

легирующими добавками остаются индий (лучший вариант), а также, в небольших количествах, олово.

Однако, как было показано, олово очень сильно изменяет свою растворимость в меди, что может понижать пластичность припойного сплава, в связи с чем его добавки желательны ограничить.

На основе выполненного анализа фазового и структурного состояния сплавов серебра, легированного в соответствующих количествах медью, цинком, оловом, алюминием, кремнием, индием, авторы статьи исследовали структурное состояние определенных припоев, оценили способности полученных припоев к смачиванию и растеканию.

Было исследовано структурное состояние экспериментальных припоев, посчитан температурный интервал кристаллизации по методике, предложенной В. С. Биронтом [6], характеризующий предложенные составы припоев как среднетемпературные.

Для оценки смачивающей способности и способности полученных припоев к растеканию был проведен следующий тест: навески припоев помещались на отфлюсованные монеты из медно-никелевого сплава и подвергались нагреву пламенем газовой горелки до температуры плавления припоев. Затем охлаждались на воздухе и протравливались в слабом растворе соляной кислоты.

На основе проведенных исследований были получены патенты припойных сплавов на основе серебра [7-9].

Список литературы

1. Диаграммы состояния двойных металлических систем: справочник: в 3 т. Т. 1 / под общ. ред. Н. П. Лякишева. М.: Машиностроение, 1996. 992 с.: ил.
2. Диаграммы состояния двойных металлических систем: справочник: в 3 т. Т. 2 / под общ. ред. Н. П. Лякишева. М.: Машиностроение, 1997. 1024 с.: ил.
3. Диаграммы состояния двойных металлических систем: справочник: в

- 3 т. Т. 3. Кн. 1 / под общ. ред. Н. П. Лякишева. М.: Машиностроение, 2001. 872 с.: ил.
4. Диаграммы состояния двойных металлических систем: справочник: в 3 т. Т. 3. Кн. 2 / под общ. ред. Н. П. Лякишева. М.: Машиностроение, 2001. 448 с.: ил.
5. Синтез ювелирных сплавов на основе палладия / И.В. Усков, В.И. Аникина, С.В. Беляев и др. // Вестник Сиб. гос. аэрокосмического ун-та им. акад. М.Ф. Решетнева. 2011. Вып. 7 (40) С. 155-162.
6. Материаловедение. Металловедение палладия и его сплавов: учеб. пособие / В.С. Биронт, Н.Н. Довженко, С.Н. Мамонов и др.; ГУЦМиЗ. Красноярск, 2007. 152 с.
7. Пат. 2335385 Российская Федерация, МПК В23К 35/30, С22С 5/06. Припой на основе серебра / Довженко Н.Н., Ходюков Б.П., Сидельников С.Б. и др. Оpubл. 10.10.2008, Бюл. № 28.
8. Пат. 2367552 Российская Федерация, МПК В23К 35/28, С22С 5/08. Припой на основе серебра / Довженко Н.Н., Сидельников С.Б., Биронт В.С. и др. Оpubл. 20.09.2009, Бюл. № 26.
9. Пат. 2367553 Российская Федерация, МПК В23К 35/28, С22С 5/08. Припой на основе серебра / Довженко Н.Н., Сидельников С.Б., Биронт В.С. и др. Оpubл. 20.09.2009, Бюл. № 26.

Bibliography

1. Diagrams of binary metal systems: Manual: In 3 vol. Tome 1 / Edited by N. P. Lyakisheva. M.: Mechanical engineering, 1996. 992 p.: il.
2. Diagrams of binary metal systems: Manual: In 3 vol. Tome 2 / Edited by N. P. Lyakisheva. M.: Mechanical engineering, 1997. 1024 p.: il.
3. Diagrams of binary metal systems: Manual: In 3 vol. Tome 3. B. 1 / Edited by N. P. Lyakisheva. M.: Mechanical engineering, 2001. 872 p.: il.
4. Diagrams of binary metal systems: Manual: In 3 vol.: Tome 3. B. 2 / Edited by N. P. Lyakisheva. M.: Mechanical engineering, 2001. 448 p.: il.
5. Synthesis of jewelry alloyson the basis of palladium / I.V. Uskov, V.I. Anikina, S.V. Belyaev, etc // Vestnik SibSAU named after M.F. Reshetnyova, V 7 (40). P. 155-162.
6. Materials. Metallography of palladium and its alloys: Textbook / V.S. Biront, N.N. Dovzhenko, S.N. Mamonov, etc. GUNMA. Krasnoyarsk, 2007. 152 p.
7. Russian Federation patent 2335385, IPC B23K 35/30, C22C 5/06. Solder on the basis of argentum / Dovzhenko N.N., Chodukov B.P., Sidelnikov S.B., etc. Published 10.10.2008, Newsletter № 28.
8. Russian Federation patent 2335385, IPC B23K 35/30, C22C 5/06. Solder on the basis of argentum / Dovzhenko N.N., Sidelnikov S.B., Biront V.S., etc. Published 20.09.2009, Newsletter № 26.
9. Russian Federation patent 2335385, IPC B23K 35/30, C22C 5/06. Solder on the basis of argentum / Dovzhenko N.N., Sidelnikov S.B., Biront V.S., etc. Published 20.09.2009, Newsletter № 26.

УДК 669.017:539 4; 669.017:539 52

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

ФРАКТОГРАФИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗЛОМОВ СТАЛЕЙ, МИКРОЛЕГИРОВАННЫХ ВАНАДИЕМ И АЗОТОМ

Данная работа является логическим продолжением исследования [1], посвященного проблеме замедленного разрушения (ЗР). В работе [1] изучалось влияние различных факторов, а именно химического состава, структурных и технологических параметров на склонность сталей к ЗР. Основным направлением работы [1] являлось систематическое исследование влияния основного легирования (Cr, Ni, Si) и микролегирования ванадием и азотом на сопротивление сталей ЗР в условиях агрессивной среды. В настоящей работе ставилась сложная задача выявления механизмов ЗР методами фрактографии. Сравнительный анализ особенностей разрушения исследуемых сталей, а именно сталей, микролегированных ванадием и азотом 35ХАФ, и стали, традиционно используемой для изготовления болтов, 40Х, после испытаний на растяжение на воздухе и ЗР в агрессивной среде позволил подтвердить идею о ведущей роли водорода в механизме ЗР.

Ключевые слова: замедленное разрушение, микролегирование ванадием и азотом, водородное охрупчивание, коррозионное растрескивание.

The work is a logic continuation of the research [1] devoted to a problem of delayed fracture (DF). The influence of various factors, namely a chemical compound, structural and technological parameters on propensity of steel to DP was studied in the work [1]. The basic direction of the work [1] was the regular research of a influence of the basic alloying (Cr, Ni, Si) and microalloying by vanadium and nitrogen on resistance of steel to DF in conditions of aggressive environment. In the present work the complicated problem of revealing of mechanisms DF by fractographic methods was put. The comparative analysis of features of fractures of researched steels namely steels of vanadium and nitrogen microalloyed 35CrNV and the steel traditionally used for manufacturing of bolts, 40Cr, after tests for a stretching for air and DF in an excited environment has allowed to confirm idea about the leading part of hydrogen in DF mechanism.

Keywords: the delayed fracture, microalloying by vanadium and nitrogen; hydrogen embrittlement, corrosion cracking.

1. Материалы и методика испытаний

1.1 Материал исследования

В качестве объектов исследования в работе выступали среднеуглеродистые стали лабораторной выплавки с примерным содержанием углерода 0,35%: сталь с ванадием и азотом и с пониженным содержанием углерода 35ХАФ, а также традиционно используемая для болтов сталь 40Х. Химический состав сталей представлен в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав

Марка стали	Номер плавки	Элемент, вес. %									
		C	Mn	Si	Cr	V	Al	S	P	Mo	Cu
40Х	181	0,39	0,62	0,30	1,10	-	0,020	0,023	0,023	-	0,20
35ХАФ	188	0,35	0,65	0,24	1,12	0,120	0,025	0,005	0,012	-	0,22

Примечание. Содержание водорода в плавке стали 40Х составляет 0,0005%, а в плавке стали 35ХАФ – 0,00025%.

Фрактографическое исследование строилось на сравнительном анализе характера изломов образцов исследуемых сталей после испытаний на растяжение на воздухе (ГОСТ 1497-84) и испытаний на замедленное растяжение в агрессивной среде (3% раствор NaCl в дистиллированной воде с добавлением соляной кислоты до pH=2.2) на образцах с надрезом [1]. Предварительно все образцы подвергались термической обработке в заготовках, а именно закалке в соляной ванне в течение 20 мин при следующих температурах: сталь 40Х – 880°C; 35ХАФ – 950°C. Отпуск производился при температурах 200, 600°C в течение 2-х часов. Образцы после отпуска охлаждались на воздухе [1].

1.2 Результаты фрактографических исследований

Фрактографический анализ изломов проводили визуально, а также с помощью стереоскопического бинокулярного электронного микроскопа Tesla BS-500 с ускоряющим напряжением 90 кВ. В последнем случае использовали методику экстракционных реплик.

С точки зрения степени развития рельефа поверхности разрушения исследуемые изломы были классифицированы на 4 основных типа. На рис. 1 представлены микрофотографии общего вида изломов.

I тип характеризуется тем, что основная (кроме кольцевой зоны среза) плоскость разрушения, ориентирована перпендикулярно оси нагружения. В пределах этого типа излома степень развитости рельефа может изменяться в широких пределах, одной из его характеристик является высота «холмов» рельефа.

II тип характеризуется дополнительно тем, что основную плоскость разрушения пересекают ориентированные перпендикулярно плоскости надреза образца вырывы («языки») металла, ограниченные, по крайней мере, с одной стороны гладкой поверхностью расслоения.

Будем различать тип излома II-А, соответствующий одной основной плоскости разрушения, и тип II-Б, соответствующий двум или нескольким плоскостям разрушения, ориентированным перпендикулярно оси образца и соединенным ступеньками среза или расслоения.

III тип характеризуется сложным строением рельефа излома, когда трещина распространяется по спиральной образующей по отношению к оси образца. Обычно этот тип излома соответствует разрушению образцов в условиях кручения.

IV тип отличается особо сложным строением рельефа излома, совмещающим частично признаки II-Б и III типов изломов. Подобный тип изломов возникает в случае зарождения трещин в нескольких очагах и их одновременного роста с последующим разрывом перемычки между трещинами, расположенными на различных уровнях.

Был проведен детальный анализ тонкого строения поверхности разрушения образцов сталей 40Х и 35ХАФ, кратковременно разрушенных на воздухе и в агрессивной среде. Наиболее общей характерной особенностью строения изломов образцов, испытанных как в условиях растяжения на воздухе, так и в условиях агрессивной среды при испытании на задержанное разрушение, является наличие кольцевой зоны среза, которая была определена как зона №1. Наиболее четко она проявляется в случае статического растяжения образцов на воздухе. При испытании на задержанное разрушение эта зона выражена не всегда четко, а иногда и отсутствует в месте пересечения плоскости расслоения с поверхностью образца.

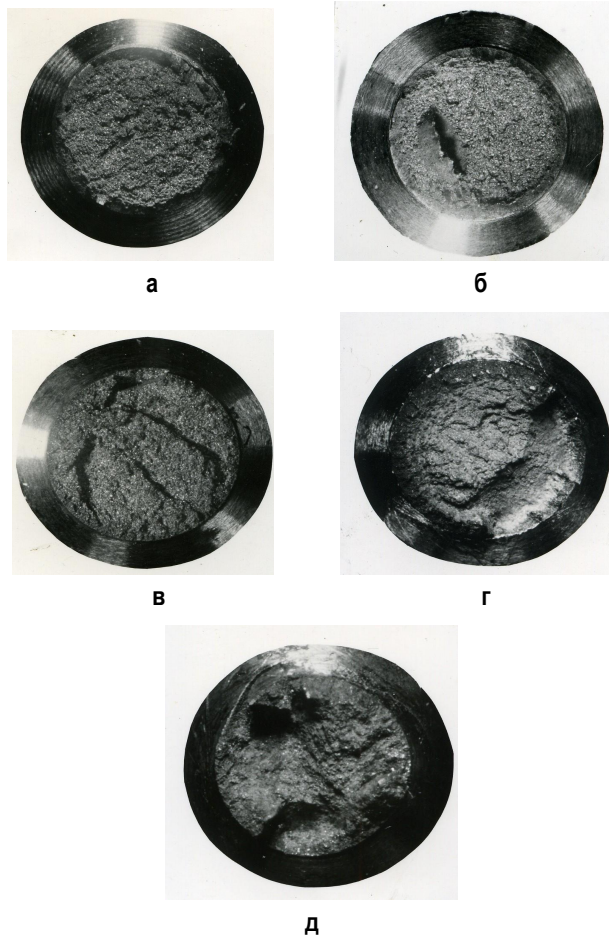


Рис. 1. Фотографии общего вида изломов, x10:
а – тип I; б – тип II А; в – тип II Б; г – тип III; д – тип IV

Наибольший интерес представляли волокнистая зона – зона №2 и зона с элементами квазискола и хрупкого скола – зона №3.

По степени волокнистости поверхности разрушения исследуемых сталей различались довольно широко (табл. 2). Максимальная волокнистость поверхности изломов обнаружена у стали 35ХАФ (после закалки и отпуска при 600°C) в случае статического растяжения на воздухе. Хрупкое кристаллическое разрушение преобладает на образцах стали 40Х (после закалки и отпуска при $T=200^{\circ}\text{C}$) как при статическом нагружении на воздухе, так и при испытаниях в агрессивной среде.

В качестве сравнения на рис. 2 и 3 представлены характерные изломы поверхности разрушения сталей 35ХАФ и 40Х соответственно после испытаний на воздухе и в агрессивной среде, в табл. 2 – более детальный анализ поверхности разрушения исследуемых сталей.

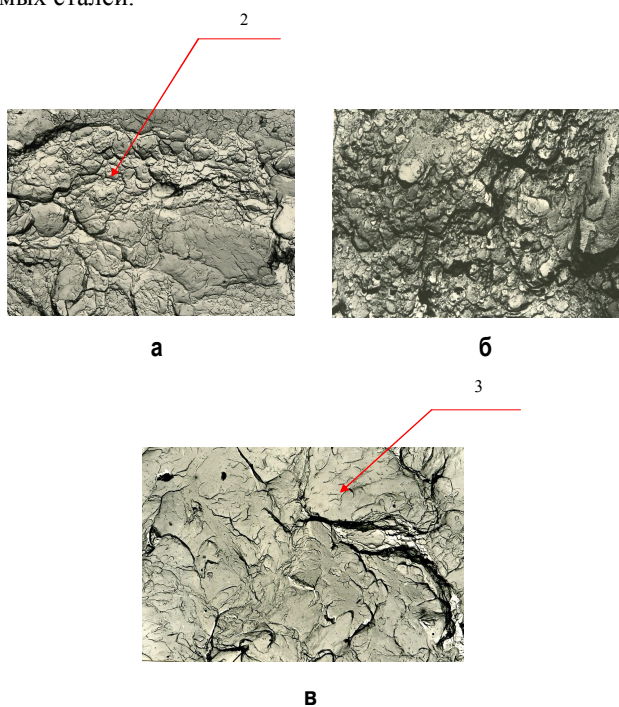


Рис. 2. Микрофотографии поверхности разрушения образцов стали 35ХАФ, испытанных после отпуска при $T=600^{\circ}\text{C}$: на воздухе (а), в агрессивной среде (б) и при $T=200^{\circ}\text{C}$ в агрессивной среде (в), $\times 2200$

Так, в изломе образцов из стали 35ХАФ, отпущенных при $T = 600^{\circ}\text{C}$ после испытаний на воздухе и в агрессивной среде, кристаллическая зона отсутствует, волокнистая зона занимает большую долю (рис. 2, а и б соответственно). Влияние агрессивной среды прослеживается в уменьшении вклада волокнистой составляющей и увеличении доли зоны кольцевого среза. На поверхности излома образцов после испытаний в агрессивной среде (см. рис. 2, б) видны многочисленные микропоры. Аналогичная картина наблюдается на образцах из стали 40Х, отпущенных при $T=600^{\circ}\text{C}$ после испытаний на воздухе (рис. 3, а). На поверхности излома образцов из стали

40Х после испытаний в агрессивной среде также были обнаружены микропоры, размеры которых превосходили размеры пор на образцах из стали 35ХАФ (рис. 3, б).

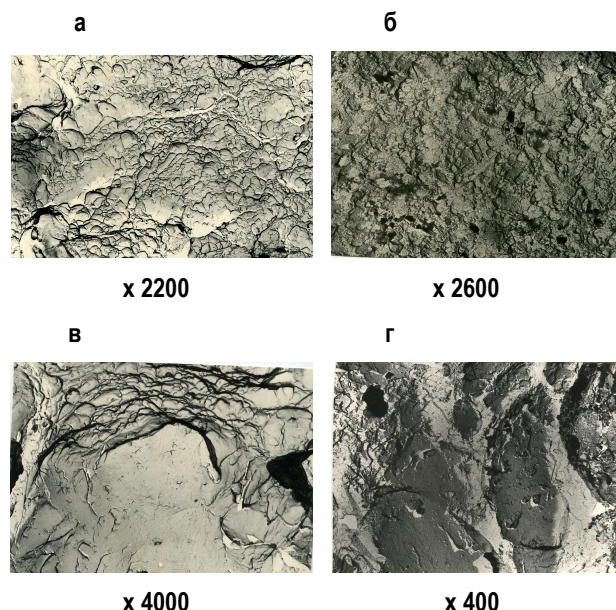


Рис. 3. Микрофотографии поверхности разрушения образцов стали 40Х, испытанных после отпуска при $T=600^{\circ}\text{C}$ на воздухе (а), в агрессивной среде (б) и при $T=200^{\circ}\text{C}$ на воздухе (в), в агрессивной среде (г)

Излом образцов из стали 35ХАФ, отпущенных при $T=200^{\circ}\text{C}$ после испытаний на воздухе, можно определить как сухой волокнистый с двумя основными зонами – волокнистой и кольцевой зоной среза. Однако доля волокнистой составляющей на образцах после отпуска при $T=200^{\circ}\text{C}$ меньше, чем на образцах после отпуска при $T=600^{\circ}\text{C}$ (см. табл. 2). После испытаний в агрессивной среде наблюдается усложнение излома: волокнистая зона приобретает выраженный рельеф и содержит расслоения (см. табл. 2); тип излома меняется от I к II А и II Б. На части поверхности разрушения образцов появляются участки квазискола с слабо выраженными вторичными трещинами (рис. 2, в).

Сталь 40Х после отпуска при $T = 200^{\circ}\text{C}$ проявляет более сильную тенденцию к охрупчиванию после испытаний в агрессивной среде по сравнению с изломами образцов после испытаний на воздухе (рис. 3, в): большую часть занимает кристаллическая зона с ярко выраженным рельефом, расслоениями, микропорами, вторичными трещинами с резко выраженным изменением типа излома от II Б к IV (рис. 3, г, табл. 2).

В процессе фратографического исследования установлена тенденция усложнения рельефа излома при испытании на ЗР образцов всех исследуемых сталей по сравнению с кратковременным разрывом на воздухе. Причем степень развитости изломов после испытаний на ЗР проявляется за счет протекания в агрессивной среде процесса расслоения металла.

Таблица 2

Характеристики строения изломов образцов исследуемых сталей

Марка стали, обработка, среда испытаний	Режим испытаний	Тип излома	ρ	L, мм	N	Характеристика строения изломов по зонам	Максимальная ширина зон, мм			Примечание
							I	II	III	
35ХАФ, отпуск 600°C, воздух	Статич. растяжение	I	0		2	1. Кольцевая зона среза. 2. Волокнистая зона с развитым рельефом	0,15	3,70		
	Статич. растяжение	I	0		2	1. Кольцевая зона среза. 2. Волокнистая зона с развитым рельефом	0,175	3,65		
35ХАФ, отпуск 600°C, корроз. среда	0,8 $\sigma_{вн}$	II A	2	0,44 0,32	2	1. Кольцевая зона среза. 2. Волокнистая с развитым рельефом и расслоением	0,275	3,45		
	0,9 $\sigma_{вн}$	II A	0		2	1. Кольцевая зона среза. 2. Волокнистая с развитым рельефом	0,30	3,40		
35ХАФ, отпуск 200°C, воздух	Статич. растяжение	I	0		2	1. Кольцевая зона среза. 2. Волокнистость с развитым рельефом	0,25	3,40		
	Статич. растяжение	I	0		2	1. Кольцевая зона среза. 2. Волокнистость с развитым рельефом	0,25	2,90		
35ХАФ, отпуск 200°C, корроз. среда	0,7 $\sigma_{вн}$	II A	4	10,57 20,43	2	1. Отдельные участки среза прерываются плоскостями расслоения. 2. Волокнистый с развитым рельефом и расслоением	0,75	2,40		
	0,75 $\sigma_{вн}$	II Б	1	0,66	2	1. Отдельные участки среза, прерываемые плоскостями расслоения. 2. Волокнистый с расслоением с участками квазискола	0,245	3,50		
40X, отпуск 600°C, воздух	Статич. растяжение	I	0		2	1. Кольцевая зона среза. 2. Волокнистая зона с развитым рельефом	0,20	3,35		
	Статич. растяжение	I	0		2	1. Кольцевая зона среза. 2. Волокнистая зона с развитым рельефом	0,22	3,4		
40X, отпуск 600°C, корроз. среда	0,8 $\sigma_{вн}$	II A	2		2	1. Кольцевая зона среза. 2. Волокнистая зона с развитым рельефом и расслоением	0,3	3,15		
	0,9 $\sigma_{вн}$	II A	0		2	1. Кольцевая зона среза. 2. Волокнистая зона с развитым рельефом и расслоением	0,35	3,0		
40X, отпуск 200°C, воздух	Статич. растяжение	I	0		2	1. Кольцевая зона среза. 2. Смешанный (волокнуистый и кристаллический) с развитым рельефом с расслоением	0,30		3,25	Высота холмов в зоне 2 h=0,22 мм
	Статич. растяжение	I	0		2	1. Кольцевая зона среза. 2. Смешанная с развитым рельефом и расслоением	0,30		3,40	
40X, отпуск 200°C, корроз. среда	0,8 $\sigma_{вн}$	II Б	7	1. 0,70 2. 0,57 3. 0,40	2	1. Кольцевая зона среза выражена слабо и прерывается. 2. Кристаллическая с развитым рельефом и расслоением	0,125		3,875	h=0,7 b 0,57 мм
	0,5 $\sigma_{вн}$	IV	4	1. 0,25 2. 0,42 3. 0,80 4. 0,47	2	1. Кольцевая зона среза со слабо выраженным рельефом, прерывающимся у расслоя. 2. Кристаллическая с чрезмерно развитым рельефом	0,20		3,6	Видны три очага зарождения трещины

Примечание. ρ – число расслоений вдоль нагружения; L – протяженность плоскости расслоения; N – число зон разрушения; Зона I – кольцевая зона среза; Зона II – волокнистая зона; Зона III – зона смешанная или кристаллическая.

Интересно, что стали, склонные к расслоению при кратковременном разрыве на воздухе, характеризуются пониженным сопротивлением статической усталости в агрессивной среде. По-видимому, расслоению способствует то обстоятельство, что схема нагружения на стенде обуславливает появление крутящего момента на образце. В результате перпендикулярно плоскости расслоения действуют растягивающие напряжения. Растягивающие напряжения возникают также из-за трехосности напряженного состояния в

объеме металла у основания надреза. Однако для проявления склонности к расслоению, по-видимому, необходим более высокий уровень напряжений.

Действительно, предположение о влиянии расслоения на повышение склонности к ЗР представляется существенным. Возможно, что развитие напряжений, нормальных к плоскости расслоения (прокатки), вызывает дальнейший рост уровня локальных напряжений в локальных объемах металла. Как следствие этого, вероятно, будет происходить стимулирование

процессов анодного растворения металла в местах пересечения плоскостей расслоения с поверхностью образца и интенсификация наводороживания растянутых зон расслоения вдоль плоскостей прокатки. Последнему процессу будет способствовать предпочтительное расположение неметаллических включений вдоль плоскостей прокатки, особенно в стали 40Х, имеющей меньшую чистоту по неметаллическим включениям. Оба процесса (анодное растворение и наводороживание) могут стимулировать раскрытие трещин плоскостей расслоения.

Появление субмикротрещины на поверхности образца способствует раскрытию трещин вдоль плоскостей расслоения. В результате агрессивная среда проникает внутрь металла и инициирует микротрещину, а затем и трещину критического размера.

Часто наблюдаемые случаи выхода плоскостей расслоения на поверхность образца и отсутствие в этих областях зон среза согласуется с предполагаемым влиянием микрорасслоений на процесс ЗР.

Подтверждением наших предположений являются результаты работы [2], где отмечалось, что микрорельеф изломов наводороженных образцов свидетельствует об охрупчивании по границам зерен. При этом разрушение происходит преимущественно сколом и расщеплением по сравнению с вязким характером разрушения исходных образцов.

Обсуждение результатов фрактографического исследования

В данной работе были установлены следующие особенности разрушения образцов исследуемых сталей после длительных испытаний в агрессивной среде:

- микрорельеф образцов с модифицированной структурой отличается наличием характерных для замедленного разрушения ветвящихся вторичных субмикротрещин и трещин;
- значительно большая концентрация микродефектов и микротрещин, особенно микропор в образцах, испытываемых в агрессивной среде;
- микрорельеф изломов образцов после испытаний в агрессивной среде свидетельствует об охрупчивании по границам зерен (сталь 40Х), при этом характер излома сложный. Разрушение происходит преимущественно сколом, расщеплением и расслоением, в отличие от вязкого механизма разрушения при статическом растяжении на воздухе после высокого отпуска.

Также в ходе фрактографического анализа были установлены основные тенденции:

1. Положительное влияние высокого отпуска на характер разрушения после испытаний на воздухе и в агрессивной среде.
2. Усложнение характера разрушения после испытаний в агрессивной среде.
3. Проявление более резкой тенденции к охрупчиванию у стали 40Х при испытаниях на воздухе при $T = 200^\circ\text{C}$ и в агрессивной среде.

Результаты данного исследования во многом подтверждают результаты работ [3, 4], где высказывается идея о ведущей роли водорода в механизме разрушения в агрессивной среде. Так, в работе [3] при проведении фрактографического исследования изломов

образцов, испытанных в агрессивной среде, на поверхности разрушения были обнаружены вторичные трещины, располагающиеся перпендикулярно основному направлению трещины.

В работе [4] также указываются основные микрорельефные признаки в изломе, обусловленные воздействием водорода, во многом совпадающие с результатами данной работы. Разрушение стали под воздействием водорода может протекать как межкристаллитно, так и транскристаллитно по отношению к бывшему аустенитному зерну. Транскристаллитный излом обозначается как квазискольный с рельефной структурой, где достаточно часто встречаются поры. На поверхности межкристаллитного излома наблюдаются ветвящиеся вторичные трещины, волосовины и микропоры по границам зерен. Таким образом, анализ результатов данной работы и работ [3, 4] позволяет сделать предположение о ведущей роли водорода в процессе замедленного разрушения в агрессивной среде.

Другим важным результатом фрактографического исследования является качественное подтверждение зависимости статической усталости от температуры отпуска, с одной стороны, и микролегирования ванадием и азотом, с другой стороны. Результаты фрактографического исследования коррелируют с данными испытаний на замедленное разрушение [1].

Если обратиться к результатам работы [1], самый низкий предел статической усталости продемонстрировали образцы после испытаний в агрессивной среде, предварительно закаленные и отпущенные при $T = 200^\circ\text{C}$. Низкие значения статической усталости образцов сталей после отпуска при 200°C обусловлены, по-видимому, неблагоприятным влиянием локальных «пиковых» микронапряжений, как утверждал Саррак В.И. с сотрудниками в работе [5]. В работе [6] автор также оперирует к общеизвестному факту, что границы аустенитных зерен являются местами преимущественного распространения трещин. Однако после качественной термообработки первоначальные аустенитные зерна не существуют в области водородного трещинообразования ($T < 100^\circ\text{C}$). Их место расположения отмечается карбидами, сегрегациями (Al, Sb, Sn, P и др.), сульфидами, дающими места для рекомбинации. Можно предположить, что в данном исследовании ввиду высокой чистоты сталей, прошедших закалку и низкий отпуск, именно первичные карбиды отмечают расположение бывших аустенитных зерен. Благодаря исследованиям японских ученых [7-9], доказавших, что карбиды ванадия являются ловушками водорода, можно с уверенностью утверждать, что причиной замедленного разрушения высокопрочных среднеуглеродистых сталей после низкого отпуска является неблагоприятное расположение водорода по границам бывших аустенитных зерен.

Процесс разрушения еще более активизируется в случае формирования после термообработки структуры с сохранившимися границами аустенитного зерна. Подобная идея была высказана авторами работы [10], посвященной изучению причин разрушения стальной оси – детали подвески конькобежного центра (Крылатское, г. Москва). Комплексными исследованиями было установлено, что разрушение зародилось в центральной области и происходило по мере протекания

замедленного разрушения по механизму водородного охрупчивания. Развитие разрушения было спровоцировано влиянием нескольких факторов. Одним из основных факторов явилось формирование грубой закалочной структуры верхнего бейнита и остаточного аустенита внутри фактически не затронутых границ аустенитного зерна. Кроме того, в центральной области были обнаружены трещины – флокены, технологический дефект типа усадочной рыхлости и микротрещины с крупными скоплениями неметаллических включений – силикатов и сульфидов, которые являются «ловушками водорода».

Саррак В.И., делая акцент на стадийность замедленного разрушения, указал на его связь с усталостным разрушением вдоль исходных аустенитных зерен, где локальные остаточные напряжения особенно велики. В работах других ученых [11-14], посвященных изучению природы замедленного разрушения, также отмечается сходство процесса трещинообразования в условиях усталости и замедленного разрушения.

С другой стороны, с повышением температуры отпуска (600°C) долговечность образцов сталей в агрессивной среде увеличивается [1], хотя при этом снижается исходный предел прочности. У сталей, легированных ванадием (особенно 35ХАФ, 40ХФ), значения σ_B выше, чем у стали 40Х соответственно: 1750, 1700 и 1450 Н/мм² [1]. Следует отметить, что для сталей с ванадием, ванадием и азотом наилучшие значения сопротивления замедленному разрушению, по сравнению с традиционно применяемой сталью 40Х получены после отпуска при температурах 200 и 600°C . В целом, повышение температуры отпуска до 60°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). По-видимому, повышение трещиностойкости сталей и сплавов, индуцированное водородом, связано с интенсивным выделением карбидов или карбонитридов ванадия в этой области высоких температур отпуска. Введение ванадия повышает сопротивление сталей хрупкому разрушению, поскольку фазы с ванадием, являясь сильными ловушками водорода [7-9], понижают коэффициент диффузии водорода и способствуют более равномерному распределению водорода внутри зерен. Причем влияние нитридов ванадия более сильное, чем карбидов ванадия [15]. Это обусловлено различной растворимостью нитридов ванадия и карбидов ванадия и большей движущей химической силой выделения нитридов. Лагнеборг Р. в работе [16] дает физическое обоснование этому факту. В случае карбонитридов упрочнение частицами реализуется по механизму Орована – огибанием дислокациями частиц. В этом случае основным параметром является расстояние между частицами в плоскости скольжения. В свою очередь оно определяется плотностью выделений, которая контролируется химической движущей силой выделения карбонитридов ванадия. Установлено, что эта сила резко возрастает с увеличением содержания азота. Поэтому в высокоазотистых сталях выделяются более плотные и равно-

мерно распределенные выделения, чем в малоазотистых. В качестве иллюстрации представлен электронный снимок структуры стали 35ХАФ образца [17], вырезанного из термообработанного болта (рис. 4). Наличие наноразмерной нитридной и карбонитридной фазы в стали 35ХАФ снижает количество водорода в местах концентрации напряжений. С этой точки зрения можно объяснить наши результаты. Образцы после закалки и высокого отпуска ($T = 600^{\circ}\text{C}$) имеют самый высокий предел статической усталости [1].

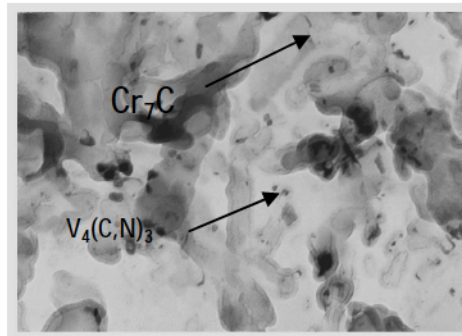


Рис. 4. Электронный снимок структуры стали 35ХАФ (реплика), $\times 70.000 \times 1,5$

С другой стороны, как было установлено в работе [18], нитриды ванадия значительно снижают зернограницную сегрегацию Р и других вредных примесей (As, Sn и др.), что является следствием повышения свободной энергии матрицы зерна по сравнению с энергией зернограницных участков. Такое соотношение свободной энергии матрицы и зернограницных выделений в сталях, микролегированных ванадием и азотом, связано, во-первых, с уменьшением расстояния между включениями, во-вторых, со значительным вкладом в повышение свободной энергии матрицы зерна полей напряжений вокруг некогерентных включений, к которым относятся и нитриды ванадия. Благодаря остроугольной форме нитриды ванадия VN создают поля напряжений с компонентами сжатия и растяжения, что является необходимым условием для стока вакансий, элементов внедрения и замещения.

Учитывая сходство явлений замедленного разрушения и усталости, данные исследования [5], где установлено, что более высокими усталостными свойствами в многоциклового области (т.е. больше 10^4) обладают стали после закалки и высокого отпуска, можно рассматривать как подтверждение результатов зависимости статической усталости от температур отпуска.

В нашей работе также изучалось влияние важного структурного фактора – размера исходного аустенитного зерна – на склонность стали к замедленному разрушению. Ранее в работе [17] было показано, что с увеличением размера аустенитного зерна склонность к появлению субмикротрещин возрастает, что связано с соответствующим укрупнением пластин мартенсита. Эти результаты нашли свое подтверждение в нашей работе. Так, при проведении металлографического исследования было установлено, что величина зерна и соответственно игл мартенсита сталей 40Х и 35ХАФ

различается и составляет 7-8 баллов (31-22 мкм) и 12-13 баллов (5-3 мкм) соответственно, поэтому, видимо, и сопротивление замедленному разрушению после отпуска при 200°C у стали 40X меньше, чем у стали с ванадием и составляет 460 Н/мм² [1].

Закключение

В данной работе был проведен сравнительный фрактографический анализ изломов образцов, подвергнутых кратковременным испытаниям на воздухе и длительным испытаниям в агрессивной среде. Было установлено положительное влияние на характер разрушения образцов в агрессивной среде следующих факторов: повышение температуры отпуска, микролегирование ванадием и азотом, измельчение зерна. Результаты, полученные в ходе данной работы и в работе [1], подтверждают не только идею о ведущей роли водорода в замедленном разрушении высокопрочных среднеуглеродистых сталей в агрессивной среде, но и представление о механизме водородного охрупчивания, предложенном в работах [1, 17]. По-видимому, понижение трещиностойкости сталей и сплавов, индуцированное водородом, связано с его неблагоприятным расположением по границам бывших аустенитных зерен. Поскольку введение ванадия повышает сопротивление сталей хрупкому разрушению, основываясь на результатах работ японских ученых [7-9], можно утверждать, что карбонитриды ванадия, являясь сильными ловушками водорода, способствуют более равномерному распределению водорода внутри зерен. С этой точки зрения можно объяснить наши результаты. Как было установлено в работе [1], образцы из стали с ванадием после закалки и высокого отпуска ($T = 600^\circ\text{C}$) имеют самый высокий предел статической усталости. Вероятно, это связано с интенсивным и равномерным выделением карбидов или карбонитридов ванадия внутри зерна.

Список литературы

1. Крутикова И.А., Панфилова Л.М., Смирнов Л.А. Анализ влияния различных факторов на замедленное разрушение крепежных соединений конструкций // Вестник МГТУ им. Г.И. Носова. 2012. №2. С. 68-74.
2. Тетюева Т. В. и др. Закономерности повреждаемости низколегированной стали в коррозионно-активных сероводородсодержащих средах // ФХММ. 1990. №2. С. 27-33.
3. Екобори Т. Физика и механика разрушения и прочности твердых тел. пер. с англ. М.: Металлургия, 1971. 280 с.
4. Энгель Л., Клингеле Г. Растровая электронная микроскопия. Разрушение. М.: Металлургия, 1986. 230 с.
5. Саррак В. И., Филиппов Г. А. Задержанное разрушение закаленной стали // Проблемы металловедения и физики металлов. М.: Металлургия, 1973. Т. 2. 134 с.
6. Muser M., Schmidt V. Fractography and mechanism of hydrogen cracking – the fish-eye concept // Proc. 6th Internat. Conf. on Fracture. 1984. Vol. 4. P. 24-26.
7. Asahi H., Hirakami D. and Yamasaki S. Hydrogen trapping behavior in vanadium-added steels // ISIJ International. 2003. Vol. 43, №4. P. 527-533.
8. Yamasaki S., Masubuki, Toshimi T. // Nippon Steel Tech. Report. 1999. July, №80. P. 50-55.
9. Namimura Y. et al. Development of steels for high-strength bolts with excellent delayed fracture resistance // Wire J. Int. 2003. Vol. 36, N 1. P. 62-67.
10. Анализ эксплуатационного разрушения крупной стальной оси и разработка мер для его предотвращения / Одесский П.Д., Филиппов Г.А.,

- Ливанова О.В., Гневко А.Н., Кулик В.Ю., Егорова А.А. // Сталь. 2010. №11. С. 83-91.
11. Саррак В.И., Филиппов Г.А. О природе инкубационного периода задержанного разрушения закаленной стали // ФММ. 1974. Т. 32, №6. С. 126-130.
12. Иванова В.С., Терентьев В.Ф. Природа усталости металлов. М.: Металлургия, 1975. 456 с.
13. Фрактографическое и акустико-эмиссионное наблюдение зарождения интеркристаллитной трещины при замедленном разрушении / Забильский В.В., Бартенев О. А., Величко В. В., Полонская С. М. // ФММ. 1986. Т. 62, вып. 4. С. 793-800.
14. Фрактографическое исследование роста усталостных трещин в низкоуглеродистых сталях / Романов О.Н. Деев Н.А., Гладкий Я.Н., Студент А.З. // ФХММ. 1975. Т. 11, №5. С. 23-28.
15. Зайяц С. Выделение фаз и измельчение зерна в ванадийсодержащих сталях // Сб.: Использование ванадия в стали. Екатеринбург: УрО РАН, 2002. С. 225-258.
16. Роль ванадия в микролегированных сталях / Лагнелборг Р., Сивецки Т., Зайяц С., Хатчинсон Б. // Scand. j. of Metall. V. 22, issue 5. October 1999. Mungaard, Copenhagen; пер. с англ. Екатеринбург: ГНЦ РФ УИМ, 2001. 108 с.
17. 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.
18. Романов О. Н. Вязкость разрушения конструкционных сталей. М.: Металлургия, 1979. 175 с.

Bibliography

1. Krutikova I.A., Panfilova L.M., Smirnov L.A. The analysis of influence of various factors on the delayed fracture of fixing connections of designs. // Vestnik MGTU by G.I. Nosov. 2012. №2. P. 68-74.
2. Tetjueva T.V., etc. Laws of damageability of low-alloy steel in corrosion-active hydrogen-sulphide environments // The physical and chemical mechanics of materials. 1990. №2. P. 27-33.
3. Ekobory T. Physics and mechanics of destruction and strength of solid bodies, Translation from English. M.: Metallurgy, 1971. 280 p.
4. Engel L., Klingel G. Raster electronic microscopy. Destruction. M.: Metallurgy, 1986. 230 p.
5. Sarrak V.I., Philippov G.A. The delayed fracture of the hardened steel. In.: Problems of metallurgical science and physics of metal. 1973. №2. 134 p.
6. Muser M., Schmidt V. Fractography and mechanism of hydrogen cracking – the fish-eye concept // Proc. 6th Internat. Conf. on Fracture. 1984. Vol. 4, P. 24-26.
7. Asahi H., Hirakami D. and Yamasaki S. Hydrogen trapping behavior in vanadium-added steels // ISIJ Int. 2003. Vol. 43, №4. P. 527-533.
8. Yamasaki S., Masubuki, Toshimi T. // Nippon Steel Tech. Report. 1999. July, №80. P. 50-55.
9. Namimura Y. et al. Development of steels for high-strength bolts with excellent delayed fracture resistance // Wire J. Int. 2003. Vol. 36, N 1. P. 62-67.
10. Odesskij P.D., Filippov G.A., Livanova O.V., Gnevko A.N., Kulik V.J., Egorova A.A. Analysis of exploitation destructions of a large steel axis and development of measures for its prevention // Steel. 2010. №11. С. 83-91.
11. Sarrak V.I., Philippov G.A. About a nature of the incubatory period of the delayed fracture of the steel // Physics of metals and metallurgical science. 1974. Vol. 32, №6. P. 126-130.
12. Ivanova V.S., Terentjev V.F. Nature of metal fatigue. M.: Metallurgy, 1975. 456 p.
13. Zabilskiy V.V., Bartenev O.A., Velichko V.V., Polonskaja S.M. Fractographic and acoustic-issue observation of an origin of intercrystalline cracks at delayed fracture // Physics of metals and metallurgical science. 1986. Vol. 62, №4. P. 793-800.
14. Romaniv O.N., Deev N.A., Gladkij J.N., Student A.Z. Fractographic research of growth of fatigue crack in low – tempered steel // The physical and chemical mechanics of materials. 1975. Vol. 11, №5. P. 23-28.
15. Zajac S. Precipitation and grain refinement in vanadium-containing steels. In.: Use vanadium in steel. Ekaterinburg: UDRAS, 2002. P. 224-258.
16. Lagenborg R., Siwecki T., Zajac S., Hutchinson B. The role of vanadium in microalloyed steel // Scand. j. of Metall. 1999. Vol. 22, №5. Mungaard, Copenhagen; Translation from English. Ekaterinburg: UIM, 2001. 108 p.
17. 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.
18. Romaniv O.N. Viscosity of constructional steel destruction. M.: Metallurgy, 1979. 175 p.