



УМЕНЬШЕНИЕ СТРУКТУРНОЙ НЕОДНОРОДНОСТИ УЧАСТКА НЕПОЛНОЙ ПЕРЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ ЗТВ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ПЕРЛИТНЫХ СТАЛЕЙ

В. В. ДМИТРИК, канд. техн. наук, А. Н. ПАЩЕНКО, инж. (Укр. инж.-пед. академия, г. Харьков)

Показано, что интенсивность зарождения и развития повреждаемости при ползучести сварных соединений теплоустойчивых сталей обусловлена видом исходной структуры металла участка неполной перекристаллизации. При помощи управления температурным режимом последнего возможно повышение эксплуатационной надежности сварных соединений.

Ключевые слова: автоматическая сварка, перлитные стали, сварные соединения, микроповреждаемость, исходная структура, структурная неоднородность, паропроводы

Из теплоустойчивых перлитных сталей 15X1M1Ф и 12X1MФ изготавливают паропроводы энергетических установок, например теплоэлектростанций. Увеличение ресурса эксплуатации паропроводов свыше 200 тыс. ч представляется весьма актуальным из экономических соображений. Разрушение сварных соединений паропроводов, эксплуатирующихся в условиях низкотемпературной ползучести $T_0 < 0,5T_{пл}$ (ресурс > 150 тыс. ч), происходит преимущественно по участку неполной перекристаллизации зоны термического влияния (ЗТВ) [1–4]. Статистика разрушаемости по данному участку включает существенный разброс времени, т. е. от 5000 до 250 тыс. ч эксплуатации [3, 5–9]. Изучение разрушений сварных соединений показало, что использование нормативной документации, например «Приложения 2 к ТУ 14-3-460–75. Шкала микроструктур металла котельных труб из сталей 12X1MФ, 15X1M1Ф и 12X2MФСР», регламентирующей сдаточную структуру, к сожалению, не способствует предотвращению разрушаемости сварных соединений по данному участку.

Целью работы является изучение возможности уменьшения исходной структурной неоднородности металла участка неполной перекристаллизации для повышения его сопротивляемости микроповреждаемости в условиях эксплуатационной ползучести.

Сопротивляемость микроповреждаемости сварных соединений в условиях рабочих напряжений и температур зависит от их исходной структуры, в том числе структурной неоднородности, физических условий эксплуатации и других факторов [1, 2, 5, 6, 9–16].

Металл участка неполной перекристаллизации претерпевает сварочный нагрев в области температур, ограниченной $A_{c1} \dots A_{c3}$. Значения микротвердости металла данного участка могут быть ниже, чем у основного металла (не претерпевающего соответствующий сварочный нагрев) [4, 11, 17], хотя их снижение отмечается не всегда [4, 5, 10, 18, 19].

Методика экспериментов. Экспериментальная программа включала расчетно-экспериментальное моделирование температурного режима [8, 20, 21], что позволило получать гладкую аппроксимацию изотерм, характеризующих температурные поля участка неполной перекристаллизации, а также скоростей охлаждения. На основе установленных значений температуры выявляли координаты фрагментов изучаемого участка, где формируются взаимно отличающиеся структуры. Установили, что их формирование и размеры фрагментов зависят от тепловложения в основной металл, геометрии сварных соединений и контролируются скоростью охлаждения после сварочного нагрева. На основе данных, характеризующих определенный температурный режим, подбирали соответствующие параметры режима автоматической сварки плавящимся электродом в смеси защитных газов (80...85 % CO_2 + 15...20 % Ar) образцов из сталей 15X1M1Ф и 12X1MФ, что позволило получить оптимальную исходную структуру участка неполной перекристаллизации, т. е. такую структуру, которая как можно меньше отличается от структуры основного металла (новые продукты распада аустенита, например, должны представлять здесь бейнит или сорбит). Структура основного металла следующая: 30 % феррита и остальное бейнит.

Для экспериментов использовали образцы одной плавки, одинакового химического состава и одинаково термообработанные. При экспериментах применяли режимы сварки, указанные в таблице. Предварительный подогрев во всех случаях составлял 300 °С.

Для исследований применяли микроструктурный, электронно-микроскопический, микрорентгено-спектральный («Neofot-2», «ЭВМ-1200А», Самебах), а также рентгенографический методы. Ползучесть определяли на стандартных образцах (рис. 1) при помощи установок типа АИМА-5-2 и ИП-4М, а также на образцах, разрушившихся в процессе эксплуатации сварных соединений. По-

| Режим сварки | Скорость сварки, м/ч | Сварочный ток, А | Напряжение на дуге, В |
|--------------|----------------------|------------------|-----------------------|
| Штатный | 30...50 | 400 | 34...36 |
| Предлагаемый | 20...25 | 330...370 | 32 |

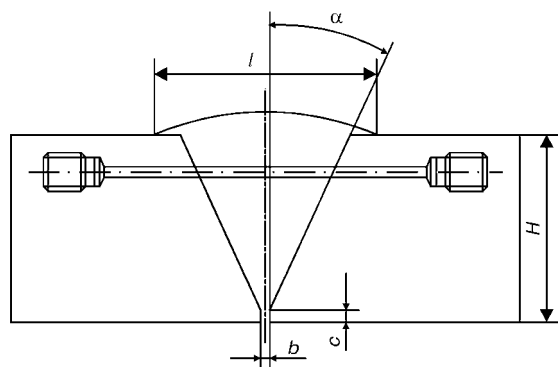


Рис. 1. Схема вырезки образцов для испытаний на ползучесть; $H = 50$ мм; $c = b = 2$ мм; $l = 65$ мм; $\alpha = (27 \pm 3)^\circ$

ры изучали с применением просвечивающей электронной микроскопии на угольных репликах и методами световой металлографии. Количество и состав карбидных фаз определяли с помощью анализа полученных осадков методами фотометрии. Выделение карбидов M_3C и $M_{23}C_6$ производили посредством анодного растворения в растворах солей, а карбидов VC и Mo_2C — в кислотах. По рентгенограммам, полученным на дифрактометре «Дрон-3М», определяли структуру карбидов. Тип карбидов устанавливали также по фотографиям реплик соответствующих сталей при определенном увеличении, т.е. путем сопоставления с фотографиями изучаемых карбидов [22]. Микротвердость (прибор ПМТ-3) измеряли по поперечному сечению сварных соединений.

Результаты экспериментов. Установили, что от сварочного нагрева основного металла зависит не только ширина участков неполной перекристаллизации ЗТВ, но и его локальное увеличение (рис. 2, 3), а от продолжительности нагрева металла в область температур $A_{c_1} \dots A_{c_3}$ и от скорости охлаждения — структура участка. Исследования показали, что размеры зерен структуры рассматриваемого участка (сварные соединения из сталей 15X1M1Ф и 12X1MФ) относительно структуры основного металла вследствие сварочного нагрева менялись незначительно и составляли в изучаемых образцах 6-9 номеров (ГОСТ 5639–82). Бейнит на участке неполной перекристаллизации после сварочного нагрева сохраняет ориентировку, со-

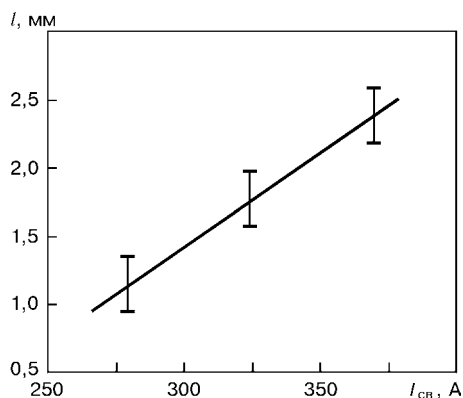


Рис. 2. Зависимость ширины l участка неполной перекристаллизации от сварочного тока $I_{св}$; автоматическая сварка; $v_{св} = 20$ м/ч; образцы изготовлены из стали 15X1M1Ф (см. рис. 1)

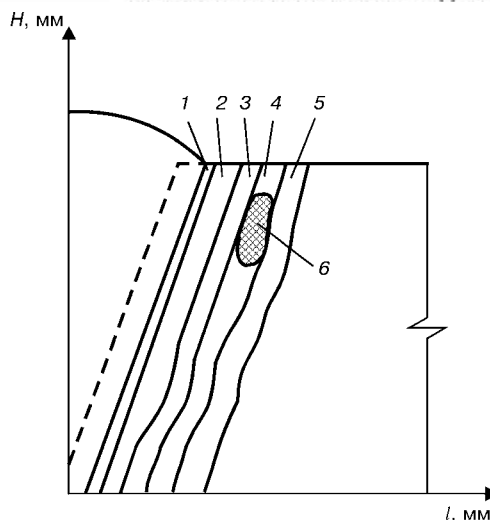


Рис. 3. Схема участков сварного соединения (сварка на штатном режиме, геометрия, см. рис. 1): 1 — сплавления; 2 — перегрева; 3 — нормализации; 4 — неполной перекристаллизации; 5 — рекристаллизации; 6 — фрагмент участка неполной перекристаллизации, где выявлено образование мартенситной структуры (сеточная штриховка)

ответствующую бейниту основного металла. Размеры и структура локальных темнотравящихся оторочек в структуре данного участка (рис. 4) зависят от продолжительности его нагрева в области температур $A_{c_1} \dots A_{c_3}$ и от скорости охлаждения. Такие оторочки являются новыми продуктами распада аустенита и представляют собой грубопластинчатый или сфероидизированный перлит, что согласуется с данными работы [6], а также бейнит, отличающийся по строению от бейнита основного металла, или эвтектоид сорбитного типа, что подтверждается результатами работы [17]. Новые продукты распада аустенита могут включать и фрагменты мартенсита с дисперсными карбидными частицами внутри мартенситных игл, что согласуется с публикацией [6]. Полностью предотвратить образование подобных структур при дуговой сварке не представляется возможным. Однако моделирование температурного режима показывает, что путем соответствующего тепловложения в основной металл можно оптимизировать количественный и качественный состав образующихся на изучаемом участке новых продуктов распада аустенита, а также предотвратить образование фрагментов мартенсита (рис. 4, а) или же получить, например бейнит, близкий по строению к бейниту основного металла.

Моделирование показало, что формирование фрагментов мартенсита, возможно, зависит от тепловложения, обеспечивающего соответствующую продолжительность сварочного нагрева в область $A_{c_1} \dots A_{c_3}$, а также (в большей степени) от скорости охлаждения, примерно от 35 °C/с и выше в области температур $450 \dots 250$ °C (сталь 15X1M1Ф). Однако сама природа формирования фрагментов мартенсита еще неясна и требует дальнейших исследований.

Учитывая определенную сложность анализа микроструктуры данного участка и опыт ее изучения, следует отметить, что при помощи опти-

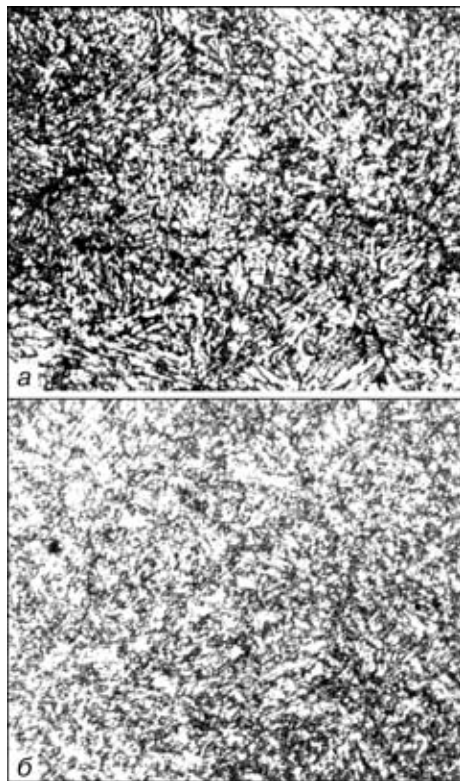


Рис. 4. Микроструктура участка неполной перекристаллизации (см. рис. 1), $\times 400$: *a* — сварка на штатном режиме; *b* — сварка на предлагаемом режиме

ческого микроскопа невозможно в полной мере выявить фрагменты мартенситной структуры. Для этого необходимо применять также рентгеноструктурный метод, позволяющий определить содержание углерода в α -фазе по фотометрическим кривым. С целью подтверждения полученных данных следует изучать и соответствующие реплики.

Мартенсит вытравливается в виде светлых, копьевидных игл или их двойников (рис. 4, *a*), что согласуется с работой [22]. Наличие мартенситных фрагментов подтверждается и замерами микротвердости (рис. 5). Значения микротвердости

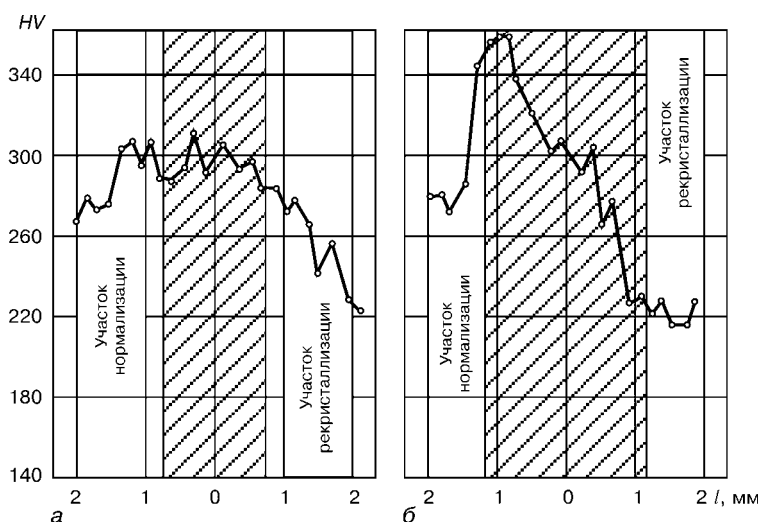


Рис. 5. Исходная микротвердость сварных соединений из стали 15X1M1Ф (см. рис. 3): *a* — сварка на предлагаемых режимах; *b* — сварка на штатных режимах; участок неполной перекристаллизации заштрихован

следует уточнять посредством рентгеноструктурного метода.

Изучение разрушившихся образцов показало, что на бывших фрагментах мартенсита (образцы после термообработки) происходит более интенсивно (в условиях низкотемпературной ползучести) карбидная реакция $M_3C \rightarrow M_{23}C_6$ и коагуляция последних, в том числе по границам зерен, способствующая образованию пор. Однако кинетика такой реакции, как считают авторы статьи, требует дальнейшего изучения.

Моделирование и последующий экспериментальный процесс автоматической сварки данных сталей в смеси защитных газов $CO_2 + Ar$ позволили установить целесообразность ограничения сварочного тока (350...380 А) и скорости сварки (25...30 м/ч) по верхнему пределу (рис. 6). В работах [6, 17] показано, что мартенсит может и не образовываться на участках неполной перекристаллизации, однако не объясняется, как этого достичь.

Моделирование температурного режима дуговой сварки [8, 20] стали 15X1M1Ф позволило установить возможность полного исключения формирования фрагментов мартенсита на участке неполной перекристаллизации в сварных соединениях любых толщин, например при автоматической сварке образцов толщиной 50 мм из стали 15X1M1Ф. Первые 30 мм толщины указанных образцов сваривали на токе 330 А при скорости сварки 25 м/ч, последующие 20 мм — на токе 370 А и скорости сварки 20 м/ч. Структура новых порций распада аустенита на данном участке представляла преимущественно верхний бейнит и сорбит, а также была близкой к структуре основного металла. Опыт показывает, что для каждого ответственного сварного соединения температурный режим следует определять индивидуально расчетным путем.

В карбидной составляющей структуры рассматриваемого участка после сварочного нагрева (сварка на штатных режимах) выявили небольшое количество карбидов $M_{23}C_6$ (около 7 %). На других участках ЗТВ, а также в металле шва карбиды $M_{23}C_6$ в малом количестве обнаружены после термообработки образцов (сварка на штатных и предлагаемых режимах), что находит подтверждение в работе [3]. Отпуск после сварки (730 °С, 3 ч), к сожалению, способствует сосредоточению карбидных выделений по границам (рис. 7), что зависит от вида новых порций распада аустенита. Экспериментально подтверждается, что интенсивность микроразрушаемости на данном участке определяется степенью структурной неоднородности в условиях эксплуатационной низкотемпературной ползучести.

При сварке на штатных режимах степень концентрации карбидов $M_{23}C_6$, M_7C_3 и M_3C (мелкодисперсных) по границам зерен (рис. 7) является более высокой, чем в аналогичной структуре участка при сварке на предлагаемых режимах. Пер-

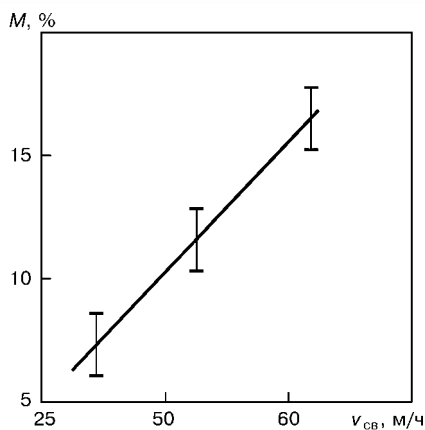


Рис. 6. Зависимость содержания мартенсита M в структуре участка неполной перекристаллизации от скорости сварки $v_{св}$; геометрию образцов см. на рис. 1

воначально значительное зарождение единичных пор в условиях ползучести происходит также по границам зерен, где находятся и коагулирующие (с различной интенсивностью) карбиды $M_{23}C_6$ и M_7C_3 , что согласуется с работой [23]. Наличие карбидов по границам зерен способствует не только развитию пористости, но и образованию цепочек пор размером 2...7 мкм по границам зерен (рис. 8). Цепочки пор по телу зерен являются меньшими и составляют 0,5...2,0 мкм, что соответствует данным работы [4, 15].

Микроповреждаемость в указанных сварных соединениях (I и II стадии ползучести) обусловлена зарождением и развитием пор [16, 21, 23, 24]. Форма микропор на начальной стадии их развития контролируется уменьшающейся поверхностной энергией, в том числе различием концентрации вакансий вдоль поверхности поры, имеющей форму, близкую к эллипсоиду. Установлено, что в процессе развития уже сформировавшихся пор их увеличение, определяющееся интенсивностью объемной диффузии атомов и концентрацией вакансий, зависит от исходной структуры (рис. 9), а форма пор будет отличаться от эллипсоидной.

Можно показать, что поры в испытываемых образцах первоначально зарождаются преимущественно на границах зерен, перпендикулярных к оси приложенного растягивающего напряжения, т. е. там, где расположены и коагулирующие карбиды $M_{23}C_6$. Аналогично первоначально зарождаются поры и в металле сварных соединений, эксплуатирующихся в условиях ползучести. Характерно, что в дальнейшем (II стадия ползучести) микропоры в структуре изучаемых участков (штатный и предлагаемый режимы) образуются и по телу зерен (рис. 8), однако их количество и степень развития находятся в прямой зависимости от исходной структурной неоднородности участков неполной перекристаллизации.

Микроповреждаемости способствует и возможная относительная пластическая деформация отдельных зерен α -фазы, а также их субзерен [14], т. е. возможность развития поверхности микропор может быть реализована по механизму взаимодействия внутреннего скольжения и проскальзывания по границам зерен.

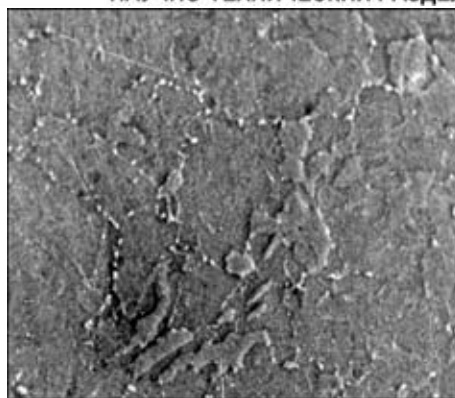


Рис. 7. Исходная структура участка неполной перекристаллизации; светлые цементитные частицы расположены преимущественно по границам зерен отпущенного бейнита; вытравливаемость ферритной матрицы неодинаковая; сварка на штатном режиме; основной металл 15X1M1Ф, $\times 2500$



Рис. 8. Повреждаемость порами ползучести металла участка неполной перекристаллизации; углеродная реплика; ресурс эксплуатации 150000 ч; сварка на штатном режиме; основной металл 15X1M1Ф, $\times 6000$

Зарождение и развитие пористости в металле рассматриваемого участка в условиях участвовавших пусков-остановов является более интенсивным и первоначально осуществляется преимущественно по границам зерен. Однако здесь роль карбидных фаз является скорее вспомогательной.

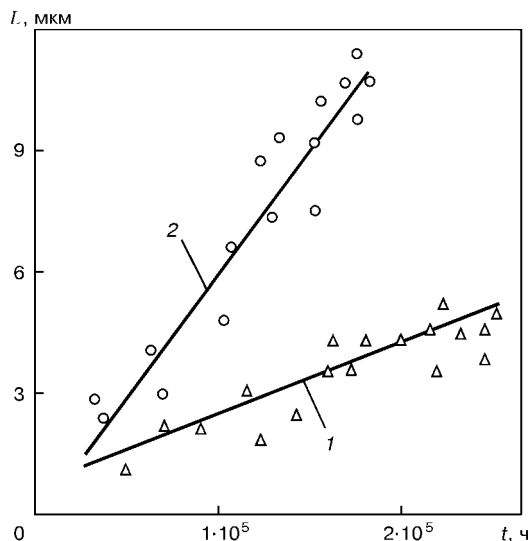


Рис. 9. Увеличение длины пор L в условиях низкотемпературной ползучести при $T = 570$ °С (область растягивающих напряжений $\sigma = 50...70$ МПа): 1 — автоматическая сварка на предлагаемом; 2 — то же на штатном режиме



Таким образом, интенсивность зарождения и развития пористости в образцах, сваренных на предлагаемых режимах (подобранных на основе данных моделирования температурного режима), уменьшается примерно на 25...30 % по сравнению с аналогичными образцами (штатный режим). Соответственно уменьшается и микроповреждаемость сварных соединений из сталей 15X1M1Ф и 12X1MФ.

Выводы

1. Установлено, что интенсивность зарождения и развития пористости металла участка неполной перекристаллизации сварных соединений теплоустойчивых сталей в условиях низкотемпературной ползучести обусловлена видом исходного состояния структуры этого участка.

2. На основе данных моделирования исходной структуры участка неполной перекристаллизации экспериментально определена возможность уменьшения его исходной структурной неоднородности и соответственно снижения интенсивности микроповреждаемости участка, что позволит улучшить эксплуатационные характеристики сварных соединений.

1. Земзин В. Н. Жаропрочность сварных соединений. — Л.: Машиностроение, 1972. — 269 с.
2. Хромченко Ф. А. Надежность сварных соединений труб, котлов и паропроводов. — М.: Энергоиздат, 1982. — 117 с.
3. Шрон Р. З., Небесова И. Ф. Структура, фазовый состав и длительная прочность металла шва хромомолибденовой стали // Автомат. сварка. — 1971. — № 11. — С. 9–11.
4. Хромченко Ф. А. Ресурс сварных соединений паропроводов. — М.: Машиностроение, 2002. — 351 с.
5. Дмитрик В. В., Ильенко Н. А., Кириченко Е. П. Повышение механических свойств металла участка неполной перекристаллизации // Свароч. пр-во. — 1991. — № 1. — С. 11–12.
6. Тонкая структура зоны термического влияния при сварке стали 15X1M1Ф / Т. Г. Березина, Э. Р. Бородин, Л. А. Ашихмина, А. З. Лепехин // Автомат. сварка. — 1974. — № 12. — С. 19–22.
7. Миллер К. Ползучесть и разрушение. — М.: Металлургия, 1986. — 118 с.

8. Дмитрик В. В. Моделирование структуры сварных соединений теплоустойчивых перлитных сталей // Автомат. сварка. — 2000. — № 4. — С. 27–30.
9. Куманин В. И., Ковалева Л. А., Алексеев С. В. Долговечность металла в условиях ползучести. — М.: Металлургия, 1988. — 222 с.
10. «Белая» полоска в сварных соединениях из стали 15X1M1Ф / Б. С. Касаткин, Н. Л. Карета, Ю. Н. Вахнин, С. И. Герман // Автомат. сварка. — 1958. — № 12. — С. 12–16.
11. Дьяченко С. С., Герман С. И., Павляк Я. С. Исследование зоны разупрочнения, возникающей при сварке сталей // Металловед. и терм. обраб. металлов. — 1960. — № 7. — С. 24–26.
12. Царюк А. К. Особенности влияния фосфора на размер неметаллических включений и свойства швов соединений теплоустойчивых сталей // Автомат. сварка. — 1999. — № 4. — С. 26–30.
13. Готальский Ю. Н. Сварка разнородных сталей. — Киев: Техніка, 1981. — 182 с.
14. Розенберг В. М. Ползучесть металла. — М.: Металлургия, 1967. — 257 с.
15. Особенности структурных изменений в сварных соединениях стали 15X1M1Ф при ползучести / Ф. А. Хромченко, Р. Н. Калугин, В. А. Лаппа, И. В. Федина // Свароч. пр-во. — 1999. — № 10. — С. 12–15.
16. Влияние технологической и металлургической наследственности на повреждение зон сварных соединений стали 15X1M1Ф в условиях ползучести / Ф. А. Хромченко, В. А. Лаппа, И. В. Федина, Р. Н. Калугин // Там же. — 1998. — № 4. — С. 18–21.
17. О природе белой полосы в сварных соединениях / О. П. Фомина, В. В. Гавранек, С. С. Дьяченко и др. // Металловед. и терм. обраб. металлов. — 1965. — № 1. — С. 46–47.
18. Моделирование белой полосы в сварных соединениях / О. П. Фомина, В. В. Гавранек, С. С. Дьяченко и др. // Свароч. пр-во. — 1965. — № 3. — С. 13–14.
19. Твердость белой полосы сварных соединений / О. П. Фомина, В. В. Гавранек, С. С. Дьяченко и др. // Там же. — 1965. — № 11. — С. 5–8.
20. Dmitrik V. V. A method of determining the temperature conditions in the molten pool // Welding Intern. — 1999. — 13, № 2. — P. 159–161.
21. Дмитрик В. В. Стабилизация режимов автоматической сварки перлитных сталей // Свароч. пр-во. — 1999. — № 5. — С. 11–14.
22. Металлография железа. Ч. 2. Структура сталей с атласом микрофотографий / Под ред. Ф. Н. Тавадзе. — М.: Металлургия, 1972. — 478 с.
23. Крутасова Е. И. Надежность металла энергетического оборудования. — М.: Энергоиздат, 1981. — 240 с.
24. Елпанова Н. В., Березина Т. Г. Влияние структуры на кинетику разрушения стали 12X1M1Ф при ползучести // Металловед. и терм. обраб. металлов. — 1989. — № 7. — С. 36–39.

It is shown, that the intensity of initiation and development of damageability at creep of welded joints in heat-resistant steels depends on the kind of the initial metal structure in incomplete recrystallization section. Control of the temperature mode of the latter allows improvement of operating reliability of welding equipment.

Поступила в редакцию 28.12.2001,
в окончательном варианте 02.03.2003