

ФИЗИКА ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ

PACSnumbers: 61.72.Hh, 62.20.Hg, 81.20.Vj, 81.40.Lm, 83.10.Tv, 83.50.Lh, 83.85.Tz

Ползучесть сварных соединений паропроводов

А. В. Глушко, В. В. Дмитрик, Т. А. Сыренко

*Национальный технический университет
«Харьковский политехнический институт»,
ул. Кирпичёва, 21,
61002 Харьков, Украина*

Представлены результаты изучения особенностей изменения структурного состояния металла сварных соединений паропроводов из теплоустойчивых перлитных Cr–Mo–V-сталей, длительно эксплуатируемых в условиях ползучести. Показана роль влияния физико-химических процессов, проходящих в металле сварных соединений паропроводов, на их структурные изменения. Деформация металла сварных соединений, обеспечиваемая перемещением дислокаций, является наибольшей на участке неполной перекристаллизации зоны термического влияния (ЗТВ). Скорость ползучести преимущественно контролируется переползанием дислокаций и зависит от структурного состояния металла сварных соединений. Увеличение деформации металла сварных соединений при их наработке в условиях ползучести до 200000 ч имеет преимущественно линейный характер, а после характер деформации будет отличаться от линейного.

Ключевые слова: сварные соединения паропроводов, перемещение дислокаций, ползучесть, энергия активации, деформация, структура, повреждаемость, зона термического влияния.

Представлено результати вивчення особливостей зміни структурного стану металу зварних з'єднань паропроводів з теплостійких перлітних Cr–Mo–V-сталей, які тривалий час експлуатуються в умовах плазучости. Показано роль впливу фізико-хімічних процесів, які відбуваються у металі

Corresponding author: Alyona Valerievna Glushko
E-mail: alyonaglushko@gmail.com

*National Technical University 'Kharkiv Polytechnic Institute',
21 Kyrpychov Str., 61002 Kharkiv, Ukraine*

Citation: A. V. Glushko, V. V. Dmytryk, and T. A. Syrenko, Creeping of Welded Joints of Steam Pipelines, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **40**, No. 5: 683–700 (2018) (in Russian), DOI: 10.15407/mfint.40.05.0683.

зварних з'єднань паропроводів, на їх структурні зміни. Деформація металу зварних з'єднань, що забезпечується переміщенням дислокацій, є найбільшою на ділянці неповної перекристалізації зони термічного впливу (ЗТВ). Швидкість плазучості переважно контролюється переповненням дислокацій і залежить від структурного стану металу зварних з'єднань. Збільшення деформації металу зварних з'єднань при їх напрацюванні в умовах плазучості до 200000 год. має переважно лінійний характер, а після характер деформації буде відрізнятися від лінійного.

Ключові слова: зварні з'єднання паропроводів, пересування дислокацій, плазучість, енергія активації, деформація, структура, пошкоджуваність.

The results of studying the features of structural changes of welded joints of steam pipes from heat-resistant pearlitic Cr–Mo–V steels operated for a long time under the conditions of creeping are presented. The role of the influence of physicochemical processes occurring within the metal of welded joints of steam pipes on their structural changes is shown. The deformation of the metal of welded joints, which is ensured by the displacement of dislocations, is the largest in the area of incomplete recrystallization of their heat-affected zone (HAZ). The creep rate is mainly controlled by the displacement of dislocations and is dependent on the structural state of the metal of welded joints. The increase in the deformation of the metal of welded joints operated for a long time under the conditions of creeping of about 200000 hours is linear, and after, their time-dependent deformation character differs from the linear one.

Key words: welded steam-pipe joints, displacement of dislocations, creep, activation energy, deformation, structure, damageability.

(Получено 11 июля 2017 г.; окончат. вариант — 18 февраля 2018 г.)

1. ВВЕДЕНИЕ

Одной из основных проблем, стоящих перед теплоэнергетикой Украины, является высокий уровень повреждаемости сварных соединений энергоблоков, выработавших свой парковый и продлённый ресурс. В металле сварных соединений паропроводов из теплоустойчивых перлитных сталей (12Х1МФ, 15Х1М1Ф), длительно эксплуатируемых в условиях ползучести, проходят физико-химические процессы, обеспечивающие структурные изменения их металла и соответствующее его пластическое деформирование. Анализ структуры выполняли с помощью оптической и электронной микроскопии. Для изучения дислокаций использовали методы тонких фольг. Путём применения сканирующего электронного микроскопа JSM-820 с системой рентгеновского микроанализатора Link AN 10185S определяли химический состав α -фазы, карбидов и неметаллических включений. Изучение особенностей физико-химических процессов целесообразно для снижения их интенсив-

ности, увеличения стабильности структуры, уменьшения деформации и снижения уровня повреждаемости сварных соединений, что обеспечит увеличение долговечности металла сварных соединений и продление ресурса их эксплуатации [1]. Структурное состояние металла сварных соединений паропроводов характеризуется наличием структурной неоднородности. Сварное соединение характеризуется наличием зоны термического влияния (ЗТВ), структура которой формируется под влиянием сварочного нагрева. ЗТВ включает участки (рис. 1) сплавления, перегрева, нормализации и неполной перекристаллизации. Размеры участков и их структура зависят от сварочного нагрева изготавливаемых соединений. Участок сплавления ЗТВ нагревается в область температур T_L-T_S , участок перегрева — в область температур $T_S - 1150^\circ\text{C}$, участок нормализации — в область температур $1150^\circ\text{C} - A_{C3}$, участок неполной перекристаллизации — в область температур $A_{C3}-A_{C1}$.

Наибольшую неоднородность имеет ЗТВ сварных соединений, на участках которой, в зависимости от сварочного нагрева, могут формироваться браковочные структуры или структуры близкие к браковочным. Наличие структурной неоднородности способствует увеличению интенсивности физико-химических процессов, проходящих в металле сварных соединений, длительно эксплуатируемых в условиях ползучести. Относительно наибольшая структурная неоднородность отмечается на участках неполной перекристаллизации, перегрева и сплавления ЗТВ сварных соединений, где интенсивность прохождения физико-химических процессов является большей, чем в металле шва и в основном металле. Соответственно, исходная структура сварных соединений, с различной скоростью, превращается в ферритокарбидные смеси.

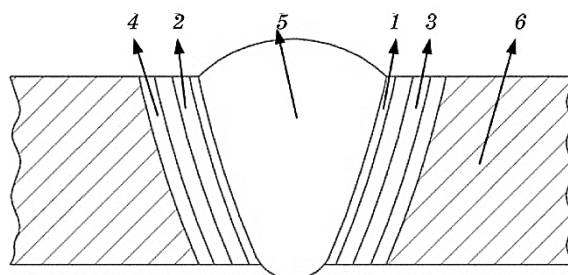


Рис. 1. Схема участков сварных соединений: 1 — участок сплавления; 2 — участок перегрева; 3 — участок нормализации; 4 — участок неполной перекристаллизации; 5 — основной металл; 6 — металл шва.

Fig. 1. Scheme of zones of welded joints: 1—coarse grained zone; 2—fine grained zone; 3—intercritical zone; 4—incomplete recrystallized zone; 5—weld metal; 6—base metal.

Деформация металла сварных соединений имеет сложный характер. Контроль деформации осуществляли в соответствии с положениями нормативной документации. В процессе длительной наработки паропроводов (250000–280000 ч), при массовой деформации их металла составляющей 0,5–0,7%, металл участка неполной перекристаллизации ЗТВ сварных соединений деформируется на 4–8% [1, 2], а участка перегрева на 2–3%. Деформация металла сварных соединений, зависящая от структурного состояния участков ЗТВ, а также металла шва и основного металла, составляет от 0,5 до 8% [1–4].

2. МЕТОДИКА ИЗУЧЕНИЯ ОСОБЕННОСТЕЙ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ, ПРОХОДЯЩИХ В МЕТАЛЛЕ ДЛИТЕЛЬНО ЭКСПЛУАТИРУЕМЫХ, В УСЛОВИЯХ ПОЛЗУЧЕСТИ, СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ПАРОПРОВОДОВ

Процесс деформации металла сварных соединений обеспечивается перемещением дислокаций по механизму переползания и по механизму скольжения. Выявили, что в кристаллах α -фазы (металл сварных соединений паропроводов) преобладающими плоскостями скольжения являются плоскости с индексами $\{110\}$ и $\{112\}$, что близко к результатам выявления систем скольжения в ОЦК-металлах [5–6]. На участке неполной перекристаллизации ЗТВ, где новые продукты распада аустенита представляют глобуляризованный

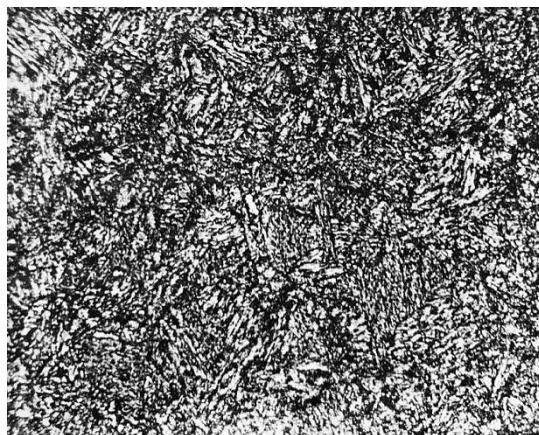


Рис. 2. Структура участка неполной перекристаллизации ЗТВ сварного соединения паропровода острого пара из стали 15X1M1Ф ($\times 160$). Ресурс 280000 ч.

Fig. 2. Structure of the incomplete recrystallized zone of HAZ of welded steam-pipe joints of hot steam. Steel 15X1M1Ф ($\times 160$). Resource is 280000 h.

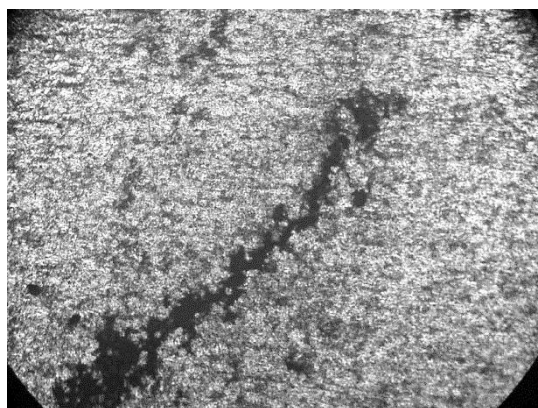


Рис. 3. Микропоры и микротрещина ползучести в ЗТВ сварного соединения из стали 15X1M1Φ ($\times 160$). Ресурс 280000 ч.

Fig. 3. Creeping micropores and microcrack in HAZ of a welded joint. Steel 15X1M1Φ ($\times 160$). Resource is 280000 h.

перлит (рис. 2) обнаружили отдельные плоскости скольжения с индексами $\{123\}$, что требует уточнения.

Деформация кристаллов α -фазы способствует образованию пор, которые, в процессе эксплуатации, превращаются в трещины ползучести (рис. 3), что обуславливает необходимость её изучения с привлечением теории дислокаций.

Перемещение дислокаций (в том числе слабо расщепленных), в структуре сварных соединений, происходит путём образования ступенек и последующего перемещения дислокаций со ступеньками, изменившейся скоростью. Перемещение смешанных дислокаций обеспечивается путём воздействия нормальных напряжений и напряжений сдвига, что согласуется с положениями [3–5, 7]. В процессе длительной наработки сварных соединений скорость ползучести можно представить, как функцию температуры и напряжения.

Поведение металла сварных соединений в процессе длительной наработки характеризуется определёнными структурными изменениями. Деформация металла, как функция времени, при наработке сварных соединений 260000–290000 ч, в основном соответствует второй стадии ползучести.

В процессе ползучести рельеф полос скольжения усиливается, а расстояние между полосами увеличивается. Границы зёрен становятся более чёткими. После наработки сварных соединений свыше 270000 ч начинают проявляться элементы скольжения по границам самих зёрен. При отсутствии сдвиговой деформации такое явление можно считать разновидностью полигонизации (рис. 4), что

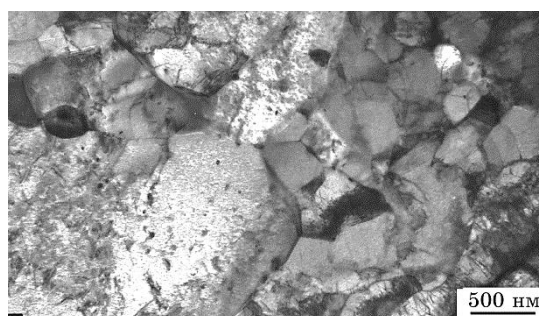


Рис. 4. Полигонизация зёрен α -фазы в металле участка неполной перекристаллизации ЗТВ сварного соединения паропровода из стали 12X1MΦ. Ресурс 276000 ч.

Fig. 4. Polygonization of the α -phase grains in the metal of the part of incomplete recrystallized zone of HAZ of the welded joint of the steam line. Steel 12X1MΦ. Resource 276000 h.

подтверждается наличием начальной стадии сдвигов. Одновременно часть дислокаций формирует в кристаллах α -фазы субграницы с относительно высокой энергией дефектов упаковки, что способствует их переползанию.

Можно показать, что в кристаллах α -фазы (деформация 5–7%) разориентировка между субзернами составляет не более 10° , что характерно для блоков по обе стороны полос сброса (рис. 5). При увеличении степени деформации возрастает и уровень разориентировки субграниц. Размер субзерен, при наработке сварных соединений 250000–280000 ч, возрастает относительно медленно. Увеличение деформации приводит к более заметному сплетению дис-

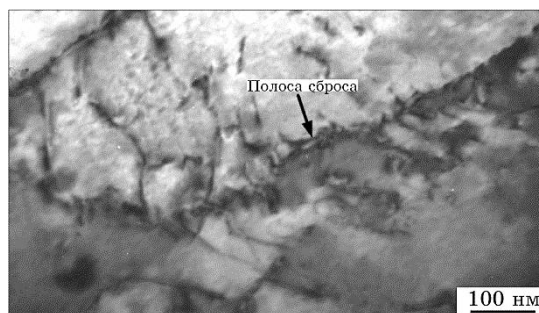


Рис. 5. Микроструктура металла участка неполной перекристаллизации ЗТВ сварного соединения из стали 12X1MΦ ($\varepsilon = 4\%$).

Fig. 5. Microstructure of the metal of the part of incomplete recrystallized zone of HAZ of the welded joint of 12X1MΦ ($\varepsilon = 4\%$).



Рис. 6. Дислокационные сплетения в зёрнах α -фазы структуры участка неполной перекристаллизации ЗТВ сварного соединения из стали 12X1MФ ($\varepsilon = 8\%$; начальная стадия развития фрагментарной структуры).

Fig. 6. Dislocation plexuses in the α -phase grains of the structure of the part of incomplete recrystallized zone of HAZ of the welded joint from steel 12X1MФ ($\varepsilon = 8\%$; the initial stage of development of fragmentary structure).

локаций и зарождению фрагментарной структуры (рис. 6).

Путём использования просвечивающей электронной микроскопии выявили, что природа полигонизации зёрен α -фазы на участках ЗТВ, а также в металле шва и в основном металле является различной (рис. 7). При увеличении степени деформации субграницы проявляются более чётко. Отмечается уменьшение количества дислокаций внутри субзёрен. По границам кристаллов α -фазы, расположенным под углом 45° к оси напряжения (напряжение скольжения $\langle III \rangle$), скорость скольжения является наибольшей, что характерно для участка неполной перекристаллизации ЗТВ. При умень-

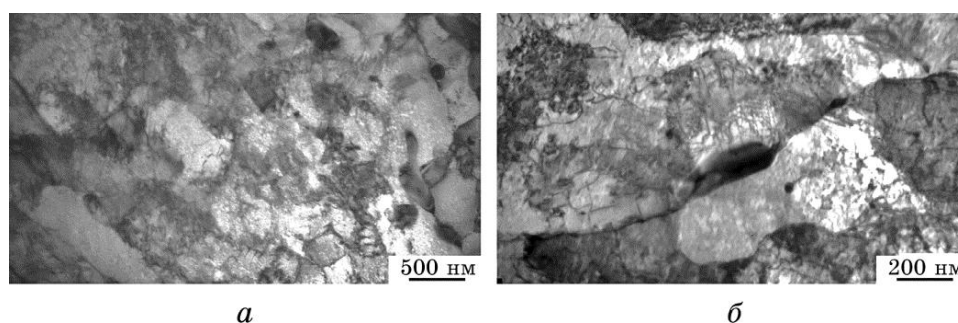


Рис. 7. Полигональная структура основного металла паропровода из стали 12X1MФ: $\varepsilon = 0,5\%$ (а), металл участка неполной перекристаллизации с $\varepsilon = 5\%$ (б).

Fig. 7. The polygonal structure of the main metal of the steam pipeline. Steel 12X1MФ: $\varepsilon = 0.6\%$ (a), metal of incomplete recrystallized zone with $\varepsilon = 5\%$ (b).

шении или при увеличении угла наклона скорость скольжения снижается.

Такой механизм скольжения проявляется при наличии вдоль границ зёрен напряжений сдвига. Отдельные участки границ зёрен перемещаются малыми скачками, которые затем суммируются, что проявляется как эффект увеличения деформации за счёт границ зёрен. Одновременно, в условиях ползучести, границы зёрен могут локально устраняться, т.е. нарушается их сплошность (рис. 8).

Энергоблоки ТЭС насчитывают от 10 до 15 тысяч сварных соединений, которые являются близкими по типу. Размеры участков ЗТВ таких сварных соединений, а также их структуру, относительную деформацию и уровень повреждаемости можно рассматривать на примере одного соединения. Заметим, что определение деформации участка сплавления производить не рекомендуется из-за его малых размеров.

В процессе длительной эксплуатации сварных соединений, в условиях ползучести, структура участков ЗТВ, структура металла шва и основного металла с различной скоростью превращается в ферритокарбидные смеси, что в значительной мере зависит от их исходной структуры. Уровень превращения исходной структуры в ферритокарбидную смесь регламентируется нормативной документацией [8, 9]. В процессе длительной эксплуатации происходит переход хрома, молибдена и ванадия из зёрен α -фазы в карбиды и приводит к образованию сегрегаций, что вызывает увеличение деформационной способности зёрен.



Рис. 8. Структура участка перегрева сварного соединения свежего пара ($\times 160$). Ресурс 180000 ч. Нарушение сплошности границ зёрен указано стрелками.

Fig. 8. Structure of the fine-grained zone of the welded joint ($\times 160$). Resource is 180000 h. Arrows indicate the continuity violation of grain boundaries.

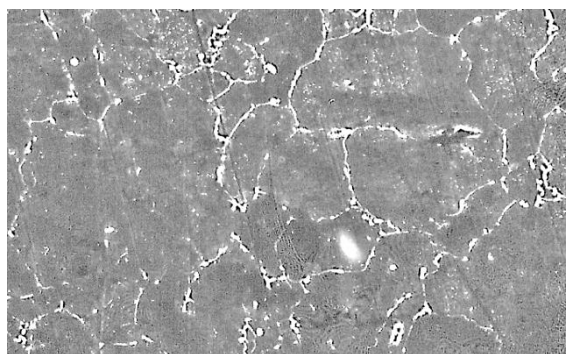


Рис. 9. Структура участка неполной перекристаллизации ЗТВ. Светлые карбидные выделения расположены преимущественно по границам зёрен. Основной металл сталь 12X1MΦ. Ресурс 276000 ч, ×2500.

Fig. 9. Structure of the area of incomplete recrystallized zone of HAZ. Light carbide precipitates are located mainly along the grain boundaries. The main metal is steel 12X1MΦ. Resource 276000 h, ×2500.

Контроль превращения исходной структуры в ферритокарбидную смесь предусматривал: определение содержания количества хрома, молибдена и ванадия в зёрнах α -фазы и в карбидах; определение содержания хрома и молибдена в сегрегациях; состояние карбидных фаз (рис. 9); выявление локального устранения участков границ зёрен и проскальзывание по границам зёрен, а также отход границ зёрен от коагулирующих карбидов, расположенных по границам зёрен. Наибольшей скоростью превращения характеризуется структура участка неполной перекристаллизации ЗТВ сварных соединений, см. рис. 1. В новой структуре могут образовываться прерывистые цепочки из удлинённых карбидов $M_{23}C_6$ по границам зёрен (рис. 9), что позволяет данную структуру рассматривать, как браковочную.

Целесообразно выявить степень деформации металла участков ЗТВ, а также уровень деформации по границам зёрен α -фазы, что связано с зарождением и развитием пор ползучести и последующим их превращением в трещины ползучести (рис. 3, 10). Также важно выявить вклад деформации по границам зёрен в общую деформацию металла на каждом из участков ЗТВ. Для определения степени относительной деформации ε участков ЗТВ, а также металла шва сварных соединений (например, рис. 10) предложили выражение:

$$\varepsilon = Anlk^m S, \quad (1)$$

где A — коэффициент, описывающий среднюю степень превращения исходной структуры определённого участка ЗТВ в ферритокар-

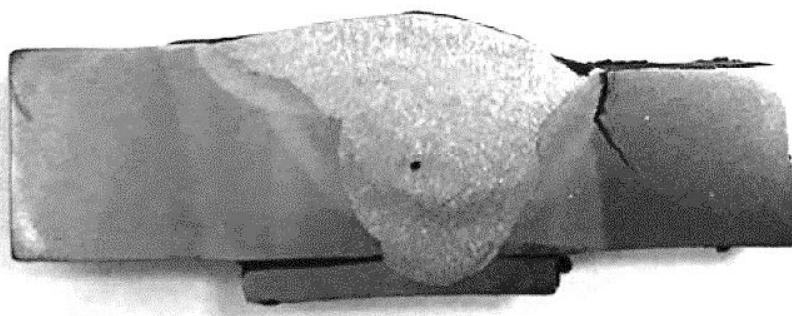


Рис. 10. Повреждаемость трещиной ползучести. Сварное соединение из стали 12Х1МФ ($\times 1,0$). Ресурс 280000 ч.

Fig. 10. Creep-crack damageability. Weld joint consists of steel 12Х1МФ ($\times 1,0$). Resource 280000 h.

бидную смесь, n — количество зёрен на 1 мм^2 , l — средняя величина смещения границ зёрен, k — коэффициент, характеризующий структурное состояние зёрен, m — коэффициент, характеризующий изменение формы границ зёрен, S — площадь определённого участка ЗТВ (рис. 1, табл. 1) или металла шва.

Для выявления степени деформации (1) использовали следующие методы: определяли структурное состояние соответствующего участка ЗТВ согласно ГОСТ 5639-82 (см. балл зерна G в табл. 1); выявляли смещение l отдельных границ зёрен с последующим его усреднением и внесением соответствующих поправок в формулу (1), $l = a_1/a_2$, где a_1 — исходная площадь зерна, мм^2 ; a_2 — расчётная площадь зерна после его деформации; учитывали с помощью коэффициента усреднения A превращение исходной структуры соответствующего участка ЗТВ сварного соединения в ферритокарбидную смесь (в том числе карбидные реакции $M_3C \rightarrow M_7C_3 \rightarrow M_{23}C_6$), коэффициент A определяется по степени превращения исходной структуры определённого участка ЗТВ в ферритокарбидную смесь. Исходные структуры сварных соединений рекомендуются нормативной документацией, например, такая структура может состоять из бейнита 75–90%, феррит — остальное.

На каждом из участков ЗТВ и металла шва превращение происходит неравномерно, что вызывает необходимость усреднять данный коэффициент относительно структуры рассматриваемого участка. Образующиеся в результате превращения ферритокарбидные смеси существенно отличаются между собой. С помощью коэффициента k учитывали наличие сегрегаций, образующихся в структуре зёрен. При содержании хрома в сегрегациях 1,5–2,5% значение k составит 0,2, при содержании 2,5–3,5% — 0,3, а при содержании 3,5–4,5, соответственно, 0,4. Заметим, что содержание хрома в сегрегациях,

ТАБЛИЦА 1.

TABLE 1.

Участки ЗТВ, исходная структура	A	Балл зерна (номер), G ГОСТ 5639-82	n	l	k	m	S , мм^2
Участок перегрева: сорбит + карбиды	0,11	4	128	0,3	0,3	4	60
Участок неполной перекристаллизации: феррит + отпущенный бейнит + + глобуляризованный перлит	0,09	5	256	0,5	0,2	3	70

составляющее 4,5%, является предельным. Содержание молибдена в сегрегациях для определения коэффициента k менее значимо, так как молибден, в большей степени, чем хром, переходит в карбиды, чему способствует, соответственно, его большее сродство к углероду. Путём использования коэффициента m учитывали изменение формы границ зёрен, что обеспечивается локальным нарушением сплошности границ зёрен (рис. 8) и характерно для начальной стадии процесса первичной рекристаллизации. Значение S , площадь участка ЗТВ или металла шва, определяли путём использования оптической микроскопии, непосредственно, на самом шлифе. Например, значение S , равное 60 мм^2 (табл. 1, рис. 10), — это площадь участка перегрева ЗТВ (рис. 1; замер участка, ввиду симметрии, производили с одной стороны).

Целесообразность определения ε определённого участка ЗТВ и металла шва состоит в том, что от степени их деформации зависит повреждаемость сварных соединений, а значит и их ресурс. Практически, в условиях эксплуатации сварных соединений, степень деформации участков ЗТВ определить не представляется возможным. Такая возможность реализуется для однотипных сварных соединений путём изучения особенностей структуры на контрольном образце, вырезанном из действующего паропровода.

Установили, что изменение формы зёрен (деформация) зависит от рабочих параметров: температуры ($T_s = 545\text{--}585^\circ\text{C}$), напряжения ($\sigma_s = 25$ МПа), а также от структурного состояния металла сварных соединений и других параметров. Выявили, что доля скольжения по границам зёрен является незначительной и составляет около 3–8% от уровня их деформации (рис. 11).

3. РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Выявили, что для структуры рассматриваемых сварных соедине-

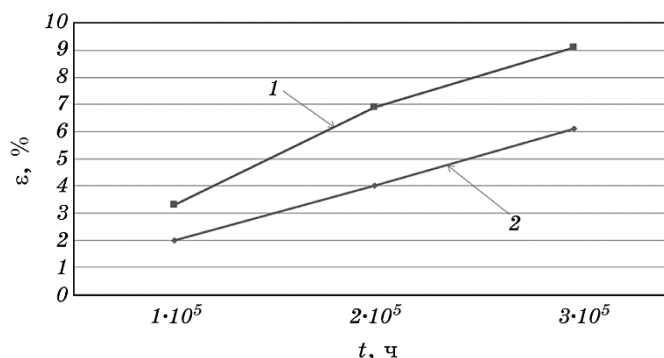


Рис. 11. Доля скольжения в общей деформации зёрен α -фазы: 1 — участок неполной перекристаллизации ЗТВ, 2 — металл шва. Сварное соединение из стали 15X1M1Ф.

Fig. 11. The fraction of slip in a total deformation of α -phase grains: 1— incomplete recrystallized zone of HAZ, 2—weld metal. Steel 15X1M1Ф.

ний характерна линейная зависимость между скольжением по границам зёрен и пластической деформацией. Доля скольжения в полной деформации участков ЗТВ металла шва и основного металла отличается, что можно объяснить их различным структурным состоянием (рис. 11).

Эмпирический подход нахождения зависимости деформации металла сварных соединений от их структурного состояния, рабочего напряжения, температуры и времени эксплуатации требует уточнения. Допуская, что ползучесть определяется температурой как активирующим фактором, скорость ползучести определяли из уравнения Аррениуса:

$$\bar{\varepsilon} = \bar{A}e^{-\frac{\Delta E}{RT}}, \quad (2)$$

где $\bar{\varepsilon}$ — скорость ползучести, ΔE — энергия активации процесса ползучести, T — абсолютная температура, R — газовая постоянная, \bar{A} — коэффициент, учитывающий частоту колебаний диффундирующих элементов Cr и Mo в кристалле α -фазы, изменение энтропии, структурное состояние (распределение дислокаций, выделение вторых фаз и строение границ зёрен).

Путём решения уравнения (2) и последующего его экспериментального подтверждения установили, что деформация сварных соединений, при их наработке до 200000 ч является линейной (рис. 12–14). Аналогичная зависимость характерна и для металла шва. Выявили, что при увеличении деградации металла сварных соединений (наработка свыше 200000 ч) деформация происходит с возрастающей скоростью (рис. 11–14). Процесс деформации связан с

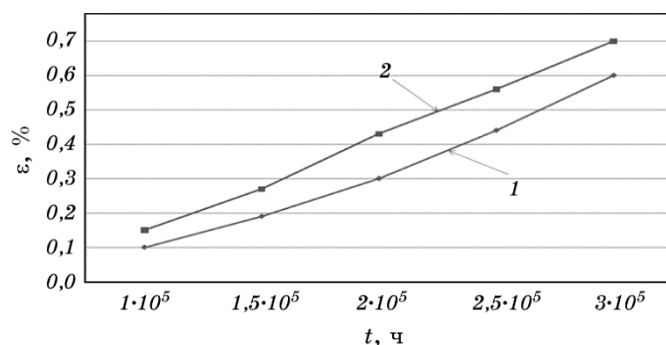


Рис. 12. Зависимость деформации металла сварных соединений (15X1M1Φ) ε от времени их наработки: 1 — участок нормализации ЗТВ; 2 — металл шва, сплав 10XМФ.

Fig. 12. Dependence of the metal deformation of welded joints (15X1M1Φ) ε on the time of their operating time: 1—intercritical zone of HAZ; 2—weld metal, 10XМФ alloy.

диффузионным перемещением атомов хрома и молибдена из центральной зоны зёрен α -фазы в их приграничные зоны, что приводит к образованию сегрегаций [6]. Эффект сдвига внутри зёрен становится основным фактором определяющим деформацию.

Выявили, что ползучесть металла сварных соединений паропроводов ($T_s = 545\text{--}585^\circ\text{C}$, $\sigma_s = 25$ МПа) начинает заметно проявляться после их наработки свыше 250000 ч [1, 2, 5].

Аварийный сброс пара, вызывающий перегрев металла, напри-

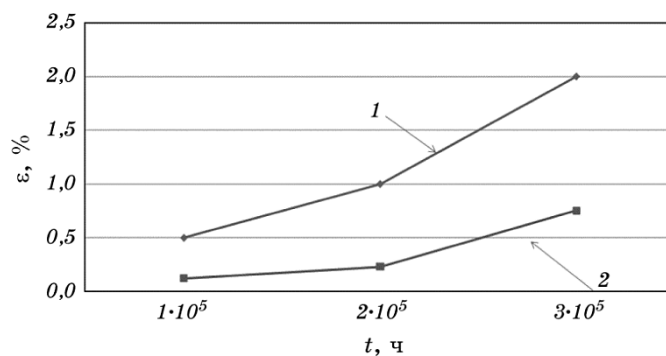


Рис. 13. Зависимость деформации ε от длительности эксплуатации t сварных соединений из стали 15X1M1Φ: 1 — основной металл; 2 — металл участка перегрева ЗТВ.

Fig. 13. Dependence of deformation ε on the operation time t of welded joints made of steel 15X1M1Φ: 1—base metal; 2—fine-grained zone of HAZ.

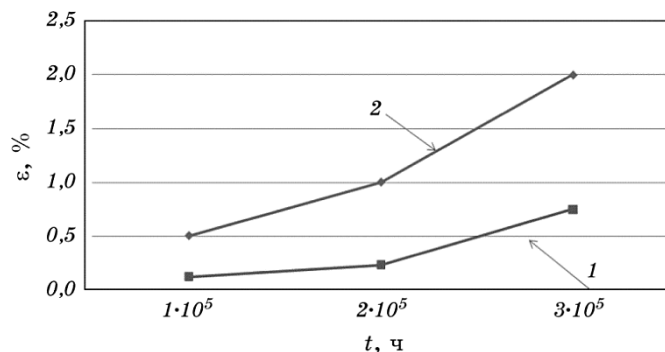


Рис. 14. Зависимость деформации ε от длительности наработки t сварных соединений из стали 12X1MΦ: 1 — металл участка неполной перекристаллизации ЗТВ; 2 — металл шва.

Fig. 14. Dependence of the deformation ε on the duration of running time t of welded joints made of steel 12X1MΦ: 1—metal of the part of incomplete recrystallized zone of HAZ; 2—weld metal.

мер, до температуры T_2 (близкой к 650°C), способствует ускорению ползучести, что обеспечивает соответствующие структурные изменения и увеличение интенсивности образования пор ползучести. Принимая температуру перегрева, как основной активирующий фактор, запишем:

$$\bar{\varepsilon}_1 k_1 e^{\frac{E_1}{RT_1}} = \bar{\varepsilon}_2 k_2 e^{\frac{E_1 + \Delta}{RT_2}}, \quad (3)$$

где $\bar{\varepsilon}_1$ — скорость ползучести при температуре $T_1 = 545^\circ\text{C}$, $\bar{\varepsilon}_2$ — скорость ползучести, вызванная перегревом, k_1 — коэффициент, характеризующий структурное состояние зёрен, соответствующие температуре T_1 , k_2 — температуре T_2 , E_1 — энергия активации ползучести при T_1 , $E_2 = E_1 + \Delta$ — энергия активации ползучести при T_2 . Для определения E_2 выражение (3) прологарифмируем:

$$\frac{E_1}{RT_1} \ln(\bar{\varepsilon}_1 k_1) = \frac{E_1 + \Delta}{RT_2} \ln(\bar{\varepsilon}_2 k_2). \quad (4)$$

Считая, что:

$$\ln(\bar{\varepsilon}_2 k_2) / \ln(\bar{\varepsilon}_1 k_1) = C, \quad (5)$$

получим:

$$E_2 = CE_1 T_2 / T_1. \quad (6)$$

Известно, что перегревы способствуют увеличению деформации

металла сварных соединений и вызывают повреждаемость его порами ползучести [2]. Важно знать зависимость уровня деформации от величины энергии активации, что позволит в условиях ползучести, снизить её скорость. Установили, что энергия активации ползучести и энергия активации самодиффузии являются величинами близкими по значениям. Можно представить, что для кристалла α -фазы (металл сварных соединений) энергия активации пластической деформации ($E_{\text{пд}}$) будет составлять примерно 69–79 ккал/моль, а энергия активации самодиффузии ($E_{\text{сд}}$) — около 58–77 ккал/моль. Следовательно, механизм ползучести обеспечивается образованием и движением вакансий, диффузионным перемещением хрома и молибдена, образованием полигональной структуры. Скорость ползучести можно представить, как проявление эффекта переползания дислокаций, что зависит от диффузионной подвижности легирующих элементов. Путём снижения интенсивности диффузионного перемещения хрома и молибдена можно повысить сопротивляемость переползанию дислокаций. Установили, что при длительной наработке сварных соединений коэффициенты диффузии меняют свои значения. Например, скорость диффузионного перемещения молибдена после наработки сварных соединений свыше 270000 ч увеличивается, а хрома — уменьшается [4].

Скорость диффузионного перемещения хрома и молибдена в металле сварных соединений составляет:

$$\frac{dv}{dt} = \frac{3\sigma_s b^3 k L D_n}{RT}, \quad (7)$$

где L — коэффициент характеризующий размер зёрен α -фазы, D_n — коэффициент диффузии хрома и молибдена (n_1 — Cr, n_2 — Mo).

Диффузионное перемещение хрома и молибдена приводит к образованию сегрегаций в приграничных зонах зёрен α -фазы [7]. Установили, что уровень сегрегации зависит от скорости перемещения хрома и молибдена (рис. 15).

Скорость ползучести металла участков ЗТВ, а также металла шва и основного металла определяли по формуле:

$$\varepsilon_n = \frac{1}{L^3} \frac{dv}{dt} = \frac{2\sigma b^3 D_{\text{Cr}} D_{\text{Mo}}}{m L^2 RT}. \quad (8)$$

Установили, что скорость ползучести металла сварных соединений зависит от диффузионного перемещения хрома и молибдена и соответствует его деформации (рис. 11–13). Важно установить зависимость повреждаемости металла сварных соединений порами ползучести от уровня его деформации.

Установили, что скорость ползучести, обеспечивающая пластическую деформацию металла сварных соединений паропроводов,

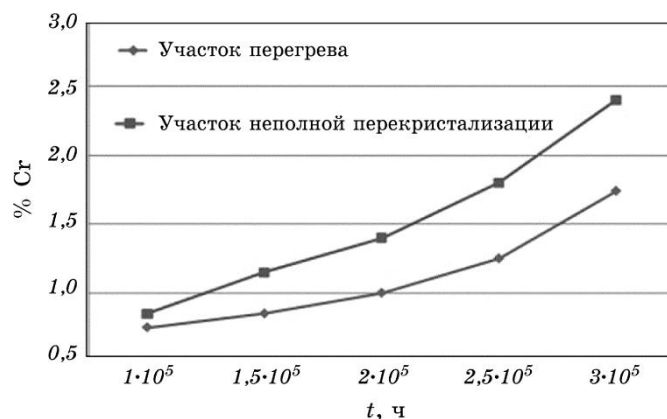


Рис. 15. Зависимость концентрации хрома в приграничных зонах зёрен α -фазы от наработки сварных соединений из стали 15X1M1Ф.

Fig. 15. Dependence of chromium concentration inside the grain-boundary zones of α -phase on the production of welded joints. Steel 15X1M1Ф.

зависит от их структурного состояния. Наибольший уровень деформации характерен для участка неполной перекристаллизации ЗТВ, где новые продукты распада аустенита представляют глобуляризованный перлит [9].

Диффузионное перемещение хрома и молибдена в металле сварных соединений происходит с большей скоростью по границам зёрен α -фазы, чем по их телу [10, 11]. Пересыщение вакансиями по границам зёрен также будет большим. Подпитываемые вакансиями ступеньки дислокаций, по границам зёрен, в процессе перемещения дислокаций способствуют образованию полигонизации зёрен α -фазы (рис. 6), а также образованию микропор. Движение вакансий вдоль линий дислокаций также приводит к изменению формы ступенек на дислокациях, что требует уточнения.

Изучение структурных изменений, а также обеспечивающих их физико-химических процессов, которые происходят в металле сварных соединений паропроводов, при их длительной наработке в условиях ползучести, позволит уточнить концепцию создания новых сталей для работы при повышенных параметрах — температуре $T_3 = 650^\circ\text{C}$ и напряжении $\sigma_3 = 35$ МПа.

4. ВЫВОДЫ

1. Впервые предложена эмпирическая модель определения степени деформации участков ЗТВ путём учёта особенностей структурных изменений их металла, которые происходят в процессе длительной

эксплуатации сварных соединений в условиях ползучести.

2. Впервые учитывали при определении степени деформации участков ЗТВ: превращение исходной структуры в ферритокарбидную смесь; изменение формы границ зёрен; наличие сегрегаций; площадь определённого участка ЗТВ.

3. Выявили, что ползучесть металла с наибольшей скоростью происходит на участках неполной перекристаллизации и перегрева ЗТВ сварных соединений.

4. Выявили, что деформация металла сварных соединений паропроводов, при их наработке до 200000 ч, имеет близкий к линейному характер, а при дальнейшей наработке скорость деформации металла возрастает и принимает нелинейный характер.

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. В. В. Дмитрик, О. В. Соболев, М. А. Погребной, Т. А. Сыренко, *Автоматическая сварка*, № 7: 12 (2015).
2. Ф. А. Хромченко, *Ресурс сварных соединений паропроводов* (Москва: Машиностроение: 2002).
3. A. Glushko, *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*, 6, No. 1 (84): 14 (2016).
4. В. В. Дмитрик, Т. А. Сыренко, *Автоматическая сварка*, № 10: 22 (2012).
5. Дж. Хирт, И. Лоте, *Теория дислокаций* (Москва: Атомиздат: 1972) (пер. с англ.).
6. Т. Судзуки, Х. Ёсинага, С. Такеути, *Динамика дислокаций и пластичность* (Москва: Мир: 1989) (пер. с япон.).
7. V. V. Dmitrik, E. D. Grinchenko, and T. O. Syrenko, *Welding International*, 25, No. 11: 368 (2011).
8. *Методические указания по металлографическому анализу при оценке качества и исследовании причин повреждений сварных соединений паропроводов из сталей 12Х1МФ и 15Х1М1Ф тепловых электростанций*. МУ 34-70-161-87 (Москва: ВТИ: 1987).
9. *Инструкция о порядке обследования и продлении срока службы паропроводов сверх паркового ресурса*. СО 153-34.17.470-2003 (Москва: ЦПТИ ОРГРЭС: 2004).
10. С. А. Фирстов, Т. Г. Рогов, *Металлофиз. новейшие технол.*, 39, № 1: 33 (2017).
11. В. В. Дмитрик, Т. А. Сыренко, С. Н. Барташ, А. В. Глушко, *Восточно-Европейский журнал передовых технологий*, 6, № 1 (78): 13 (2015).
12. В. В. Дмитрик, А. В. Глушко, Т. А. Сыренко, *Автоматическая сварка*, № 7:19 (2017).
13. В. В. Дмитрик, В. Н. Баумер, *Металлофиз. новейшие технол.*, 29, № 7: 937 (2007).

REFERENCES

1. V. V. Dmytryk, O. V. Sobol, M. A. Pohrebnoi, and T. A. Syrenko, *Avtomaticheskaya*

- Svarka*, No. 7: 12 (2015) (in Russian).
2. F. A. Khromchenko, *Resurs Svarnykh Soedineniy Paroprovodov* [Resource of Welded Joints of Steam Pipelines] (Moscow: Mashinostroenie: 2002) (in Russian).
 3. A. Glushko, *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*, 6, No. 1 (84): 14 (2016).
 4. V. V. Dmitrik and T. A. Syrenko, *Avtomaticheskaya Svarka*, No. 10: 22 (2012) (in Russian).
 5. J. P. Hirth and J. Lothe, *Teoriya Dislokatsiy* [Theory of Dislocations] (Moscow: Atomizdat: 1972) (Russian translation).
 6. T. Suzuki, H. Yoshinaga, and Sh. Takeuchi, *Dinamika Dislokatsiy i Plastichnost'* [Dislocation Dynamics and Plasticity] (Moscow: Mir: 1989) (Russian translation).
 7. V. V. Dmitrik, E. D. Grinchenko, and T. O. Syrenko, *Welding International*, 25, No. 11: 368 (2011).
 8. *Metodicheskie Ukazaniya po Metallograficheskomu Analizu pri Otsenke Kachestva i Issledovanii Prichin Povrezhdeniy Svarnykh Soedineniy Paroprovodov iz Staley 12Kh1MF i 15Kh1M1F Teplovykh Elektrostantsiy*, MU 34-70-161-87 (Moscow: VTI: 1987) (in Russian).
 9. *Instruktsiya o Poryadke Obsledovaniya i Prodlenii Sroka Sluzhby Paroprovodov Sverkh Parkovogo Resursa*. SO 153-34.17.470-2003 (Moscow: TsPTI ORGRES: 2004) (in Russian).
 10. S. O. Firstov and T. G. Rogul, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 39, No. 1: 33 (2017) (in Russian).
 11. V. V. Dmitrik, T. A. Syrenko, S. N. Bartash, and A. V. Glushko, *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*, 6, No. 1 (78): 13 (2015) (in Russian).
 12. V. V. Dmitrik, A. V. Glushko, and T. A. Syrenko, *Avtomaticheskaya Svarka*, No. 7: 19 (2017) (in Russian).
 13. V. V. Dmitrik and V. N. Baumer, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 29, No. 7: 937 (2007) (in Russian).