

УДК 621.791

Оценка сопротивляемости сталей образованию холодных трещин при повторных нагревах в интервале температур отпуска

Ю.Г. Романов, А.В. Коновалов

Предложен подход к оценке сопротивляемости стали образованию холодных трещин (ХТ) на основе комплексной оценки свойств структуры, определяющих способность стали сопротивляться ХТ, и математической модели изменения этих свойств под воздействием сварочного термического цикла. Возможность применения предложенного подхода показана на примере прогноза изменения сопротивляемости ХТ стали 30ХНЗМ2ФА в условиях многослойной сварки.

Ключевые слова: холодные трещины, прикладная оценка свариваемости сталей, показатель сопротивляемости, отпуск закаленной структуры, математическое моделирование.

The article deals with the approach to an evaluation of steel resistance to formation of cold cracking (CC) based on the integrated assessment of properties of structure determining the steel capability to resist CC and the mathematical model for modification of these properties under the welding thermal cycle. The possibility to apply the proposed approach is demonstrated by the example of prediction of variation of 30XN3M2FA steel resistance to CC under multi-layer welding.

Keywords: cold cracking, evaluation of steel weldability, resistivity index, hardened structure tempering, mathematical modelling.

В МГТУ им. Н.Э. Баумана разработан и постоянно развивается расчетно-экспериментальный метод прикладной оценки свариваемости сталей, реализованный в виде инженерного программного комплекса (ИПК) «Свариваемость легированных сталей» [1, 4, 5]. Для прогнозирования образования холодных трещин (ХТ) в сварных соединениях сталей используется концептуальная модель Э.Л. Макарова [1, 2], основанная на учете соотношений действительных и критических значений трех основных факторов: структурного, водородного и силового. Расчеты действительных факторов трещинообразования выполняются путем имитационного моделирования комплекса физических процессов, протекающих в металле при сварке. Критические значения факторов трещинообразования описываются математическими моделями, полученными статистической обработкой результатов испытаний на замедленное разрушение.

Среди основных факторов, влияющих на образование ХТ, наиболее сложным для учета является структурный фактор. При однопроходной сварке структура металла шва и околошовной зоны (ОШЗ) фор-



РОМАНОВ
Юрий Геннадьевич
старший преподаватель
кафедры
«Технологии обработки
материалов»
(МГТУ им. Н.Э. Баумана)



КОНОВАЛОВ
Алексей Викторович
доктор технических наук,
профессор кафедры
«Технологии сварки
и диагностики»
(МГТУ им. Н.Э. Баумана)

мируется на этапе охлаждения в основном в процессе полиморфного $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения аустенита, поэтому описание структурного фактора размером аустенитного зерна и фазовым составом структуры [1, 2, 5] оказывается достаточным для прогноза показателя сопротивляемости сталей образованию ХТ. В условиях многослойной сварки при повторных нагревах в интервале температур отпуска изменения сформированной после $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения закаленной структуры происходят в результате протекания совершенно других процессов: сегрегация углерода в кристаллах мартенсита, выделение тонкодисперсных промежуточных карбидов и т.д. Особенности протекания структурных изменений при отпуске существенно усложняют описание структурного фактора. Данная работа посвящена дальнейшему развитию расчетно-экспериментального метода применительно к условиям многослойной сварки путем усовершенствования способа учета влияния структурных изменений в интервале температур отпуска на показатель сопротивляемости сталей образованию ХТ.

Экспериментальное исследование влияния повторного нагрева на сопротивляемость свежезакаленных сталей образованию ХТ выполнялась в лаборатории свариваемости материалов МГТУ им. Н.Э. Баумана по методу ЛТП-3 [1–3]. Были исследованы стали 12ХН3А, 30ХГСА, 30Х2Н2М и 30ХН3М2ФА. Эксперимент был поставлен так, чтобы выявить изменение показателя сопротивляемости стали образованию ХТ только в результате структурных изменений, связанных с частичным отпуском мартенсита свежезакаленной стали. Поэтому сначала в каждом образце воспроизводился термический цикл, обеспечивающий закалку стали на мартенсит. Степень отпуска мартенсита, определяющая структурное состояние стали, варьировалась временем и температурой повторного нагрева (рис. 1) лабораторного термического цикла (ЛТЦ), параметры которого представлены в табл. 1.

Для каждого сформированного структурного состояния стали определялся показатель сопротивляемости образованию ХТ путем варьирования степени насыщения образца водородом и его последующим испытанием на замедленное разрушение при одинаковой для всех образцов нагрузке. В результате эксперимента определялась такая критическая концентрация водорода в образце $H_{ДКР}$, превышение которой приводило к образованию ХТ. Полученное значение $H_{ДКР}$ при заданной величине растягивающих напряжений использовалось в качестве показателя сопротивляемости стали образованию ХТ. Эксперимент показал, что для исследованных свежезакаленных сталей повторный нагрев в интервале температур отпуска всегда приводит к повышению их показателя сопротивляемости образованию ХТ. На рис. 1 приведены экспериментальные кривые изменения сопротивляемости ХТ стали 30ХН3М2ФА. Для сталей 12ХН3А, 30ХГСА, 30Х2Н2М получены подобные экспериментальные кривые. Установлено, что величина изменения сопротивляемости ХТ зависит от химического состава стали, продолжительности и температуры повторного нагрева, при этом скорость изменения $H_{ДКР}$ максимальна в начальный момент нагрева и постепенно снижается с увеличением времени теплового воздействия. Поэтому заметное изменение сопротивляемости ХТ наблюдается уже при кратковре-

дом и его последующим испытанием на замедленное разрушение при одинаковой для всех образцов нагрузке. В результате эксперимента определялась такая критическая концентрация водорода в образце $H_{ДКР}$, превышение которой приводило к образованию ХТ. Полученное значение $H_{ДКР}$ при заданной величине растягивающих напряжений использовалось в качестве показателя сопротивляемости стали образованию ХТ. Эксперимент показал, что для исследованных свежезакаленных сталей повторный нагрев в интервале температур отпуска всегда приводит к повышению их показателя сопротивляемости образованию ХТ. На рис. 1 приведены экспериментальные кривые изменения сопротивляемости ХТ стали 30ХН3М2ФА. Для сталей 12ХН3А, 30ХГСА, 30Х2Н2М получены подобные экспериментальные кривые. Установлено, что величина изменения сопротивляемости ХТ зависит от химического состава стали, продолжительности и температуры повторного нагрева, при этом скорость изменения $H_{ДКР}$ максимальна в начальный момент нагрева и постепенно снижается с увеличением времени теплового воздействия. Поэтому заметное изменение сопротивляемости ХТ наблюдается уже при кратковре-

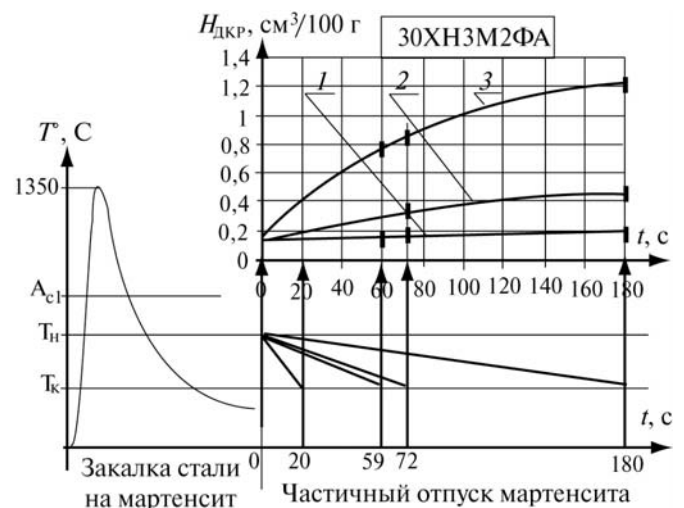


Рис. 1. Влияние частичного отпуска мартенсита свежезакаленной стали 30ХН3М2ФА на сопротивляемость образованию ХТ:

Кривые 1–3 получены для температур повторного нагрева ($T_n - T_k$):

1 – (300...100) °С; 2 – (400...200) °С;

3 – (600...400) °С соответственно;

| — экспериментальные значения $H_{ДКР}$

менном нагреве. Например, для стали 30ХНЗМ2ФА (см. рис. 1) повторный нагрев в течение 20 с при температуре около 350 °С привел к увеличению $H_{ДКР}$ с 0,135 до 0,210 см³/100 г, т.е. к повышению показателя сопротивляемости стали ХТ на 56%.

Таблица 1

Параметры лабораторных термических циклов

Первый нагрев (закалка)		Повторный нагрев (отпуск)		
Максимальная температура $T_{max}, ^\circ\text{C}$	Скорость охлаждения $\omega_{6/5}, ^\circ\text{C}/\text{c}$	Начальная температура $T_n, ^\circ\text{C}$	Конечная температура $T_k, ^\circ\text{C}$	Время воздействия $\Delta t, \text{c}$
1350	10	300	100	20
				59
				72
				180
		400	200	20
				59
				72
				180
		600	400	20
				59
				72
				180

Следует отметить, что в исследованных температурно-временных условиях повторных нагревов заметное изменение сопротивляемости стали ХТ не сопровождается изменением структурных характеристик (размер аустенитного зерна и фазовый состав структуры), используемых авторами [4, 5] для описания структурного фактора трещинообразования. Кроме того, известно, что при достаточно длительных выдержках сопротивляемость ХТ заметно изменяется даже при комнатных температурах (при «отдыхе» металла). Указанное обстоятельство говорит о необходимости расширения набора параметров для описания структурного фактора трещинообразования. Однако сложность определения такого набора состоит в том, что в общем случае структура описывается набором параметров на субмикро-, микро- и макроуровнях, и при этом не до конца выяснено, какие из этих параметров связаны с зарождением и развитием ХТ [2]. Для выявления параметров, описывающих влияние структуры на сопротивляемость сталей образованию ХТ, необходимо выполнение соответствующих исследовательских работ. При этом

многообразие одновременно протекающих структурных изменений, высокая дисперсность выделений, особенно на начальных стадиях отпуска, требуют применения высоко разрешающих методов исследования, таких как Оже-спектроскопия, сканирующая электронная микроскопия и т. п.

Очевидно, что в условиях многослойной сварки прогноз стойкости различных зон сварного соединения к образованию ХТ возможен лишь на основе учета кинетики изменения соотношения между действительными и критическими значениями факторов трещинообразования. Более того, различие термических циклов многослойной сварки требует установления четкой функциональной зависимости между законом изменения температуры в анализируемой точке ОШЗ сварного соединения и законом изменения показателя сопротивляемости в ней.

В этой ситуации, по мнению авторов, перспективно применение феноменологического подхода к прогнозированию показателя сопротивляемости на основе комплексного учета свойств структуры, связанных с образованием ХТ, и математической модели изменения этих свойств во времени в условиях сварки [6, 7].

При разработке предлагаемого подхода авторы статьи исходили из следующего. Разрушение образца наступит лишь тогда, когда в металле протекнут все необходимые для зарождения ХТ процессы и соответствующие им структурные изменения. Таким структурным изменениям можно поставить в соответствие безразмерную переменную $y(t)$, которая будет иметь смысл совокупной оценки всех свойств структуры, определяющих способность стали сопротивляться образованию ХТ. Реакция закаленной стали на тепловое воздействие выражается в непрерывных изменениях состояний ее структуры, что приводит к изменению сопротивляемости стали ХТ. Для заданного уровня напряжений $\sigma' = \text{const}$ можно записать

$$H_{ДКР} = H_{ДКР}[y(t)]_{\sigma' = \text{const}}$$

Макроскопический параметр $H_{ДКР}$, принятый за показатель сопротивляемости стали образованию ХТ, может быть непосредственно

измерен с помощью хроматографа с известной точностью ($\pm 0,01 \text{ см}^3/100 \text{ г}$). В этом случае возможна проверка критерия практики, что необходимо при построении модели.

Процесс математического моделирования состоит в проверке выдвигаемых гипотез до тех пор, пока модельные кривые не будут описывать экспериментальную базу данных с точностью измерения этих данных. Для демонстрации способа построения математической модели выбрана сталь 30ХН3М2ФА. Качественный анализ экспериментальных кривых (см. рис. 1) показал, что характер поведения показателя сопротивляемости ХТ позволяет предположить существование насыщенных состояний, причем уровень насыщения зависит от температурного интервала теплового воздействия. Эксперимент указывает на монотонное возрастание $H_{\text{ДКР}}$ по мере увеличения времени теплового воздействия. Для описания такого поведения $H_{\text{ДКР}}$ в результате проверки различных гипотез авторы пришли к следующим исходным положениям модели:

1) предполагается, что существуют два предельных состояния структуры $H_{\text{д}}^{\text{min}}$ и $H_{\text{д}}^{\text{max}}$, соответствующие максимальной и минимальной сопротивляемости стали образованию ХТ:

$$H_{\text{д}}^{\text{min}} \leq H_{\text{ДКР}} \leq H_{\text{д}}^{\text{max}};$$

2) текущее значение показателя сопротивляемости стали против ХТ выражается линейной комбинацией предельных состояний структуры и характеристики структурного состояния стали:

$$H_{\text{ДКР}} = (1 - y) H_{\text{д}}^{\text{min}} + y H_{\text{д}}^{\text{max}}, \quad (1)$$

где $y(t)$ — безразмерная характеристика текущего состояния структуры;

3) предполагается, что изменение структурного состояния стали под воздействием сварочного термического цикла (СТЦ) описывается линейным дифференциальным уравнением

$$\frac{dy(t)}{dt} = \alpha(T(t)) - y(t)[\alpha(T(t)) + \beta(T(t))], \quad (2)$$

$$y(0) = y_0,$$

где y_0 — начальное структурное состояние стали;

4) кинетика происходящих в стали процессов определяется скоростями α и β изменения структурного состояния стали, которые, как показал эксперимент, сильно зависят от температуры. Таким требованиям удовлетворяют следующие зависимости:

$$\alpha(T) = f T^{-2} \exp\left(-\frac{T_{\alpha}}{T}\right);$$

$$\beta(T) = f T^{-2} \exp\left(-\frac{T_{\beta}}{T}\right).$$

Здесь T_{α} , T_{β} — параметры, имеющие смысл температур и связанные с энергиями активации состояний структуры стали; f — масштабный коэффициент.

Решение дифференциального уравнения (2) совместно с (1) дает функциональную связь (3) показателя сопротивляемости стали ХТ с ее структурным состоянием, изменяющимся под воздействием СТЦ:

$$H_{\text{ДКР}} = (1 - y) H_{\text{д}}^{\text{min}} + y H_{\text{д}}^{\text{max}};$$

$$y = y_0 + (\bar{y} - y_0) \left\{ 1 - \exp[-(A + B)\Delta t] \right\}; \quad (3)$$

$$\bar{y} = \frac{A}{A + B}; \quad A = \frac{1}{\Delta T} \int_{T_{\text{н}}}^{T_{\text{к}}} \alpha dT; \quad B = \frac{1}{\Delta T} \int_{T_{\text{н}}}^{T_{\text{к}}} \beta dT,$$

где \bar{y} — уровень насыщения при $\Delta t \rightarrow \infty$; T — абсолютная температура; t — текущее время термического цикла; Δt — длительность теплового воздействия; $T_{\text{н}}$, $T_{\text{к}}$ — температуры в начале и в конце теплового воздействия при повторном нагреве (см. рис. 1).

После определения значений модельных параметров методом наименьших квадратов была выполнена проверка критерия практики. Расчеты, выполненные с использованием полученных функциональных связей, показали, что отклонения модельных значений $H_{\text{ДКР}}$ от экспериментальных не превышают точности определения содержания водорода в стали на хроматографе (табл. 2, см. рис. 1), т. е. критерий практики удовлетворен. Следовательно, модель не отвергается и может быть использована для расчетов в области ее применимости.

Полученная модель позволяет выполнять прогнозы показателя сопротивляемости исследу-

Таблица 2

Сравнение расчетных и экспериментальных данных $H_{\text{дкр}}$, $\text{см}^3/100 \text{ г}$

	Длительность повторных нагревов, с					$T_{\text{н}} - T_{\text{к}}$, °С
	0	20	59	72	180	
Расчет	0,133	0,142	0,154	0,157	0,171	300—100
Эксперимент	0,135	0,138	0,147	0,150	0,180	
Отклонение	-0,002	0,004	0,007	0,007	-0,009	
Расчет	0,133	0,210	0,316	0,341	0,449	400—200
Эксперимент	0,135	0,210	0,315	0,345	0,447	
Отклонение	-0,002	0,000	0,001	-0,004	0,002	
Расчет	0,133	0,399	0,761	0,847	1,211	600—400
Эксперимент	0,135	0,410	0,760	0,840	1,213	
Отклонение	-0,002	-0,011	0,001	0,007	-0,002	

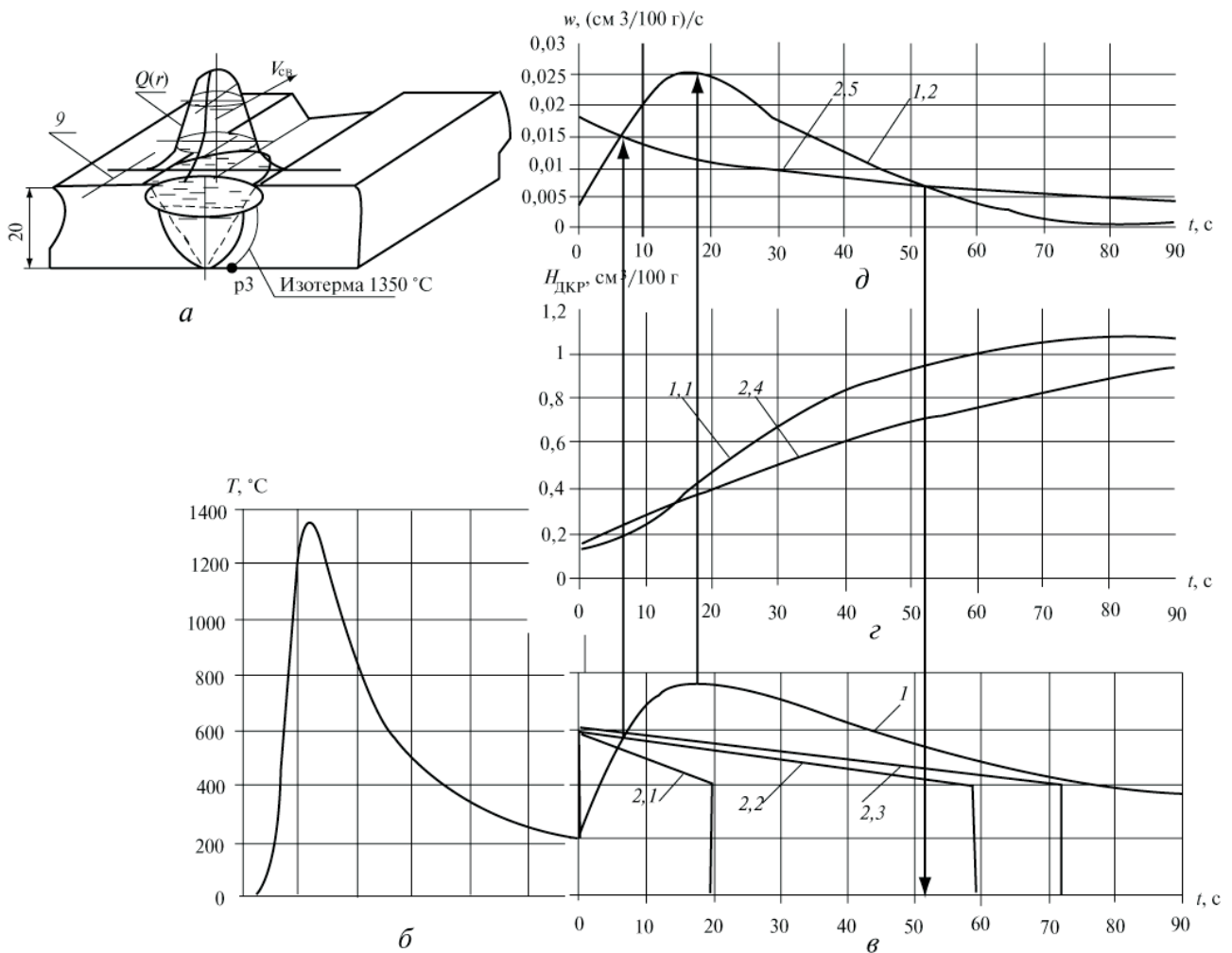


Рис. 2. Результаты модельной оценки сопротивляемости стали 30ХНЗМ2ФА на втором проходе двухпроходной сварки и результаты сравнительного анализа полученного прогноза с экспериментальной базой данных:

a — схема сварного соединения; *б* — расчетный СТЦ первого прохода в точке р3; *в* — 1 — расчетный СТЦ второго прохода; 2.1, 2.2, 2.3 — ЛТЦ повторного нагрева; *г* — 1.1 — модельная кривая (прогноз) изменения показателя сопротивляемости стали ХТ в точке р3 под воздействием СТЦ второго прохода, 2.4 — кривая изменения показателя сопротивляемости стали ХТ, построенная по экспериментальным значениям $H_{\text{дкр}}$ под воздействием ЛТЦ повторного нагрева; *д* — 1.2, 2.5 — скорости изменения сопротивляемости стали ХТ под воздействием СТЦ второго прохода и повторного нагрева ЛТЦ

дованной стали 30ХНЗМ2ФА образованию ХТ и при произвольном законе изменения температуры. Результаты расчетов применительно к условиям СТЦ второго прохода многопроходной сварки стыкового соединения с V-образной разделкой кромок представлены на рис. 2. Рассмотрена точка в нижней части ОШЗ корневого прохода, где температуры повторного нагрева находятся в интервале температур отпуска.

Для сравнительного анализа полученного прогноза с экспериментальной базой данных выбраны ЛТЦ с температурой повторного нагрева от 600 до 400 °С. В интервале 0...20 с сварочный и лабораторный термические циклы существенно различаются. При этом бóльшей температуре соответствует бóльшая скорость изменения сопротивляемости стали образованию ХТ, а в точке пересечения рассматриваемых циклов эти скорости равны. После 20-й с по мере спада температур обеих термических циклов снижаются и скорости изменения $H_{\text{ДКР}}$ и на 52-й с эти скорости становятся равными несмотря на то, что температура сварочного термического цикла выше, чем у лабораторного. Этот факт объясняется эффектом насыщения, который для СТЦ из-за 30 с пребывания стали выше 600 °С, практически достигается к 80-й с. Для ЛТЦ эффект насыщения сказывается в меньшей степени.

Выполненный анализ показал, что характер поведения $H_{\text{ДКР}}$ соответствует положениям построенной модели и не противоречит экспериментальной базе данных.

Выводы

1. Экспериментально показана необходимость совершенствования описания структур-

ного фактора для прогнозирования сопротивляемости стали образованию ХТ при повторных нагревах в интервале температур отпуска.

2. Обоснована возможность использования феноменологического подхода для учета суммарного эффекта влияния структуры на способность стали сопротивляться образованию ХТ.

3. Предложен подход к оценке сопротивляемости стали образованию ХТ на основе совокупной оценки свойств структуры и математической модели изменения этих свойств в условиях сварки.

4. Для стали 30ХНЗМ2ФА построена математическая модель изменения ее сопротивляемости ХТ в условиях частичного отпуска мартенсита.

Литература

1. Теория сварочных процессов / А.В. Коновалов и др.; Под ред. В.М. Неровного. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2007. 752 с.
2. Макаров Э.Л., Коновалов А.В. Система компьютерного анализа свариваемости и технологии сварки конструкционных легированных сталей // Сварочное производство. 1995. № 3. С. 6—9.
3. Компьютерное проектирование и подготовка производства сварных конструкций / С.А. Куркин и др.; Под ред. С.А. Куркина, В.М. Ховова. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2002. 464 с.
4. Макаров Э.Л. Холодные трещины при сварке легированных сталей. М.: Машиностроение, 1981. 248 с.
5. Сварка и свариваемые материалы: В 3 т. Т. 1. Свариваемость материалов / Под ред. Э.Л. Макарова. М.: Металлургия, 1991. 528 с.
6. Прохоров Н.Н. Физические процессы в металлах при сварке. Элементы физики металлов и процесс кристаллизации. М.: Металлургия, 1968. В 2 т. Т. 1. 695 с.
7. Жоголев В.Е., Романов Ю.Г. Модель влияния термовоздействий на стойкость сталей к трещинообразованию // Инженерно-физический журнал. 1997. Т. 70. № 3. С. 476—480

Статья поступила в редакцию 05.05.2011 г.