широко применяются в машиностроении, склонны к замедленному разрушению. В данной работе на примере среднеуглеродистых сталей, используемых для изготовления крепежных соединений, исследовалось влияние разнообразных факторов на сопротивление сталей замедленному разрушению (ЗР), в том числе микролегирование ванадием.

Ключевые слова: замедленное разрушение, микролегирование ванадием и азотом; предел усталостной прочности.

It is known, that high-strength steels which are widely enough applied in mechanical engineering, are inclined to the delayed fracture. In the given work an influence of various factors on resistance of medium carbon steels used for manufacturing fixing connections to the delayed fracture was investigated.

Key words: delayed fracture, micro alloyed by vanadium and nitrogen.

В статье мы остановились на проблеме, изучению которой было посвящено достаточно много исследований в России и за рубежом, но которая чрезвычайно актуальна сейчас. Опасность замедленного разрушения (ЗР), или статической усталости, состоит в том, что разрушение происходит при малой скорости деформации или при статическом нагружении значительно ниже предела текучести. В свою очередь, сложность явления ЗР определяется существованием множества факторов, способствующих развитию этого явления, а именно внутренние локальные микронапряжения, вредные примеси, влияние водорода, влияние агрессивной среды и др.

Источниками внутренних локальных напряжений могут быть либо дефектные области объемного растяжения, возникающие в результате мартенситного превращения, либо неметаллические включения и крупные частицы.

Другой фактор – вредные примеси (сера, фосфор, сурьма, олово, кислород, водород и др.) – усиливает склонность стали к хрупкому и замедленному разрушению. Вредные примеси и их соединения, сегрегируя на границах зерен в ходе аустенизации и фиксируясь закалкой, ослабляют межзеренную связь.

Водородная хрупкость является одним из факторов, стимулирующих преждевременное разрушение деталей из высокопрочных сталей. Склонность стали к водородной хрупкости зависит от многих параметров (химического состава, структуры, количества, характера распределения и физической природы дефектов, условий деформации, температуры отпуска, степени наводороживания, состояния поверхности и др.).

Другим опасным видом проявления ЗР является коррозионное растрескивание (КР). Главной характеристикой КР является время до разрушения. Области зарождения КР – границы зерен, субграницы, выходящие на поверхность, коррозионные туннели [1]. В сталях мартенситных структур распространение коррозионных трещин идет, главным образом, по границам бывших зерен аустенита. Во многих работах отмечается роль размера зерна на склонность к КР. Так, в работе [2] показано, что измельчение зерна не только повышает прочность стали, но и повышает стойкость стали к коррозии под напряжением.

Безусловно, большое влияние на склонность сталей к ЗР оказывает химический состав и микроструктура. Один из путей разрешения проблемы ЗР – это микролегирование сталей, особенно высокопрочных. Ванадий – сильный карбидо- и нитридообразующий элемент, способствующий обеспечению мелкого зерна. Углеродистые стали обнаруживают значительное увеличение прочности при легировании ванадием, особенно в закаленном и отпущенном состоянии. В термолученной стали добавки ванадия от 0,05 до 0,15% повышают прочность и приводят к появлению на кривых прочности максимума вторичного твердения после отпуска при $T = 600^\circ\text{C}$ [3, 4]. При дальнейшем повышении содержания ванадия увеличивается хрупкость стали, что объясняется связыванием углерода в твердорастворимые при температуре закалки карбиды и обеднением твердого γ -раствора. Однако при одновременном введении ванадия и азота можно получить сталь с более высокой сопротивляемостью хрупкому разрушению. По данным работы [5], микродобавки ванадия повышают коррозионную стойкость высокопрочных сталей.

На влиянии одного или группы факторов построено ряд теорий, объясняющих сущность ЗР. Но целостной теории, охватывающей все формы проявления ЗР, пока не существует. В нашем исследовании мы разработали подход для решения проблемы ЗР на примере среднеуглеродистых сталей, применяемых для изготовления высокопрочных крепежных соединений, которые при определенных условиях склонны к ЗР. В нашем исследовании мы изучаем влияние многих факторов на сопротивление сталей ЗР: агрессивной среды, уровня прочности, структуры, термической обработки. Однако определяющим направлением нашего исследования является комплексное изучение влияния основного легирования (Cr, Ni, Si) и микролегирования V и N в сочетании с другими нитридообразующими легирующими элементами (Al).

Объектом исследования были среднеуглеродистые стали лабораторной выплавки с примерным содержанием углерода 0,35% С, различным содержанием ванадия: 40ХФ1, 40ХФ2, 40ХФ3 и сталь с ванадием и азотом и пониженным содержанием углерода 35ХАФ. Для сравнения также были приготовлены стали 40Х и

40ХС, традиционно используемые для болтов, и сталь 30ХЗМФ, используемая для высокоответственных деталей машин. Химический состав сталей представлен в табл. 1. После разливки в 8-килограммовые слитки проводили гомогенизационный отжиг (при 1200°C в течение 12 ч с последующим медленным охлаждением с печью). Слитки отковывали на заготовки 2-х типов: круглые заготовки 14 мм в диаметре и со стороной 12 мм квадратные заготовки. Далее проводили перекристаллизационный отжиг.

Таблица 1

Химический состав сталей

Марка стали	Элемент, вес. %										
	C	Mn	Si	Cr	V	Al	S	P	Mo	Cu	N
40X	0,39	0,62	0,30	1,10	-	0,020	0,023	0,023	-	0,20	-
40XC	0,38	0,60	0,80	1,07	-	0,020	0,035	0,012	-	0,22	-
40XF ¹	0,38	0,60	0,30	1,05	0,050	0,019	0,030	0,016	-	0,20	-
40XF ²	0,4	0,48	0,35	1,20	0,108	0,017	0,028	0,017	-	0,20	-
40XF ³	0,42	0,61	0,39	1,05	0,164	0,020	0,027	0,017	-	0,20	-
35XAF	0,35	0,65	0,24	1,12	0,120	0,025	0,005	0,012	-	0,22	0,018
30XЗМФ	0,31	0,46	0,37	2,30	0,095	0,025	0,002	0,012	0,29	0,22	-

Примечание. Содержание водорода в плавках сталей 40Х, 40ХС, 40ХФ¹, 40ХФ², 40ХФ³ составляет 0,0005%, в плавках сталей 35ХАФ и 30ХЗМФ – 0,00025%.

Закалку проводили в заготовках в соляной ванне в течение 20 мин при следующих температурах: сталь 40Х – 880°C, 40ХС – 900°C, 40ХФ¹, 40ХФ², 40ХФ³, 30ХЗМФ, 35ХАФ – при T = 950°C. Отпуск производился при температурах 200 и 600°C в течение 2-х часов. Образцы на ударную вязкость после отпуска охлаждались в воде, а образцы на растяжение – на воздухе.

Механические испытания проводились на стандартных пятикратных разрывных образцах типа Гагарина (ГОСТ 1497-84) и ударных образцах с U-образным надрезом типа 1 (ГОСТ 9454-78). Испытания на ударный изгиб проводили при T = +20°C и T = -40°C.

Металлографическое исследование микрошлифов проводилось на оптическом микроскопе Neophot-2. Величина аустенитного зерна оценивалась в баллах по шкале ГОСТ 5639-82. Определение среднего размера зерна и распределение зерен по размерам осуществлялось на анализаторе «Epiquant».

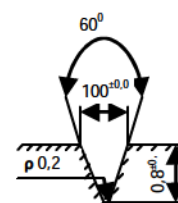
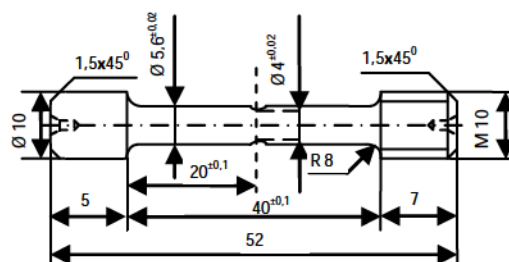
Испытания на замедленное разрушение осуществлялось на образцах с надрезом (рис. 1). Образцы изготавливались из Ø 14 мм прутков исследуемых сталей.

Предварительно образцы подвергались закалке и отпуску по указанным режимам. Нагружение образцов производили в специальных устройствах: десять нагружающих устройств (рис. 2) собраны в стенд. Испытание на задержанное разрушение предусматривает нагружение образцов длительной статической нагрузкой и определение на этой основе предела сопротивления материала замедленному разрушению или так называемой «статической усталости». Первые

образцы с надрезом растягивали на стенде в агрессивной среде при напряжениях, несколько меньших $(0,9)\sigma^H_B$, где σ^H_B – кратковременная прочность надрезанных образцов, испытанных на воздухе. Вторая партия образцов выдерживалась под меньшей нагрузкой, чем первая. Испытанием образцов одной марки стали в агрессивной среде при разных нагрузках (последовательно понижаемых от образца к образцу) устанавливается область напряжений, вызывающих разрушение образцов в течение контрольного срока. База испытаний принималась равной 30 суткам. В качестве агрессивной среды выбирался 3%-ный раствор NaCl в дистиллированной воде с добавлением соляной кислоты до pH=2.2. Показатели, на основании которых делалось заключение о склонности стали различного химического состава к задержанному разрушению в условиях агрессивной среды, являлись относительная величина нагрузки и длительность ее приложения, выдерживаемых образцом до разрушения:

$$\sigma^H_{\text{разр}} / \sigma^H_B = f(t),$$

где $\sigma^H_{\text{разр}}$ – разрушающее напряжение при испытании в агрессивной среде; t – время до разрушения.



Профиль надреза

Рис. 1. Образец для определения склонности стали к замедленному разрушению в условиях действия агрессивной среды Kt = 2,75

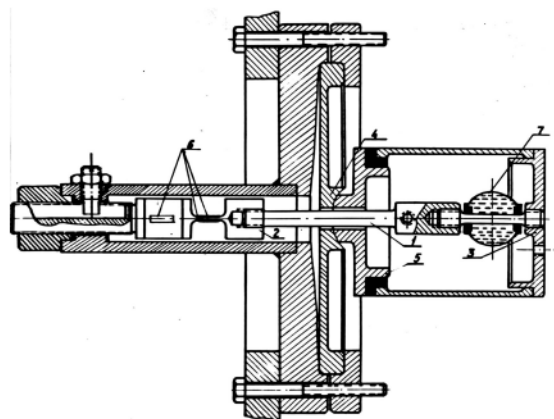


Рис. 2. Нагружающее устройство: 1 – переходник; 2 – винтовой захват; 3 – неподвижная опора; 4 – упругий элемент; 5 – сферическая опора; 6 – тензодатчики проволоочные; 7 – баллон с агрессивной средой

Результаты и обсуждение

А. Результаты механических испытаний. Данные металлографического исследования

Результаты механических испытаний представлены на рис. 3 и 4 и в табл. 2. Было установлено следующее:

1. Все стали в состоянии после низкого отпуска (200°C) имеют несколько более низкие характеристики пластичности (особенно относительное сужение $\psi = 25-33\%$) и вязкости ($KCU = 29-55 \text{ Дж/см}^2$), а прочность определяется содержанием углерода. Более низкие значения прочностных свойств сталей 35ХАФ и 30ХЗМФ среди других высоколегированных сталей определяется низким содержанием углерода ($C=0,28\%$).

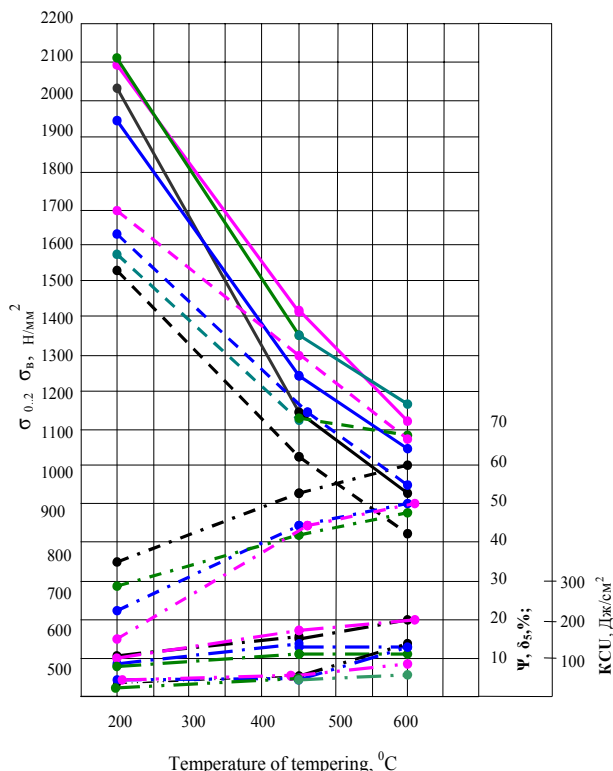


Рис. 3. Влияние температуры отпуска на механические свойства сталей 40Х, 40ХФ¹, 40ХФ², 40ХФ³:

— $\sigma_{\text{в}}$; — $\sigma_{0.2}$; — KCU ; — ψ ; — δ

Таблица 2
Ударная вязкость исследуемых сталей, отпущенных при $T=200, 600^\circ\text{C}$

Температура отпуска, $^\circ\text{C}$	Марка стали	Ударная вязкость при T испытания $KCU, \text{Дж/см}^2$	
		+20 $^\circ\text{C}$	-40 $^\circ\text{C}$
200	40Х	32	20
600		140	107
200	40ХС	53	-
600		133	73
200	40ХФ¹	38	22
600		119	101
200	40ХФ²	37	21
600		97	55
200	40ХФ³	32	-
600		50	39
200	35ХАФ	49	-
600		101	65
200	30ХЗМФ	57	42
600		127	73

Однако после отпуска при 600°C самые высокие прочностные свойства при относительно высоких значениях пластичности и удовлетворительной ударной вязкости проявляет исследуемая сталь 35ХАФ.

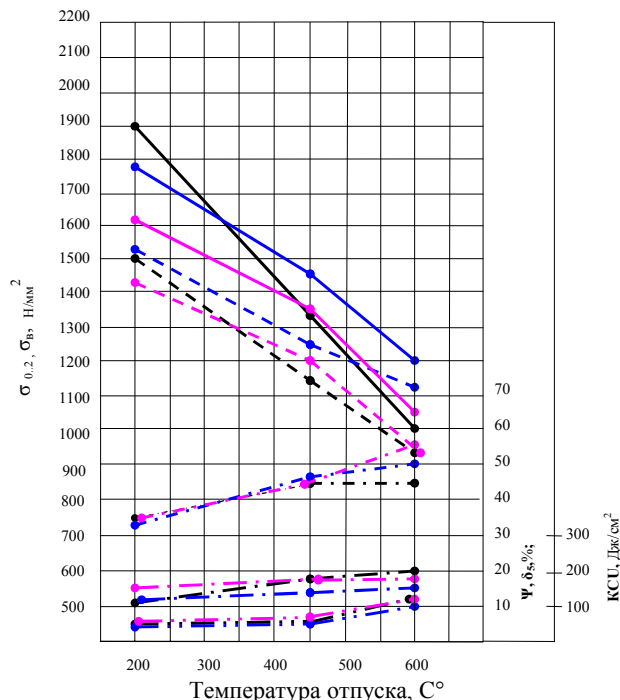


Рис. 4. Влияние температуры отпуска на механические свойства сталей 40ХС, 35ХАФ, 30ХЗМФ:

— $\sigma_{\text{в}}$; — $\sigma_{0.2}$; — KCU ; — ψ ; — δ

На основании результатов на ударный изгиб исследуемой стали 35ХАФ, можно заметить, что порог хладноломкости стали 35ХАФ после отпуска при 600°C лежит ниже температуры -40°C (см. табл. 2).

2. Стали, легированные ванадием, обладают наибольшей устойчивостью против отпуска.

На рис. 5 приведены фотографии зерна аустенита сталей 40Х, 40ХС, 40ХФ², 30ХЗМФ, 35ХАФ [6]. Для сталей с ванадием характерна мелкозернистая структура благодаря тормозящему действию карбидов и нитридов ванадия на рост аустенитного зерна. Величина зерна сталей, микролегированных ванадием, составляет 11-12 баллов (22-31 мкм), а стали 35ХАФ – 12-13 баллов (5-7 мкм) по шкале ГОСТ 5639-82. На рис. 6 и 7 представлены микрофотографии, иллюстрирующие характерный вид сорбита отпуска сталей 40Х, 40ХФ², 30ХЗМФ и сталь 35ХАФ/

В. Результаты испытаний на замедленное разрушение

Результаты испытаний на замедленное разрушение образцов из стали марки 40Х, отпущенных при температурах 200 и 600°C, продемонстрировали тенденцию: чем выше прочность гладких образцов, отпущенных при различных температурах отпуска, тем больше скорость снижения разрушающего напряжения и тем меньше сопротивляемость задержанному разрушению (отпуск 200°C). Наибольшую сопротивляемость задержанному разрушению в агрессивной среде образцы исследуемых сталей проявили после отпуска при температуре 600°C.

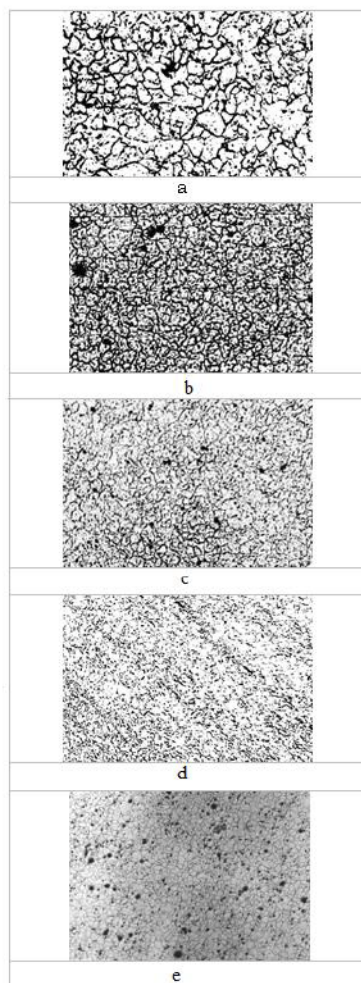


Рис. 5. Аустенитное зерно сталей: 40X (a), 40XS (b), 30X3MФ (d), x 100, 35 ХАФ (e), x300

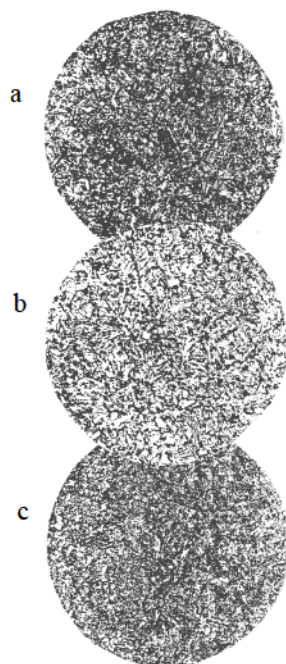


Рис. 6. Микроструктура сталей 40X (a), 40XФ2 (b), 30X3MФ(c), x 400

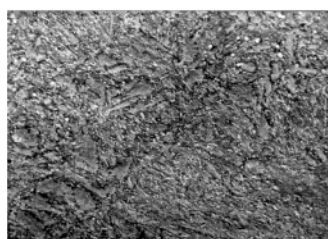


Рис. 7. Микрофотография структуры стали 35ХАФ после закалки и отпуска при 600°C, x 1200

При низкотемпературном отпуске (200°C) раз- личное легирование (крем- нием, ванадием, азотом) вносит изменения в характер снижения нагрузки до разрушения от времени нахождения образцов в агрессив- ной среде (рис. 8). Наиболее пологий вид кривой харак- терен для образцов из стали 30X3MФ, затем для образ- цов из сталей 35ХАФ и 40XФ², т.е. в начальный пе- риод испытаний у сталей с ванадием наблюдается уменьшение чувстви- тельности к ЗР. Образцы из стали 40ХС при малой продолжи- тельности нагружения обна- руживают более высокую, чем образцы из стали 40Х сопротивляемость ЗР. Одна-

ко при продолжительности испытаний более 100 мин этой разницы уже нет. Из всех испытываемых сталей несколько больший предел статической усталости при базе испытаний 30 сут имеют стали 30X3MФ и 35ХАФ, который составляет 630 и 550 Н/мм². Для образцов из осталь- ных сталей этот предел составляет ≈500 Н/мм². Причем для образцов из ста- ли 40Х характерно очень быстрое умень- шение сопротивления разрушению от времени нахождения в среде.

Уровень нагрузки, при которой пре- кращается замедленное хрупкое разру- шение при базе испытаний 30 сут для всех сталей, отпущенных при 600°C, практически одинаковый и составляет 1250-1350 Н/мм². Но образцы сталей с ванадием 40XФ², ванадием и азотом 35ХАФ разрушались при более высокой нагрузке ≈ 1600-1700 Н/мм², чем обра- цы из стали 40Х-1450 Н/мм² в начальные периоды испытаний в «жесткой» корро- зионной среде, которой является раствор 3% NaCl, подкисленный соляной кис- лотой до pH=2,2 (рис. 9). Повышение зна- чений статической усталости при испы- таниях на ЗР на образцах, отпущенных при T = 600°C, объясняется тем фактом, что после отпуска при температуре 600°C происходит значительное увели- чение размера областей когерентного рассеяния, снижение плотности дисло- каций и уровня микронскажений в структуре сталей. Интересно, что при повышенных температурах выделение нитридной и карбидной фазы продолжается, но она уже как бы «сваривает» стенки микротрещин [7].

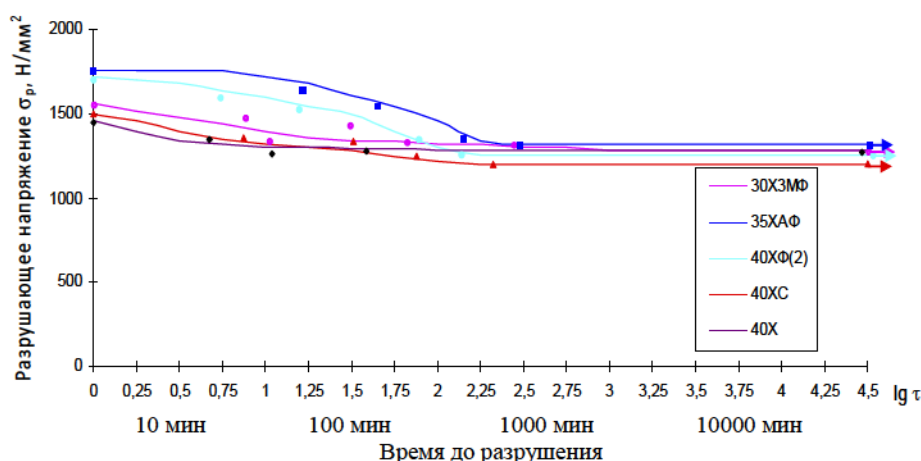


Рис. 8. Влияние нагрузки на время до разрушения в агрессивной среде образцов сталей 30X3MФ (•), 35ХАФ (■), 40XФ² (▲), 40ХС (★), 40Х (•), отпущенных при температуре 200°C:

→ → → → → — Образцы не разрушились

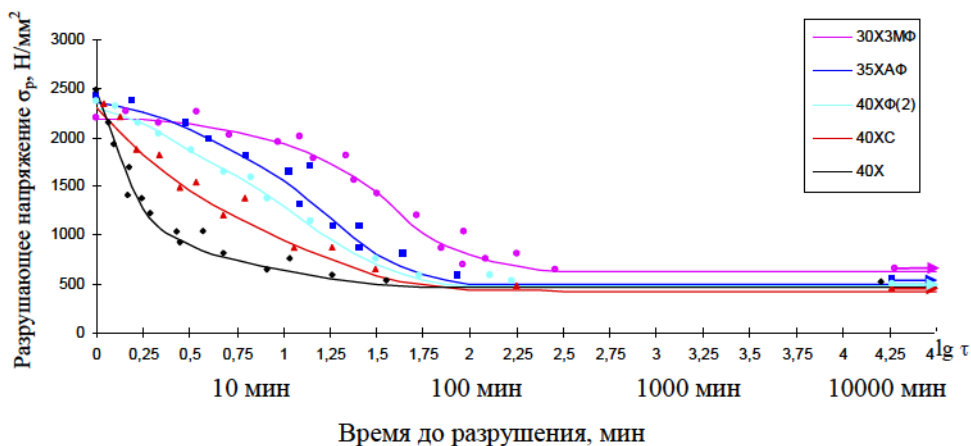


Рис. 9. Влияние нагрузки на время до разрушения в агрессивной среде образцов сталей 30ХЗМФ (•), 35ХАФ (■), 40ХФ(2) (◐), 40ХС (▲), 40Х (◉), отпущенных при температуре 600°C: — образцы не разрушились

Таким образом, по предварительным результатам механических испытаний и результатам на замедленное разрушение оптимальным составом является сталь 35ХАФ.

С. Обсуждение результатов

Как было сказано выше, пока не существует единой теории замедленного разрушения. Среди факторов, оказывающих влияние на повреждающее воздействие водорода, следует назвать температуру, давление, время воздействия, концентрацию, растворимость и скорость диффузии водорода; состав стали, чистоту стали по неметаллическим включениям и зависящие от них прочность и вязкость, величину остаточных напряжений, временной и пространственный градиент напряжений, степень многоосности напряженного состояния и др. При прочих равных условиях для сталей определяющим является состав легирующих элементов, структура, дислокационная субструктура, величина остаточных напряжений. Известно, что особенно эффективными являются такие элементы, как молибден и хром, а также другие специальные карбидо- и нитридообразующие элементы, образующие во время термообработки карбо-нитридную фазу, препятствующую выделению водорода [8, 9].

В ряде работ дается объяснение замедленного разрушения в агрессивной среде, связав ее с охрупчивающим воздействием водорода. Безусловно, водородная хрупкость в значительной степени связана с распределением, состоянием и особенностями взаимодействия водорода с дефектами кристаллического строения. Из-за малой растворимости водорода при низких температурах в кристаллической решетке водород концентрируется во внутренних полостях, областях объемного растяжения (ООР). В качестве ООР могут выступать дислокации, когерентные выделения. Области вблизи подобных выделений могут быть эффективными ловушками водорода. С повышением температуры отпуска когерентность частиц с матрицей уменьшается, и эффективность ловушек понижается.

Из работ японских исследователей [10,11] известно, что карбиды ванадия являются сильными водородными ловушками. Поэтому трещиностойкость стали, вызван-

ная охрупчивающим действием водорода в стали после низкого отпуска, находится в тесной связи с характером распределения карбидов и карбонитридов ванадия. Для объяснения этой зависимости воспользуемся схемами на рис. 8, ранее представленными в работе [6]. Так, понижение трещиностойкости низкоотпущенных сталей под действием водорода связано с неблагоприятным расположением водорода вдоль границ бывших аустенитных зерен (рис. 10, а). С повышением температуры отпуска сталей, микролегированных ванадием и азотом, после отпуска при 600°C происходит интенсивное выделение наноразмерных карбонитридов ванадия внутри зерна [6] (рис. 10, б). В качестве иллюстрации на рис. 11 представлен электронный снимок структуры стали 35ХАФ, где стрелками указаны карбонитрид ванадия и карбид хрома [6].

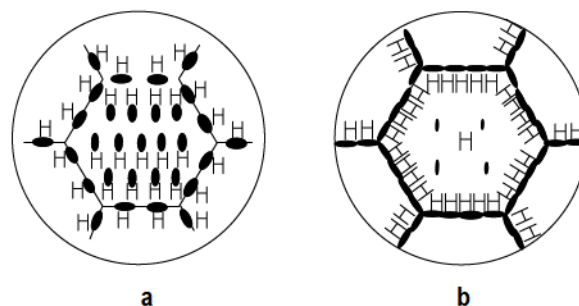


Рис. 10. Распределение водорода в различных микроструктурных составляющих при низких (а) и высоких температурах отпуска (б)

С этой точки зрения можно объяснить результаты данной работы. Так, результаты влияния температуры отпуска на предел статической усталости укладываются в рамки гипотезы водородных ловушек. Анализ результатов испытаний в агрессивной среде показал, что при наиболее высокой прочности образцов, испытанных на воздухе, статический предел усталости наименьший на образцах, отпущенных при 200°C. Низкие значения статической усталости образцов сталей после низкотемпературного отпуска обусловлена, по-видимому, неблагоприятным влиянием локальных «пиковых» микронапряжений, которому способствуют выделения карбидов вдоль первичных аустенитных зерен.

С повышением температуры отпуска (600°C) долговечность сталей в агрессивной среде увеличивается, хотя при этом снижается исходный предел прочности. У сталей, легированных ванадием (особенно 35ХАФ и 40ХФ²), значения $\sigma_{\text{в}}$ выше, чем у стали 40Х, соответственно 1750, 1700 и 1450 Н/мм². Следует отме-

тить, что для сталей с ванадием, ванадием и азотом наилучшие значения сопротивления ЗР по сравнению с традиционно применяемой сталью 40Х получены после отпуска при 600°C. В целом, повышение температуры отпуска до 600°C, хотя и снижает исходный уровень прочности образцов сталей по сравнению с температурой отпуска 200°C, но увеличивает значения статического предела усталости от 500 до 1300 Н/мм² (для стали 35ХАФ). Образцы из стали 35ХАФ после закалки и отпуска при 600°C имеют самый высокий предел статической усталости. Это, вероятно, связано с интенсивным и равномерным выделением карбидов или карбонитридов ванадия в этой области температур внутри зерна.

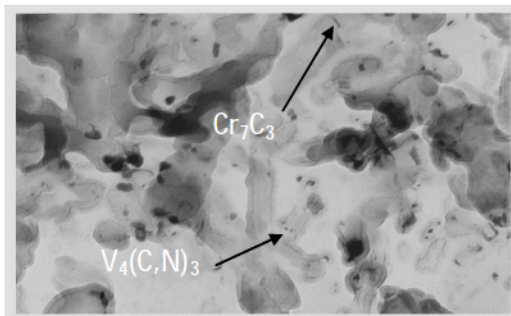


Рис. 11. Электронный снимок структуры стали 35ХАФ (реплика), $\times 1,5$

Анализ результатов испытаний на ЗР невозможно представить без понимания сущности ЗР. Как демонстрировал В.И. Саррак с сотрудниками [7], при испытаниях на задержанное разрушение в закаленных сталях под нагрузкой образуются микротрещины. Задержанное разрушение протекает в три стадии, включающие инкубационный период, стадию стабильного роста трещины до критического размера и стадию быстрого распространения трещины – долома [12]. Предложенная В.И. Сарраком стадийность процесса задержанного разрушения по физической сущности процессов, лежащих в ее основе, совпадает с делением процесса усталостного разрушения на три основных периода, обозначенных В.С. Ивановой [13]. Однако авторы статьи [14], изучавшие процесс замедленного разрушения методами фрактографии и акустико-эмиссионного наблюдения, выделяют только две основные стадии этого процесса, а именно межзеренное микрорастрескивание и медленный рост трещины до разрушения. Они считают, при повышенных скоростях нагружения происходит деформационно-скоростное торможение зарождения трещины, с которым связано появление инкубационного периода старта трещины. В своих работах О.Н. Романив [15], исследуя низкоотпущенные стали, также отмечал сходство процесса ветвления трещин в условиях усталости и задержанного разрушения. Это же отмечается в работе [16]. Было показано, что с увеличением размера аустенитного зерна склонность к появлению субмикротрещин возрастает, что связано с соответствующим укрупнением пластин мартенсита. В нашей работе подтверждается влияние размера исходного аустенитного зерна на склонность стали к замедленному разрушению. Так, при проведении металлогра-

фического исследования было установлено, что величина зерна и соответственно игл мартенсита сталей 40Х и 35ХМФ различается и составляет: 7-8 баллов и 12-13 баллов соответственно, поэтому, видимо, и сопротивление замедленному разрушению после отпуска при 200°C у стали 40Х меньше, чем у стали с ванадием, и составляет 460 Н/мм².

Подтверждением наших результатов зависимости статической усталости от температуры отпуска можно рассматривать данные исследования [8,17,18], где установлено, что более высокими усталостными свойствами в многоцикловой области обладают стали после закалки и высокого отпуска.

Заключение

Был проведен анализ влияния различных факторов, а именно химического состава, температуры отпуска, размера аустенитного зерна, а также влияние условий испытаний (время выдержки в агрессивной среде) на склонность к замедленному разрушению в агрессивной среде образцов всех вариантов исследуемых сталей лабораторных плавок, таких как 40Х, 40ХС, 40ХФ¹, 40ХФ², 40ХФ³, 35ХАФ, 30ХЗМФ в состоянии после закалки и отпуска при температурах 200 и 600°C. На основании полученных результатов испытаний, данных металлографического и фрактографического исследований можно сделать следующие выводы:

Температура отпуска оказывает влияние на склонность сталей к замедленному разрушению. С повышением температуры отпуска предел статической усталости планомерно увеличивается, хотя при этом снижается исходный предел прочности. Самые максимальные значения статической усталости образцы всех исследуемых сталей имеют при температуре 600°C (1250-1350 Н/мм²). В целом, повышение температуры отпуска до 600°C хотя и снижает исходный уровень прочности образцов сталей по сравнению с температурой отпуска при 200, но увеличивает значения статического предела усталости от 600 до 1395 Н/мм² (для стали 35ХАФ).

В начальный период испытаний у сталей ванадием наблюдается уменьшение чувствительности к замедленному разрушению, особенно при температуре отпуска образцов при 200°C.

При малых выдержках под нагрузкой (до 50-100 мин) сопротивляемость разрушению тем выше, чем выше статическая прочность при кратковременном разрыве (σ_r^n), т.е. стали с ванадием имеют более высокую статическую прочность, чем традиционно применяемая сталь 40Х. Исходный предел прочности сталей, легированных ванадием (особенно 35ХАФ, 40ХФ²) σ_r^n , выше, чем у стали 40Х соответственно: 1750, 1700 и 1490 Н/мм² при отпуске 600°C. С увеличением продолжительности нагружения (>100 мин) сопротивляемость замедленному разрушению снижается и в результате при принятой базе испытаний (30 сут) стали с ванадием имеют более высокий предел статической усталости.

На основе результатов металлографического исследования было подтверждено влияние размера аустенитного зерна на склонность сталей к замедленному разрушению.

На основании проведенных испытаний, микроструктурных исследований наилучшим комплексом свойств обладает сталь 35ХАФ по сравнению со сталью 40Х.

Список литературы

1. Потак Я.М. Высокопрочные стали. М.: Металлургия, 1972. 208 с.
2. Малкин В.Я., Подкидышев В.В. // Повышение конструктивной прочности сталей и сплавов: материалы семинара. М.: Московский дом научно-технической пропаганды им. Ф.Э. Дзержинского, 1970. Т. 2.
3. Голиков И.Н., Гольдштейн М.И., Мурзин И.И. Ванадий в стали. М.: Металлургия, 1968. 292 с.
4. Упрочнение конструкционных сталей нитридами / Гольдштейн М.И., Гринь А.Б., Блэм Э.Э., Панфилова Л.М. М.: Металлургия, 1970. 222 с.
5. Ibrahim M. Ghayad, Taha Mattar. Influence of vanadium on the properties and corrosion behaviour of carbon steel // Steel Grips. 2004. Vol. 2, № 4. P. 274-278.
6. Крутикова И.А., Панфилова Л.М., Смирнов Л.А. Исследование склонности к замедленному разрушению высокопрочных болтовых сталей, микролегированных ванадием и азотом // Металлург. 2010. № 1. С. 59-64.
7. Саррак В.И., Филиппов Г.А. Задержанное разрушение закаленной стали // Проблемы металловедения и физики металлов. М.: Металлургия, 1973. Т. 2. С. 134-140.
8. Статическая прочность и механика разрушения сталей: сб. науч. тр. / пер. с нем. В. А. Федоровича; под ред. В. Даля, В. Антона. М.: Металлургия, 1986. 566 с.
9. Гольдштейн М.И., Литвинов В.С. Металлофизика высокопрочных сплавов. М.: Металлургия, 1986. 306 с.
10. Asahi H., Hirakami D. and Yamasaki S. Hydrogen trapping behavior in vanadium-added steels // ISIJ International. 2003. Vol. 43, № 46. P. 527-533.
11. Yamasaki S., Masubuki, Toshimi T. // Nippon Steel Technical Report. July 1999, № 80, P. 50-55.
12. Саррак В.И., Филиппов Г.А. О природе инкубационного периода задержанного разрушения закаленной стали // ФММ. 1974. Т. 32, № 6. С. 1266-1273.
13. Иванова В.С., Терентьев В.Ф. Природа усталости металлов. М.: Металлургия, 1975. 456 с.
14. Фрактографическое и акустико-эмиссионное наблюдение зарождения интеркристаллитной трещины при замедленном разрушении / Забильский В.В., Бартенов О. А., Величко В. В., Полонская С. М. // ФММ. 1986. Т. 62, № 4. С. 793-800.
15. Фрактографическое исследование роста усталостных трещин в низ-

- кооптупленных сталях / Романов О.Н., Деев Н.А., Гладкий Я.Н., Студент А.З. // ФХММ. 1975. Т. 11, № 5. С. 23-28.
16. Романов О.Н. Вязкость разрушения конструкционных сталей. М.: Металлургия, 1979. 175 с.
 17. Fournelle at all // Met. Tran. 1996. V A 7, N 5. P. 669-682.
 18. Brown M.I., Embury J.D. // Acta metallurgica. 1972. Vol. 20, № 4. P. 627-635.

Bibliography

1. Potak J.M. High-strength steels. M.: Metallurgy, 1972. 208 P.
2. Malkin V.Y., Podkidyshev V.V. // Increase of constructive strength of steels and alloys», v.2: Materials of a seminar of. The Moscow house of scientific and technical propagation of a name F.E.Dzerzhinskogo. M.: 1970.
3. Golikov I.N., Goldstein M.I., Murzin I.I. Vanadium in steel. M: Metallurgy. 1968, 292 p.
4. Goldstein M.I., Griny A.B., Blum E.E., Panfilova L.M. Hardening of structural steel by nitrides. M.: Metallurgy, 1970. 222 p.
5. Ibrahim M. Ghayad, Taha Mattar. Influence of vanadium on the properties and corrosion behaviour of carbon steel // Steel Grips. 2004. Vol. 2, № 4. P. 274-278.
6. Krutikova I.A., Panfilova L.M., Smirnov L.A. Investigation of static fatigue tendency for high strength bolt steels micro alloyed by vanadium and nitrogen // Metallurgist. 2010, № 1. P. 59-64.
7. Sarrak V.I., Philippov G.A. // Collection: Problems of physical metallurgy and physics of metals. M.: Metallurgy. 1973. Vol. 2, P. 13-140.
8. Static strength and mechanics of destruction / under edition A. Dale, V. Anton. M.: Metallurgy, 1986. -566 p.
9. Goldstein M.I., Litvinov V.S. Physics of metals of high- strength alloying, M.: Metallurgy. 1986. - 306 P.
10. Asahi H., Hirakami D. and Yamasaki S. Hydrogen trapping behavior in vanadium-added steels // ISIJ International. 2003. Vol. 43, № 46, P. 527-533.
11. Yamasaki S., Masubuki, Toshimi T. // Nippon Steel Technical Report №. 80, July 1999. P.50-55.
12. Sarrak V.I., Philippov G.A. // Physics of metals and metallurgical science. 1974. Vol. 32, № 6. P. 1266-1273.
13. Ivanova V.S., Terentyev V.F. Nature of fatigue of metals. M.: Metallurgy, 1975. 456 p.
14. Izabilskiy V.V., Bartenev O.A., Velichko V.V., Polonskaja S.M. // Physics of metals and metallurgical science. 1986 Vol. 62, № 4. P. 793-800.
15. Romaniv O.N., etc. // ФХММ. 1975. Vol. 11, № 5. P. 23-30.
16. Romaniv O.N. Toughness of destruction of constructional steels. M.: Metallurgy, 1979. 175 p.
17. Fournelle at all // Met. Trans. 1996, Vol A 7, N 5. P. 669-682.
18. Brown M.I., Embury J.D. // Acta metallurgica. 1972. Vol. 20, № 4. P. 627-635..

УДК 62-83

Омельченко Е.Я., Моисеев В.О.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОГО ОПРЕДЕЛЕНИЯ МОМЕНТА СОПРОТИВЛЕНИЯ И МОМЕНТА ИНЕРЦИИ МЕХАНИЗМА

Приведены уравнения расчета момента сопротивления и момента инерции механизма по экспериментальным осциллограммам пуска и торможения от задатчика интенсивности и источника момента. Представлены практические механические характеристики, снятые по разработанной методике для волочильных станов стальной проволоки с электроприводом по системе «преобразователь частоты - асинхронный двигатель».

Ключевые слова: электропривод, методика, момент сопротивления, момент инерции.

The article describes equations for the calculation of the mechanism drag torque and inertia using startup and slowdown experimental oscillograph records taken from the setup unit of moment intensity and source. The authors present practical mechanical characteristics obtained in accordance with the method developed for steel wire drawing mills equipped with «frequency converter – induction motor» electric drives.

Key words: electric drive, method, drag torque, inertia.

Качество настройки регулируемого электропривода (ЭП) непосредственно влияет на качественные и количественные характеристики технологического процесса. Для современных электроприводов по системе «преобразователь частоты – асинхронный двигатель» (ПЧ-АД), характеризующихся высоким быстродействием, важными параметрами при наладке являются суммарный момент инерции ЭП и зависимость статического момента сопротивления механизма от угловой скорости вращения двигателя [1]. Су-

ществующие методики свободного выбега [2] характеризуются низкой точностью и большой трудоёмкостью определения этих параметров ЭП. Предлагаемая методика строится на использовании специализированного микропроцессорного устройства (СМПУ), являющегося неотъемлемой частью современных систем ПЧ-АД.

В основу методики расчета положены уравнения динамики одномассовой системы ЭП с постоянным моментом инерции для пуско-тормозных режимов: