

УДК 621.81-621.774.5

СИСТЕМО-СТРУКТУРНЫЙ ПОДХОД К ФОРМИРОВАНИЮ ПОВЫШЕННЫХ СВОЙСТВ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКОЙ

© 2014 В.Б. Дементьев, С.Д. Соловьев, М.Ю. Стерхов, Н.А. Спичкин

Институт механики УрО РАН, г. Ижевск

Поступила в редакцию 28.11.2014

В статье описана системная основа для разработки нового поколения технологий обработки сталей на базе термомеханических процессов, в частности, высокотемпературной термомеханической обработкой непрерывно-последовательным винтовым обжатием.

Ключевые слова: *сталь, деформация, термомеханическая обработка, прочность, винтовое обжатие*

Интерес к высокопрочным материалам и сталям, в частности, связан с возможностью достижения предельно высоких уровней статической и циклической прочности. Однако такие материалы характеризуются низким сопротивлением хрупкому разрушению. Для характеристики материала хрупкому разрушению, наряду с показателем ударной вязкости, введен [1] критический коэффициент интенсивности напряжения K_{IC} , являющийся своего рода расчетным показателем «технической когезии» материала в вершине трещины при его хрупком разрушении. При заданных температурно-силовых условиях эксплуатации этот параметр является константой данного материала. Корреляция K_{IC} с временным сопротивлением разрыву σ_b определяется по соотношению:

$$\hat{E}_{IC} = \frac{m \cdot \sigma_a \cdot (\sigma_a + \sigma_{02})}{(1-n) \cdot (\sigma_a - \sigma_{02})}, \quad (1)$$

где m и n – постоянные коэффициенты.

Связь между K_{IC} и ударной вязкостью материала не имеет строгой зависимости, особенно при переходе от одного режима испытания к другому. Так, для сталей с σ_T от 700 до 1700 МПа при вязком разрушении $K_{IC} = 19 \cdot (a_n)^{1/2}$, а при хрупко-вязком – $(K_{IC}/E)^2 = 2 \cdot (a_n)^{3/2}$.

Дементьев Вячеслав Борисович, доктор технических наук, директор. E-mail: demen@udman.ru

Соловьев Сергей Данилович, доктор технических наук, старший научный сотрудник. E-mail: solobimetal@yandex.ru

Стерхов Михаил Юрьевич, кандидат технических наук, старший научный сотрудник. E-mail: mister@udman.ru

Спичкин Николай Анатольевич, кандидат технических наук, старший научный сотрудник. E-mail: ipm@udman.ru

Известно, что сопротивление развитию трещины есть функция структуры материала, которая отражается и на K_{IC} :

$$K_{IC} = 0,43 \cdot \sigma_{\text{н\acute{e}}} \cdot \sqrt{d} \cdot (\sigma_{\text{н\acute{e}}}/\sigma_{\delta}), \quad (2)$$

где $\sigma_{\text{ск}}$ – скалывающее напряжение; d – размер зерна.

Таким образом, при получении высокой прочности материала одновременно важно получить и более высокое его сопротивление распространению трещины, что может быть достигнуто, исходя из зависимости (2), уменьшением размера зерна. В свою очередь, размер зерна в готовой детали определяется технологической системой её получения. Это и химический состав сплава (металл основы и легирующие элементы), и технология его получения (выплавки), и технологические методы переработки полученного слитка. Рассмотрим влияние этих факторов на вязкость разрушения сталей (влияние на критический коэффициент интенсивности напряжения).

Химическими элементами, оказывающими отрицательное влияние на вязкость разрушения сталей, являются фосфор, сера, азот, кислород, водород, олово, свинец, сурьма. Содержание данных элементов определяется методом выплавки и последующим способом переплава. По степени повышения чистоты и качества сталей можно составить следующую последовательность: конверторная выплавка; выплавка в мартеновской и электродуговой печах; электрошлаковый переплав; вакуумно-дуговой переплав. Так, сталь типа 40ХНМ, выплавленная на воздухе, после закалки и отпуска имеет $K_{IC}=1700$ МПа/м^{1/2}, а после вакуумно-дугового переплава $K_{IC}=2650$ МПа/м^{1/2}. Наибольшее различие в

ударной вязкости в зависимости от плавки и термообработки наблюдается для сталей с содержанием углерода менее 0,3-0,4% [3].

Легирование сталей (как сплавов железа с углеродом) позволяет увеличить прочность за счет получения различных структур в заготовках путем их термической обработки. Считается [2, 3], что легирующие элементы, образующие твердые растворы замещения, наряду со значительным упрочнением стали повышают температуру её перехода к хрупкому состоянию, а легирующие элементы, образующие твердые растворы внедрения, оказывают еще более сильное воздействие на вязкость разрушения. Высокая усталостная прочность и вязкость сталей достигается при их термической обработке – улучшении (закалке с высоким отпуском). Закаленные на мартенсит стали характеризуются низким сопротивлением хрупкому разрушению, главным фактором которого является образование крупных кристаллов пластинчатого двойникового мартенсита. С его возникновением на границах кристаллов образуются микротрещины. Резкое снижение вязкости разрушения связывают также с закреплением дислокаций атомами углерода, что снижает их подвижность. При отпуске закаленной стали переход структуры от мартенсита к перлиту позволяет повысить ударную вязкость сталей, но при этом снижаются прочностные свойства. Как показано в целом ряде работ [4-6 и др.], отпуск закаленных сталей ведет к выделению карбидных фаз: при низком отпуске образуется цементит; а при высоком – частицы специальных карбидов, состоящих из соединений легирующих элементов с углеродом. Так, температура образования карбида типа Cr_7C_3 составляет $500^{\circ}C$; Mo_2C – $575^{\circ}C$; V_4C_3 – $600-625^{\circ}C$. При этом критический коэффициент интенсивности напряжения K_{IC} определяется соотношениями:

$$\hat{E}_{IC} = \sqrt{2 \cdot \sigma_{\dot{\sigma}} \cdot \dot{A} \cdot L} \quad \text{или} \\ K_{IC} = (1,05 \cdot \sigma_{\dot{\sigma}} \cdot D)^{1/2} \cdot f^{1/6}, \quad (3)$$

где L – расстояние между частицами второй фазы; f – объемная доля частиц; D – размер частиц.

Как следует из зависимостей (3), увеличение размеров и объёмной доли частиц второй фазы ведет к снижению вязкости разрушения. Так, в крупнозернистой стали излом происходит внутри зерна и представляет собой транскристаллический скол с немногочисленными участками вязкого разрушения [2]. В мелкозернистой стали растрескивание происходит преимущественно по границам зерен, а излом имеет ямочный характер. Кроме того, вязкость разрушения сталей зависит и от места расположения частиц карбидной фазы в структуре. Для повышения

вязкости они должны распределяться как можно более равномерно.

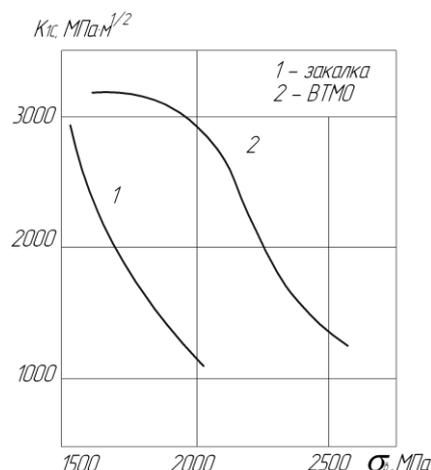


Рис. 1. Зависимость K_{IC} от σ_b стали типа ХГСНМ после отпуска при $200^{\circ}C$

Таким образом, воздействуя технологическими методами обработки на $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение в стали, можно управлять размерами кристаллов мартенсита, зерен феррита и частиц второй фазы. В этом направлении разработано достаточно много технологических методов. Так, скоростная обработка на сверхмелкое зерно (1-2 мкм) [1] стали типа 37Х3МФС повышает вязкость разрушения с $2800 \text{ МПа/м}^{1/2}$ до $3600 \text{ МПа/м}^{1/2}$, увеличивая предел текучести с 1650 МПа до 2070 МПа . Из данных работы [7] следует, что с увеличением степени деформации по обжатию более 15% значительно развиваются процессы измельчения аустенитного зерна с увеличением плотности дефектов упаковки субструктуры, в частности, дислокаций. При этом наибольший прирост их плотности отмечается при увеличении степени деформации от 10% до 30%. В работах [8-11] установлено, что термомеханическая обработка сталей является единственным промышленным высокопроизводительным способом повышения их прочности с одновременным повышением и вязкости разрушения (рис. 1). Это объясняется результатом специфического наследования тонкой структуры аустенита, образующейся в процессе горячей деформации стали при последующем мартенситном превращении и отпуске в процессе термической обработки. В частности, проведение высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО) цилиндрических заготовок из сталей перлитного класса марок 30ХГСА и 30ХН2МФА и аустенитно-мартенситного класса марок Х12М, Х12МФ непрерывно-последовательным винтовым обжатием (НПВО) с пластической деформацией кручением в двух взаимно противоположных направлениях с суммарной степенью деформации

19-25% [12] и непрерывно-последовательным охлаждением деформированной части заготовок на мартенсит позволило получить мелкоугольчатую мартенситную структуру. Для стабилизации остаточных напряжений I-го рода после НПВО на сталях типа Х12МФ проводили низкий отпуск при 200°С. Стали типа 30ХГСА подвергали высокому отпуску. Полученные при этом структуры исследовались и сравнивались со структурами этих же сталей, полученных по серийным схемам термической обработки (ТО) – печной нагрев, закалка и соответствующий отпуск.

Анализ размеров карбидов по сечению образцов из сталей типа Х12М и Х12МФ после различных обработок показал (рис. 2), что в поверхностном слое после ВТМО НПВО карбиды размером более 4 мкм практически отсутствуют, а в импортных сталях их доля составляет около 10% (рис. 2б, г). Большая часть карбидов – более 90% (рис. 2а) после ВТМО НПВО находится в пределах 20-300 нм, а после закалки ТВЧ таких карбидов менее 60%. Размеры карбидов в поверхностных слоях и центре образцов после ВТМО НПВО практически не различаются (табл. 1). После закалки ТВЧ в центре образцов встречаются карбиды размером до 10-12 мкм, что является признаком неравномерного температурно-скоростного режима обработки. Такое различие в размерах карбидной фазы может быть связано с увеличением мест их зарождения. При этом количество остаточного аустенита в стали Х12М после закалки ТВЧ и обработки ВТМО НПВО существенно не изменяется и находится на уровне 21-25%.

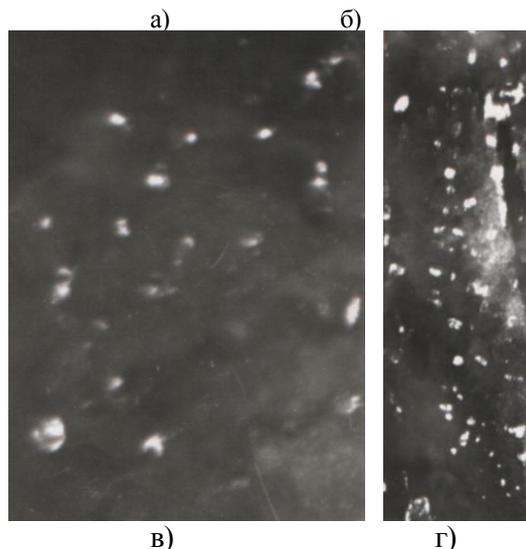
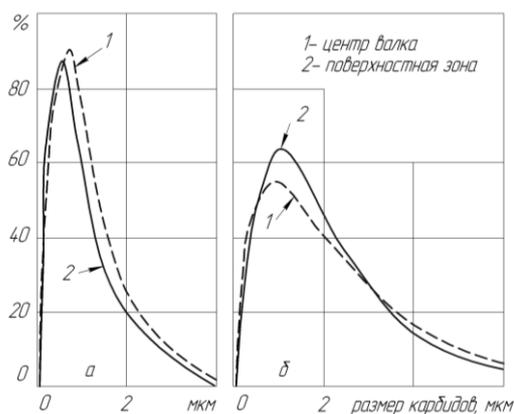


Рис. 2. Карбидная фаза стали Х12МФ: а, б – процентное соотношение карбидов по размерам (а – после ВТМО ВО; б – серийная ТО); в, г – выделения карбидов (в – центр; г – наружная поверхность)

Таблица 1. Количественные параметры карбидной фазы валковых сталей

Марка стали и вид обработки	Зона по сечению	Средний линейный размер, $мкм \cdot 10^{-4}$	Удельная поверхность границ, $м^2/мм^3 \cdot 10$	Объемная доля, %
Х12М после ТПО	центр	$3,0 \pm 0,2$	$1,3 \pm 0,3$	$40,8 \pm 2,2$
	край	$2,4 \pm 0,3$	$1,7 \pm 0,25$	$49,1 \pm 1,4$
Х12МФ после закалки с ТВЧ нагрета	центр	$7,2 \pm 0,3$	$0,55 \pm 0,2$	$34,1 \pm 1,8$
	край	$3,1 \pm 0,2$	$1,35 \pm 0,4$	$62,0 \pm 4,1$

В стали 30ХН2МФА после ВТМО НПВО и высокого отпуска [9] формируется субструктура с более дисперсными, равномерно распределенными карбидами, что обеспечивает повышение избыточной плотности дислокаций в 1,2 раза с 50% увеличением амплитуды дальнедействующих полей напряжений, которые и отвечают за эффект упрочнения [13], и как следствие, увеличение конструктивной прочности стали на 14-19% при сохранении ее пластических свойств и ударной вязкости. Результаты проведенного

анализа перспектив достижения высокого сопротивления разрушению проиллюстрированы на диаграмме (рис. 3) конструктивной прочности $K_{IC}-\sigma_{0,2}$, построенной для испытаний при комнатной температуре. Из диаграммы следует, что определяющее значение для достижения высокой вязкости разрушения сталей имеют технологические процессы обработки на сверхмелкое зерно и термомеханическая обработка.

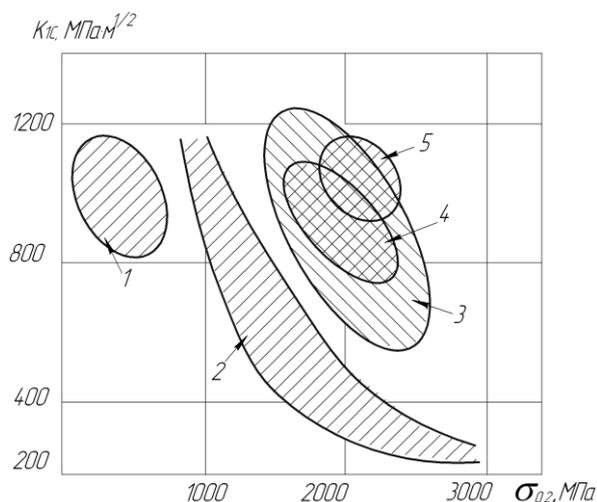


Рис. 3. Диаграмма конструктивной прочности различных сталей:

1 – низкоуглеродистых; 2 – средне- и высокоуглеродистых; 3 – мартенситостареющих; 4 – после термомеханической обработки; 5 – после обработки на сверхмелкое зерно

Выводы: создана системная основа для разработки нового поколения технологий обработки сталей на базе термомеханических процессов, в частности, ВТМО НПВО.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Сверхмелкое зерно в металлах: Сб. ст.: пер. с англ. / ред. Л. К. Гордиенко. М.: Металлургия, 1973. 383 с.
2. Мешков, Ю.Я. Структура металлов и хрупкость стальных изделий / Ю.Я. Мешков, Г.А. Пахаренко. – Киев: Наукова Думка, 1985. 268 с.

3. Владимиров, В.И. Физическая природа разрушения металлов. – М.: Металлургия, 1984. 280 с.
4. Курдюмов, Г.В. Превращения в железе и стали / Г.В. Курдюмов, Л.И. Утевский, Р.И. Энтин. – М.: Наука, 1977. 238 с.
5. Романов, О.Н. Вязкость разрушения конструкционных сталей. – М.: Металлургия, 1979. 216 с.
6. Курдюмов, Г.В. Явления закалки и отпуска стали. – М.: Металлургия, 1960. 231 с.
7. Васильева, А.Г. Деформационное упрочнение закаленных конструкционных сталей. – М.: Машиностроение, 1981. 231 с.
8. Бернштейн, М.Л. Структура и механические свойства металлов / М.Л. Бернштейн, В.А. Займовский. – М.: Металлургия, 1970. 472 с.
9. Шаврин, О.И. Термомеханическая обработка деталей машин. – М.: Машиностроение, 1983. 177 с.
10. Дементьев, В.Б. К вопросу об условиях генерации наноразмерных карбидов в стали 30ХН2МФА при термомеханическом упрочнении / В.Б. Дементьев, Н.А. Спичкин, С.Д. Соловьев // Химическая физика и мезоскопия. 2010. Т. 12, № 4. С. 253-261.
11. Дементьев, В.Б. Стабилизация свойств по длине осе симметричных деталей при ВТМО винтовым обжатием / В.Б. Дементьев, Н.А. Спичкин, С.Д. Соловьев // Научный и информационный бюллетень Международной Академии информации. Удмуртское отделение УдГУ. – Ижевск: Изд-во «Персей», 1997. №2, ч.1. С. 121-130.
12. Патент РФ № 2055911 С21D9/08. Способ термомеханической обработки сталей // В.Б. Дементьев, А.А. Сухих. Оpubл. в бюл. 35. 2001.
13. Смирнов, С.В. Пластичность и деформируемость углеродистых сталей при обработке давлением / С.В. Смирнов, В.П. Швейкин. – Екатеринбург: Изд-во УрО РАН, 2009. 255 с.

SYSTEMATIC AND STRUCTURAL APPROACH TO FORMATION THE INCREASED PROPERTIES OF CONSTRUCTIONAL STEELS BY THERMOMECHANICAL PROCESSING

© 2014 V.B. Dementiev, S.D. Solovyov, M.Yu. Sterkhov, N.A. Spichkin

Institute of mechanics UrB RAS, Izhevsk

In article the systematic basis for development of new generation of steels processing technologies on the basis of thermodeformation processes, in particular, by high-temperature thermomechanical processing by continuous and consecutive screw clamping is described.

Key words: *steel, deformation, thermomechanical processing, durability, screw clamping*

Vyacheslav Dementiev, Doctor of Technical Sciences, Director.

E-mail: demen@udman.ru

Sergey Solovyev, Doctor of Technical Sciences, Senior Research

Fellow. E-mail: solobimetal@yandex.ru

Mikhail Sterkhov, Candidate of Technical Sciences, Senior Research

Fellow. E-mail: mister@udman.ru

Nikolay Spichkin, Candidate of Technical Sciences, Senior Research

Fellow. E-mail: ipm@udman.ru